

# 激光重熔对SLM成形Inconel 718合金组织及织构的影响

崔晓明, 王振旺, 白朴存, 刘飞, 安建林, 赵学平

(内蒙古工业大学, 内蒙古 呼和浩特 010051)

**摘要:** 基于选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 技术制备了不同重熔扫描角度 ( $0^\circ$ 、 $67^\circ$ 、 $90^\circ$ ) 的 Inconel 718 合金。利用 XRD、OM、SEM、EBSD、TEM 等测试方法表征了重熔前后沉积态实验合金微观组织及织构演变, 结果表明: 重熔合金主要由 Laves 相以及少量含 Nb、Ti 元素的碳氮化物和  $\text{Al}_2\text{O}_3$  组成。重熔后合金中的鱼鳞状熔池变宽且变浅, 合金中柱状晶沿打印方向明显生长且宽度增大, 这主要是由于重熔对同一铺粉层下的第一道熔池进行了二次热输入, 为柱状晶连续生长提供了驱动力。重熔后合金中择优取向强度明显增加, 具有较强的  $<100>$  立方织构, 随着重熔转角的增大织构强度增加。重熔前后合金中柱状晶均以外延生长方式为主, 重熔能诱发同一铺粉层相邻熔池交叠区组织由细小晶粒随机取向生长向大尺寸柱状晶外延竞争生长转变, 且不同重熔转角影响交叠区柱状晶内部取向梯度分布方向和外延竞争生长强烈程度。

**关键词:** Inconel 718 合金; 选区激光熔化; 激光重熔; 扫描角度; 微观组织

中图法分类号: TG665; TG146.1<sup>+5</sup>

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)10-2591-08

## 1 引言

Inconel 718 合金是具有高强度和优异的耐高温腐蚀和抗氧化性能, 已广泛应用于航空航天燃气轮机轴系、工业燃气轮机生产、核反应堆和压力容器等领域<sup>[1-4]</sup>。选区激光熔化技术(SLM)可以实现镍基高温合金复杂结构件的生产, 减少了结构件后续加工工序, 提高了生产效率, 已经在工业生产中得到推广<sup>[5-7]</sup>。激光重熔工艺是在同一铺粉层完成激光扫描后, 再次进行激光扫描的工艺, 该工艺能够改善 SLM 成形合金的组织结构及成形质量, 对成形合金具有重要影响<sup>[8]</sup>。

近年来研究人员在 SLM 成形 Inconel 718 合金中扫描策略方面展开了相关的工作。Ravichander 等<sup>[9]</sup>研究了不同扫描策略下 SLM 成形的 Inconel 718 合金微观组织及力学性能, 发现优化后的 Chess 扫描策略具有更高的几何偏差, 更有利于晶粒外延生长。Wan 等<sup>[10]</sup>研究了采用每层不旋转(X)和每层旋转  $90^\circ$ (XY)双向扫描策略成形 Inconel 718 的晶粒组织和晶体学织构的影响, 发现两种扫描策略下均产生双峰晶粒结构和定向柱状晶结构, 但不同的是呈现出了不同的晶粒结构, XY 扫描时由于每层热传输方向旋转导致竞争晶粒生长机制更加明显, 并出现强烈的立方织构。Zhong 等<sup>[11]</sup>研究了高功率下不

同旋转角度成形的 Inconel 718 合金微观组织, 发现随着旋转角度的逐渐增大可以使表面变得平整, 达到消除未熔合缺陷的目的。发现不同的扫描策略尤其是扫描策略中不同转角的影响对 SLM 成形的 Inconel 718 合金微观组织及织构起到了明显的影响。而针对于激光重熔扫描方式 Zhang 等<sup>[12]</sup>研究了不同扫描速度下激光重熔对 Inconel 718 合金组织和性能的影响, 发现在重熔扫描速度在  $1200 \text{ mm/s}$  时, 获得了优异的耐磨性和防腐蚀性, 但是过高的扫描速度( $2000 \text{ mm/s}$ )时冷却速度快, 导致表面粗糙度提高( $R_a: 12.39 \mu\text{m}$ ), 低角度晶界降低(29%)。发现激光重熔这种特殊的扫描策略对于成形样品的微观组织也起到了独特的作用。目前, 开展激光重熔 Inconel 718 合金特别是有关重熔角度与 Inconel 718 合金组织组织演变之间的内在联系尚不清楚。因此, 研究激光重熔不同扫描角度下对 SLM 成形 Inconel 718 合金组织及织构的影响是十分必要的。

本研究以 SLM 成形的 Inconel 718 合金为研究对象, 采用重熔工艺制备了不同重熔扫描角度的实验合金。研究重熔前后以及重熔角度对实验合金微观组织织构的影响, 为开展类似工艺的镍基高温合金研究提供理论基础和实验依据。

收稿日期: 2024-11-07

基金项目: 内蒙古自治区直属高校基本科研业务费(ZTY2023048, JY20240011, JY20220171); 内蒙古自治区重点研发和成果转化计划(2023YFHH0045); 内蒙古自然科学基金(2023LHMS05015)

作者简介: 崔晓明, 男, 1981 年生, 博士, 副教授, 内蒙古工业大学材料科学与工程学院, 内蒙古 呼和浩特 010051, 电话: 0471-6575752, E-mail: cuixiaoming2010@qq.com

