

# 高致密度激光选区熔化 Inconel 718 合金中的微小孔隙缺陷和拉伸性能

刘奋成, 胡文伟, 贾灵昱, 刘丰刚, 徐洋, 汪志太

(南昌航空大学 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 江西 南昌 330063)

**摘要:** 采用激光选区熔化技术制备了高致密度 Inconel 718 合金试样, 研究了工艺参数 (激光功率, 扫描速度) 对合金试样致密度的影响规律, 分析了孔隙缺陷的形成原因, 对比研究了微小孔隙缺陷存在条件下的拉伸性能变化, 并比较了热处理对不同致密度合金力学性能的影响。结果表明: 工艺参数的改变决定了激光与粉末相互作用的模式, 在较高激光功率、低扫描速度条件下生成了“匙孔”模式, 气孔较多, 致密度降低; 当功率减小或者扫描速度增大时, “匙孔”模式会向“热传导”模式转变, 气孔较少, 致密度会升高; 但是当激光功率过小或者扫描速度过大时会产生未熔合孔隙缺陷, 使得材料的致密度出现大幅度减小的现象。拉伸测试结果表明, 激光选区熔化成形 Inconel 718 合金的强度并不会随着致密度的增大呈严格单调增大的变化趋势, 微小孔隙缺陷的形貌、数量和尺寸也会对拉伸性能产生影响。此外, SIDA 热处理可以大幅提高激光选区熔化成形 Inconel 718 合金的显微硬度及抗拉强度, 但塑性显著降低。

**关键词:** 激光选区熔化; Inconel 718 合金; 微小孔隙; 拉伸性能

**中图分类号:** TG146.1<sup>+</sup>5; TG665

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2021)10-3684-09

Inconel 718 合金在航空航天及核能、石油领域大量应用<sup>[1,2]</sup>, 随着发动机部件的设计越来越复杂、精度要求越来越高, 采用传统的制造模式难以完成这些部件的加工<sup>[3]</sup>。激光选区熔化 (selective laser melting, SLM) 作为增材制造技术的一种, 近几年逐渐得到关注<sup>[4-6]</sup>, 成为航空复杂结构件新的制备途径<sup>[7]</sup>, 并在高温合金的成形中逐渐得到应用。

尽管 SLM 技术有众多优点, 但 SLM 增材制造件仍存在一些降低工程应用使用性能的问题, 例如 SLM 增材制造的零件中不可避免的微小孔隙缺陷<sup>[8,9]</sup>, 会极大降低 SLM 成形件的力学性能<sup>[10]</sup>。为有效控制这些微小孔隙缺陷, 很多学者对孔隙缺陷形成机理等展开了研究。Gong 等<sup>[11]</sup>研究发现, SLM 过程中较高的能量密度输入会使得低熔点的合金元素气化蒸发形成气泡, 上升速度较慢而被残留在熔池内部形成孔隙缺陷。Zhang 等<sup>[12]</sup>发现, 在 SLM 增材制造试样中含有圆形的孔隙, 并认为是在成形过程中熔池裹挟保护气至熔池内部来不及溢出而形成的圆形孔隙。Vilaro 等<sup>[13]</sup>分析了大尺寸不规则孔隙的形成原因, 认为此类孔隙缺陷的形成原因是金属粉末的不完全熔合而造成的。同时, 还有很多学者通过对金属凝固过程模拟分析了孔隙的形成原因。

Bauereir<sup>[14]</sup>等通过介观数值模型模拟了大尺寸通孔的形成原因, 发现表面张力、毛细力、重力以及表面状态等原因共同导致了通孔的形成。Lu 等<sup>[15]</sup>通过相场模型模拟了 SLM 成形过程, 观察到部分粉末的熔化和孔隙的形成等诸多现象。以上文献表明, SLM 过程中