## 2 实验

实验原材料为商用 Inconel 718 合金粉末,该合金粉末的成分如表 1 所示。合金粉末形貌如图 1 所示,粉末球形度较好,粉末球体的最大直径约为 80  $\mu\text{m}$ ,最小直径约为 25  $\mu\text{m}$ ,平均直径约为 65  $\mu\text{m}$ 。

本研究选取的重熔工艺为同一铺粉层下进行 2 道次的循环激光打印。同时,建立了同一铺粉层打印过程中,第一道次与第二道次激光扫描转角分别为 0°、67° 和 90° 的差异性。打印工艺为扫描功率为 200 W,扫描速率为 1000 mm/s,扫描层厚 0.03 mm,扫描间距 0.09 mm,层间转角 67°。

图 2 是重熔前后及重熔不同扫描转角实验合金打印工艺示意图。图中黄色平面代表第  $N$  铺粉层,蓝色平面代表第  $N+1$  铺粉层,如图 2a 所示。图 2b 为重熔扫描转角为 0° 的打印工艺示意图,图中箭头所指方向为激光扫描路径方向。对于同一铺粉层而言,由第一道次打印层和第二道次重熔层(remelted layer, RL)组成,且第一道次与

表 1 实验合金成分

Table 1 Composition of experimental alloy(wt%)

Al	Ti	Cr	Fe	Nb	Mo	Ni
0.6	1.0	19.7	18.4	5.1	3.0	Bal.

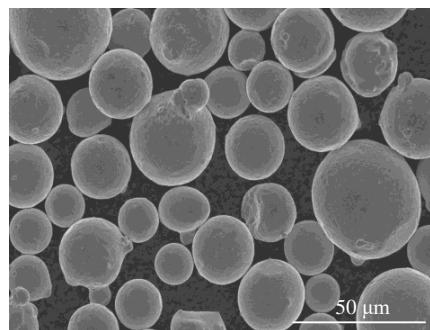


图 1 实验合金粉末形貌

Fig.1 Morphology of experimental alloy powder

第二道次之间扫描路径夹角为 0°。图 2c 和图 2d 分别为重熔扫描转角 67° 和 90° 打印工艺示意图。

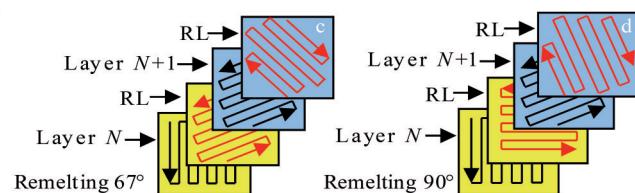
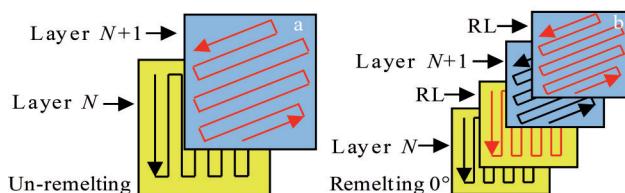


图 2 重熔前后合金打印工艺示意图

Fig.2 Schematic diagram of alloy printing processes before (a) and after (b-d) remelting with different angles: (b) remelting at 0°, (c) remelting at 67°, and (d) remelting at 90°

采用 X 射线衍射仪对实验合金进行物相分析。将实验合金经打磨、抛光和腐蚀,腐蚀液为乙醇:盐酸:氯化铜 = 20 mL:20 mL:1 g,腐蚀时间为 90 s,通过奥林巴斯 GX51F 金相显微镜以及 FEG-Quanta 650 扫描电子显微镜进行微观组织观察。利用 QUANTA FEG 650 扫描电子显微镜配套的 Oxford Nordlys Max 电子背散射衍射仪对实验合金进行 EBSD 测试并将所得的数据导入 Channel 5 软件中进行处理和分析。EBSD 试样电解抛光

液为高氯酸:乙醇=1:9,抛光时间为 50~55 s。采用 FEI Talos F200X 透射电子显微镜和配套的 Supper X 能谱仪对实验合金第二相进行表征。

## 3 结果及分析

### 3.1 重熔前后实验合金 OM 结果分析

图 3a 是重熔 67° 实验合金三维立体 OM 结果,Z 轴为打印方向,图 3b~3d 分别对应图 3a 中 XZ、XY、YZ 面的金

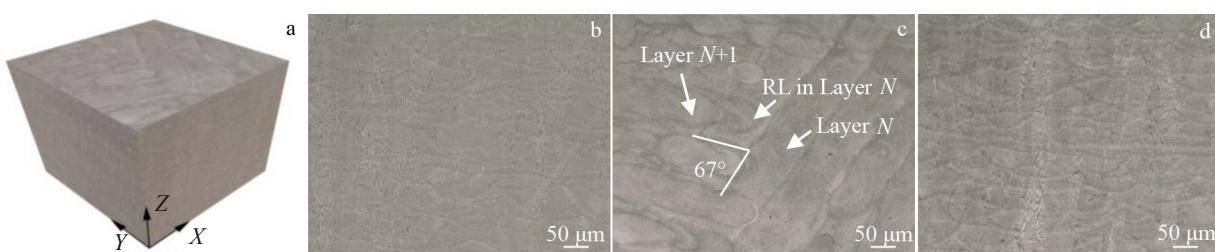


图 3 重熔 67° 合金 OM 照片

Fig.3 Three-dimensional (a) and OM (b-d) images of the alloy remelting at 67°: (b) XZ plane, (c) XY plane, and (d) YZ plane

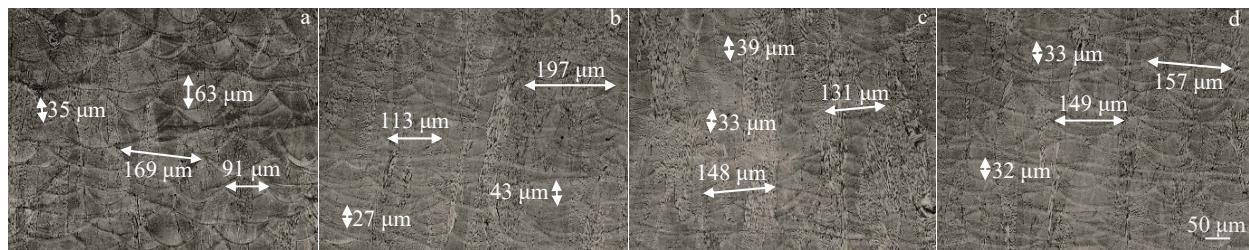


图4 重熔前后实验合金OM照片

Fig.4 OM images of experimental alloys before (a) and after (b-d) remelting: (b) remelting at  $0^\circ$ , (c) remelting at  $67^\circ$ , and (d) remelting at  $90^\circ$

相照片。从图3c可以看出,第 $N+1$ 层打印层(Layer  $N+1$ )熔池与第 $N$ 层重熔层(RL in Layer  $N$ )熔池重合,他们与第 $N$ 层打印层(Layer  $N$ )熔池之间的夹角约为 $67^\circ$ ,这与重熔扫描转角 $67^\circ$ 打印工艺示意图(图2c)一致。

图4a是未重熔实验合金OM照片,打印方向为垂直向上。4组合金中都分布着连续搭接的鱼鳞状熔池结构,重熔后合金中熔池数量明显增加,并且重熔后合金中熔池与未重熔合金熔池相比变宽变浅,这是由于重熔工艺在同一铺粉层中又施加了一次打印过程留下的痕迹,第一次激光打印接触的是金属粉末,第二次激光打印是作用在已经凝固成型的合金表面上所造成的变化;此外重熔合金中柱状晶与未重熔合金相比有明显长大的现象发生。

通过Image-Pro-Plus 6.0软件测量了重熔前后实验合金各10张OM照片的熔池宽度和深度如表2所示,从表2中可以看出重熔合金中平均熔池宽度明显变宽,深度明显变浅,重熔不同扫描转角之间熔池平均尺寸差别不大。

表2 重熔前后实验合金熔池尺寸

Table 2 Molten pool size of experimental alloys before and after remelting

Alloy number	Average width of the molten pool/ $\mu\text{m}$	Average depth of the molten pool/ $\mu\text{m}$
Un-remelting	124	53
Remelting at $0^\circ$	153	32
Remelting at $67^\circ$	147	33
Remelting at $90^\circ$	150	33

### 3.2 重熔前后实验合金SEM结果分析

图5是重熔前后实验合金SEM照片,打印方向为垂直向上。图中白色虚线为熔池边界线(melting pool boundaries, MPBs)。重熔层可以由第 $N$ 层与 $N+1$ 层熔池之间的高度差间接确定。从图5a~5d可以看出重熔前后实验合金中存在明显的柱状晶组织,并且柱状晶的生长方向主要沿着垂直于熔池边界的方向生长,这是由于在SLM成形过程中相邻沉积层热输入产生的温度梯度造

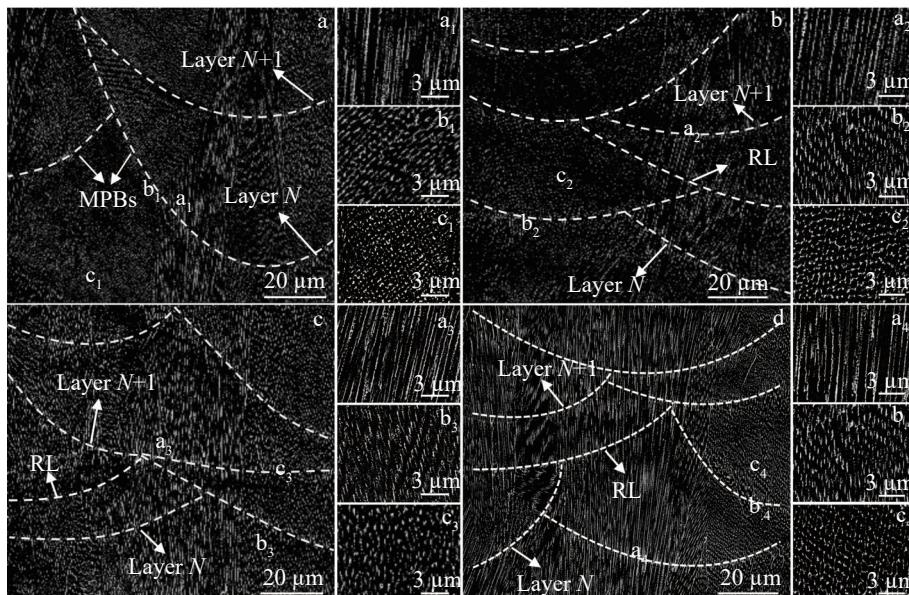


图5 重熔前后实验合金SEM照片

Fig.5 SEM images of experimental alloy before and remelting: (a) un-remelted, (b) remelting at  $0^\circ$ , (c) remelting at  $67^\circ$ , (d) remelting at  $90^\circ$ , ( $a_1-a_4$ ) inside of the columnar crystal, ( $b_1-b_4$ ) outside the columnar crystal, and ( $c_1-c_4$ ) at the boundary of molten pool

成的<sup>[13-14]</sup>。此外,从图 5b~5d 可以看出,重熔后合金中柱状晶的尺寸沿长度和宽度方向均有所长大,重熔层柱状晶组织比例较大,其内部第二相仍然沿打印方向生长,这主要是归功于重熔带来的二次热输入造成的。从重熔前后柱状晶内部 SEM 结果(图 5a<sub>1</sub>~5a<sub>4</sub>)可以看出,柱状晶内部的第二相主要呈长链状沿打印方向分布。进一步观察发现,相较于未重熔而言,重熔之后的柱状晶内部第二相间距变小,且随着扫描转角的增大,第二相间距呈先减小后增大的趋势。此外,重熔前后熔池边界(图 5b<sub>1</sub>~5b<sub>4</sub>)与柱状晶以外熔池内部(图 5c<sub>1</sub>~5c<sub>4</sub>)的第二相均呈颗粒状弥散分布。

### 3.3 重熔前后实验合金 XRD 结果分析

图 6 是重熔前后实验合金 XRD 测试结果,通过 Jade 6.0 软件进行标定得出各衍射峰是以基体  $\gamma$  相为主的(111)、(200)、(220)、(311) 和(222)晶面的衍射峰。除基体  $\gamma$  相以外未发现其余相的衍射峰,原因可能是其余相的含量较少并未检测出,或者是有些相的衍射峰与基体  $\gamma$  相的衍射峰重合。从图 6 中可以看出,相比于未重熔合金,重熔后合金中的(200)与(111)面的峰强比增大,这表明重熔工艺导致合金中形成明显的取向。进一步观察发现,重熔后合金中(222)面衍射峰强度随着扫描转角的增大

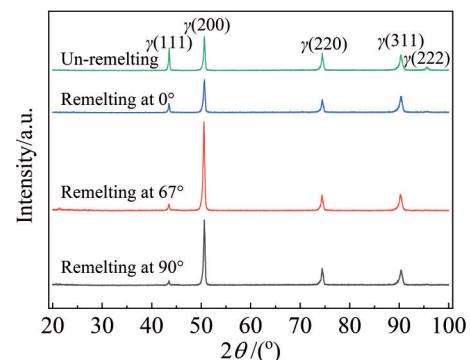


图 6 重熔前后实验合金 XRD 图谱

Fig.6 XRD patterns of experimental alloys before and after remelting

逐渐降低直至消失,这说明重熔工艺对合金内部取向有着重要的影响。

### 3.4 二次重熔实验合金 TEM 结果分析

为进一步明确重熔工艺下实验合金中析出相结构,对重熔 67° 合金进行 TEM 表征,结果如图 7 所示。图 7a 为 HAADF 照片,对图中相互依附的不规则颗粒相(白色方框选定区域“a<sub>1</sub>”、“a<sub>2</sub>”)进行 HRTEM 拍摄,结果分别见图 7b 和图 7c。对图 7b 中颗粒相白色方框“b<sub>1</sub>”选定区域的 FFT 结果(见图 7d)进行标定,可知该相为密排六方结

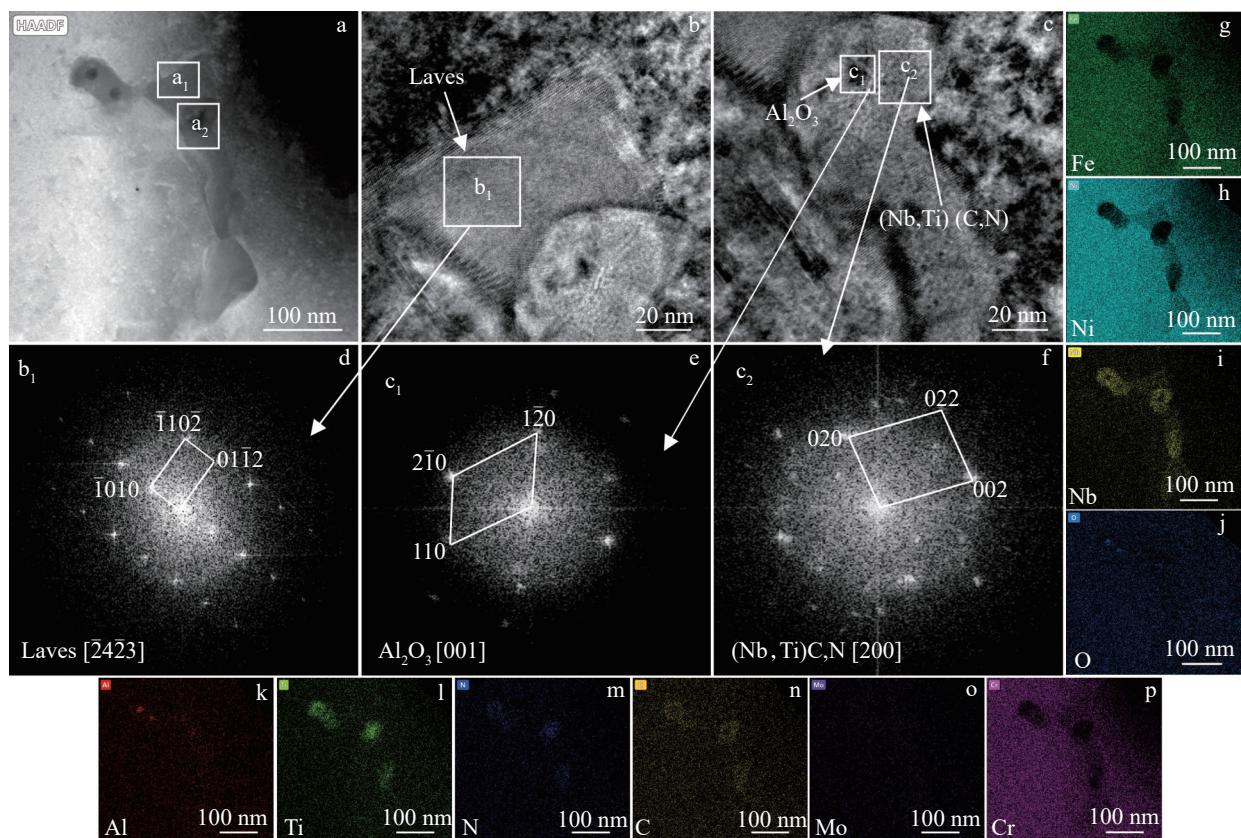


图 7 重熔 67° 合金 TEM 分析

Fig.7 TEM analyses of alloy after remelting at 67°: (a) HAADF image, (b) HRTEM image of  $a_1$  area in Fig.7a, (c) HRTEM image of  $a_2$  area in Fig.7a, (d) SAED pattern of  $b_1$  area in Fig.7b, (e) SAED pattern of  $c_1$  area in Fig.7c, (f) SAED pattern of  $c_2$  area in Fig.7c, (g-p) EDS element mappings of Fig.7a

构的Laves相,晶带轴为 $[\bar{2}4\bar{2}3]$ 。对图7c中第二相选定区域“ $c_1$ ”、“ $c_2$ ”的FFT结果(分别见图7e、图7f,)进行标定,可知“ $c_1$ ”为 $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,晶带轴为[001]。“ $c_2$ ”为面心立方结构的碳氮化物,晶带轴为[200]。进一步分析发现,相互依附的Laves相与碳氮化物,存在关系 $[\bar{2}4\bar{2}3]\parallel[200]$ 。另外,与图7a相应的Mapping结果分别见图7g~7p所示。可以看出Laves相主要由Fe、Ni、Nb、Ti、Cr、Mo元素富集,Laves相常见分子式为 $(\text{Ni},\text{Cr},\text{Fe})_2(\text{Nb},\text{Ti},\text{Mo})$ 。碳氮化物主要由Nb、Ti、C、N元素的富集,碳氮化物常见分子式为 $(\text{Nb},\text{Ti})(\text{C},\text{N})$ 。与课题组前期所研究的未重熔合金相结构组成一致<sup>[15]</sup>。

### 3.5 重熔前后实验合金EBSD结果分析

为了明确重熔前后实验合金晶粒生长及织构演变,对重熔前后实验合金进行EBSD表征。图8是重熔前后实验合金IPF图。从图8a中可以看出未重熔合金主要由沿打印方向生长的典型柱状晶晶粒,以及熔池交叠区少量的细小晶粒组成。图8b~8d中IPF结果表明,重熔后合金中的柱状晶尺寸沿打印方向明显长大,且柱状晶宽度明显增大。图8a~8d中极图结果显示,重熔前后合金中均呈现出<001>立方织构,重熔后合金中织构强度增加,且随着重熔扫描转角的增大,织构强度逐渐增加。

图9是重熔前后平均晶粒尺寸统计结果。从图中可以看出,重熔后合金中10~30 μm尺寸范围内的晶粒占比有所减少,大尺寸晶粒占比增多。重熔后合金平均晶粒尺寸增加,重熔不同扫描转角之间晶粒尺寸的差别不大。

为了进一步理解重熔工艺对晶粒生长的影响。进行了实验合金微区EBSD表征。图10a是未重熔实验合金SEM结果,图10b是图10a对应的欧拉角结果,图10b中白色虚线为熔池边界线。从图10b中可以看出,G1、G2、G3柱状晶主要表现为垂直于熔合线的外延生长机制。另外,从图10b中黑色方框选定区可以发现,同一铺粉层相邻两个熔池交叠区中存在少量随机取向小晶粒,这可能是由于对流引起的复杂热输入方向与优先生长方向的共同作用促进了这些晶粒的产生<sup>[13]</sup>。

图11是重熔合金SEM和EBSD结果。图11a、11c和11e分别为重熔0°、67°、90°合金的SEM照片,图11b、11d和11f分别为图11a、11c和11g所对应的EBSD欧拉角图,图11g是图11d中G12晶粒放大图,图11h为图11g中Y点到Z点取向差角结果。

相比于未重熔合金中同一铺粉层相邻两个熔池交叠区小晶粒组成(图10b黑色方框选定区域),重熔合金中相邻两个熔池交叠区存在外延生长的大尺寸柱状晶,如图11b中G4、G5、G6等晶粒。这表明重熔工艺对合金相邻熔池交叠区晶粒的生长机制有着重要影响,发生了由随机取向的小晶粒向外延生长的大尺寸柱状晶转变。进一步观察图11b发现,合金中存在G5晶粒将G6晶粒截断的现象,这表明重熔工艺还能影响合金熔池交叠区中柱状晶粒之间产生强烈的竞争生长。类似地强烈竞争生长机制,在G7、G8、G9柱状晶粒沿打印方向的外延生长过程也显著存在,可以看出G8、G9将G7截断的现象。此外,从图11b中重熔层RL可以看出,由重熔层底部生

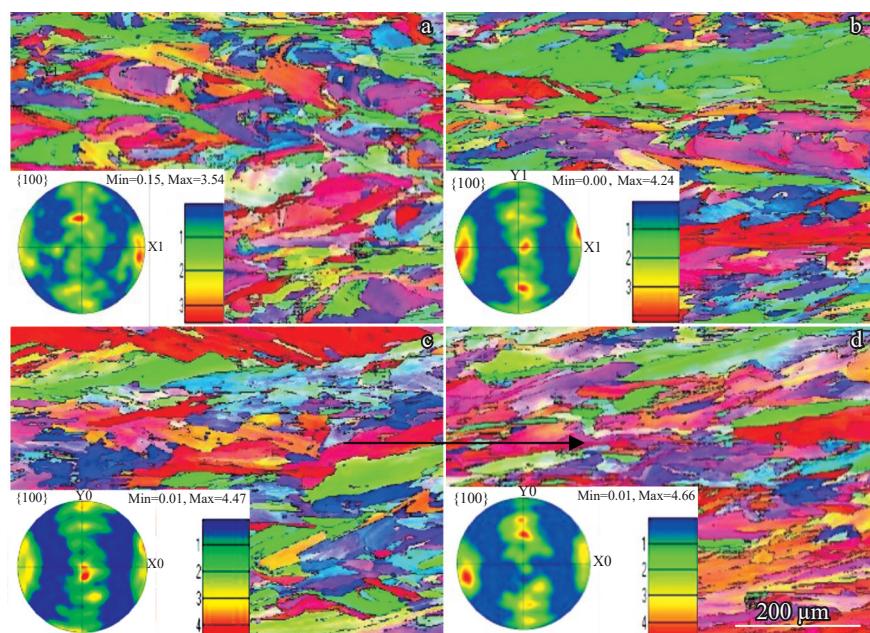


图8 重熔前后实验合金IPF和极图

Fig.8 IPFs and pole figures of the experimental alloys before (a) and after (b-d) remelting: (b) remelting at 0°, (c) remelting at 67°, and (d) remelting at 90°

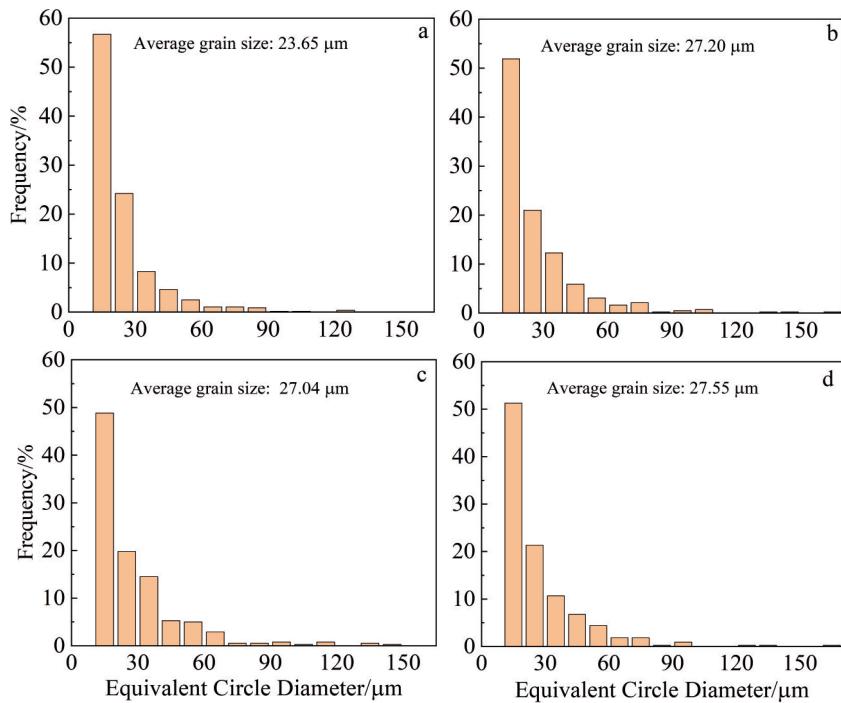


图9 重熔前后实验合金晶粒尺寸

Fig.9 Grain size of the experimental alloys before (a) and after (b-d) remelting: (b) remelting at  $0^\circ$ , (c) remelting at  $67^\circ$ , and (d) remelting at  $90^\circ$

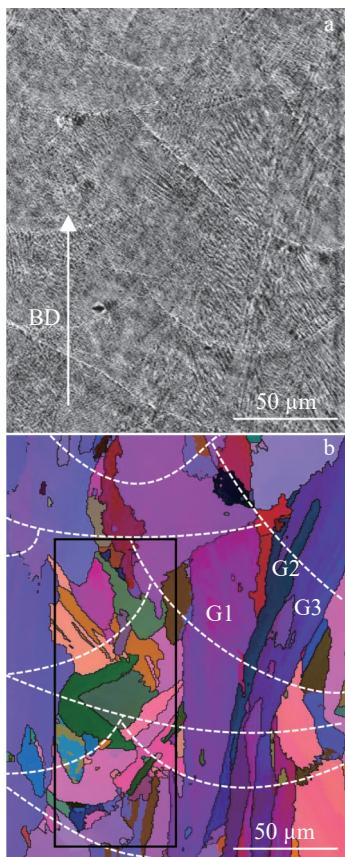


图10 未重熔合金SEM和EBSD照片

Fig.10 SEM (a) and EBSD (b) images of the un-remelting alloy

长出尺寸相对较小且细长的柱状晶粒G10、G11，这可能是由于重熔工艺产生的新柱状晶粒。

从图11d中可以看出，重熔 $67^\circ$ 合金中主要为沿打印方向生长的柱状晶组织。与图11b中相邻两个熔池交叠区晶粒相比，图11d中同样以外延生长的柱状晶为主，未发现明显的柱状晶截断现象，这表明柱状晶外延竞争生长有所缓和。随着扫描转角的增大，交叠区内柱状晶的取向发生变化，如图11d中G12柱状晶粒。选取图11d中G12晶粒进行取向分析，如图11g所示，可以看出该柱状晶内部沿打印方向的取向颜色分布发生变化。Inconel 718为fcc面心立方晶体结构，首选取向为 $<100>$ 取向族，3个晶体学方向 $[100]$ 、 $[001]$ 和 $[010]$ 是等效的<sup>[16]</sup>。图11h为G12柱状晶内部（图11g中YZ黑色线段）沿打印方向的点对点取向差角分布图，可以看出该晶粒取向差角最大 $4.5^\circ$ ，这也表明该晶粒属于取向不同的同一个晶粒。

当重熔扫描角度为 $90^\circ$ 时（图11f），合金仍然以外延生长的柱状晶为主。合金熔池交叠区附近的柱状晶呈现类似“H”型生长，如图11f中G13、G14、G15晶粒所示，这表明柱状晶的竞争生长更加激烈。进一步观察发现，合金中交叠区附近“H”型柱状晶的取向存在沿着垂直于打印方向分布的情况，如图11f中G13和G15晶粒所示。这表明增大重熔扫描角度，能够改变合金熔池交叠区柱状晶取向分布方向。

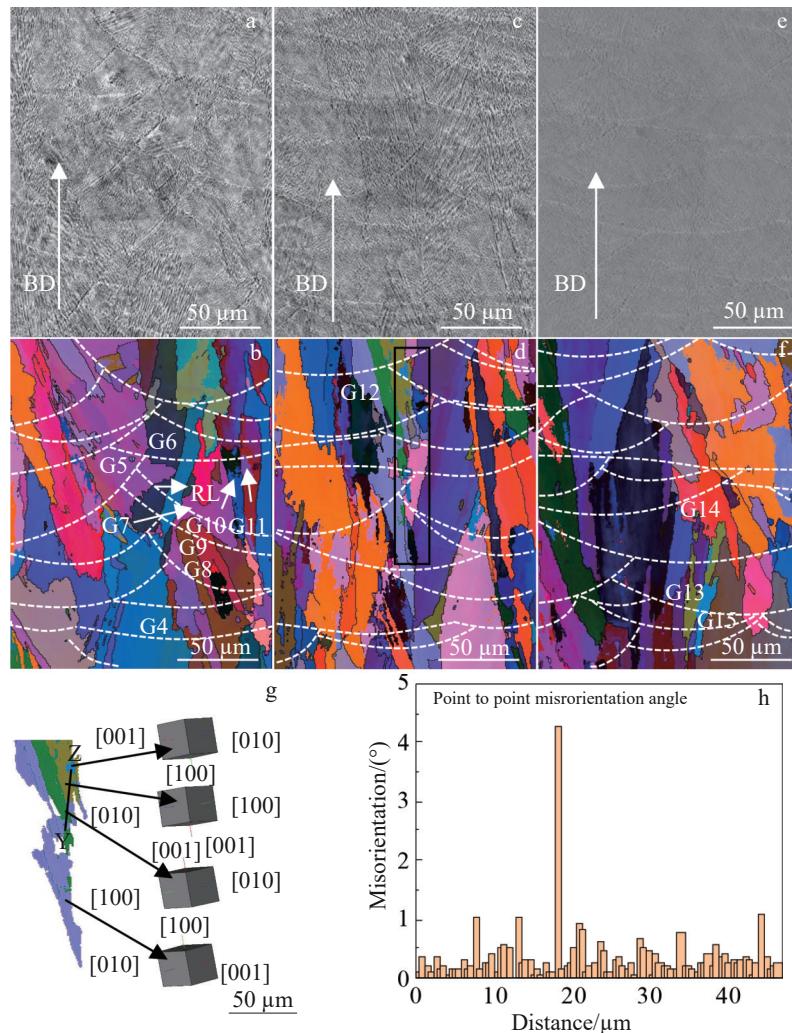


图11 重熔合金SEM照片和EBSD结果

Fig.11 SEM images (a–f) and EBSD results (g–h) for the remelting alloys: (a–b) remelting at  $0^\circ$ , (c–d) remelting at  $67^\circ$ , (e–f) remelting at  $90^\circ$ , (g) enlarge EBSD image of G12 columnar grain in Fig.11d, and (h) misorientation angle of point Y to point Z in Fig.11g

## 4 结论

1)重熔后合金熔池数量增多,熔池尺寸明显变宽且变浅,并且重熔合金中沿打印方向的柱状晶尺寸有明显长大的现象,重熔不同角度之间熔池尺寸变化不大。重熔合金中主要的相由Laves相、含Nb、Ti元素的碳氮化物和 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 组成。

2)重熔前后合金均以外延生长的柱状晶组织为主。重熔合金中择优取向强度比未重熔合金有明显增强,重熔后合金中 $<001>$ 立方织构强度随着重熔转角的增加而增强。

3)激光重熔对同一铺粉层中相邻熔池交叠区晶粒的尺寸、生长机制及取向有着重要影响。激光重熔能够导致交叠区晶粒,由细小晶粒随机取向生长向具有一定取向分布的大尺寸柱状晶外延生长机制转变。

4)随着激光重熔扫描角度的增大,合金中相邻熔池

交叠区晶粒的外延竞争生长强烈程度呈先减小后增大的趋势。并且交叠区柱状晶取向存在由沿打印方向分布向垂直于打印方向分布的发展趋势。

## 参考文献

## References

- [1] Çam G, Koçak M. *International Materials Reviews*[J], 1998, 43(1): 1
- [2] Abhinav S, Deepshikha, Vishal G et al. *Materials Science and Engineering*[J], 2021, 1033: 012069
- [3] Anderson M, Patwa R, Shin Y C et al. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*[J], 2006, 46(14): 1879
- [4] Amato K N, Gaytan S M, Murr L E et al. *Acta Materialia*[J], 2012, 60(5): 2229
- [5] Trosch T, Strößner J, Völkl R et al. *Materials Letters*[J], 2016, 164: 428
- [6] Mueller B. *Assembly Automation*[J], 2012, 32(2): 3332
- [7] Wang Z M, Guan K, Gao M et al. *Journal of Alloys and*

- Compounds*[J], 2012, 513: 518
- [8] Zhu Jing(朱 静), Hua Yuting(华宇婷), He Qingsheng(贺庆升) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(5): 1932
- [9] Ravichander B B, Mamidi K, Rajendran V et al. *Materials Characterization*[J], 2022, 186: 111765
- [10] Wan H Y, Zhou Z J, Li C P et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(10): 1799
- [11] Zhong Q, Wei K W, Ouyang T Y et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2023, 154: 30
- [12] Zhang H M, Wang Y, Wang Z F et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2024, 980: 173608
- [13] Lu Y J, Wu S Q, Gan Y L et al. *Optics and Laser Technology*[J], 2015, 75: 97
- [14] Wan H Y, Zhou Z J, Li C P et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(10): 1799
- [15] Cao Y, Bai P C, Liu F et al. *Metals*[J], 2019, 9(10): 1128
- [16] Cao Y, Bai P C, Liu F et al. *Materials Science and Technology*[J], 2020, 36(6): 765

## Effect of Laser Remelting on Microstructure and Texture of Inconel 718 Alloy Formed by SLM

Cui Xiaoming, Wang Zhenwang, Bai Pucun, Liu Fei, An Jianlin, Zhao Xueping  
(Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, China)

**Abstract:** In this study, Inconel 718 alloys with different remelting scanning angles ( $0^\circ$ ,  $67^\circ$ ,  $90^\circ$ ) were prepared based on selective laser melting technique. The microstructure and texture evolution of the as-deposited experimental alloy before and after remelting were characterized by XRD, OM, SEM, EBSD and TEM. The results show that the remelted alloys are mainly composed of Laves phase and a small amount of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  and carbonitride containing Nb and Ti elements. The fish-scale molten pools become wider and shallower in the remelted alloys, and the columnar crystals grow obviously along the printing direction and its width also increases. This is mainly due to the secondary heat input effect on the first molten pool under the same powder layer by laser remelting, which provides a driving force for the continuous growth of columnar crystals. Besides, the orientation strength is increased significantly after remelting, and there is a strong cubic texture. With the increase in remelting angle, the texture strength is increased. Furthermore, the columnar crystals are mainly grown by epitaxial growth in the alloy before and after remelting. Different remelting angles can induce the transition of grain growth from random orientation to competitive growth of columnar crystal epitaxy, and the grains are located in the overlapping zone between adjacent melt pools in the same powder layer. In addition, different remelting angles can affect the internal orientation gradient distribution of columnar crystals, and it can change the intensity of epitaxial competitive growth of columnar crystals in the overlapping area.

**Key words:** Inconel 718 alloy; selective laser melting; laser remelting; scanning angle; microstructure

---

Corresponding author: Zhao Xueping, Senior Experimentalist, School of Materials Science and Engineering, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, P. R. China, Tel: 0086-471-6577161, E-mail: xpzhao@imut.edu.cn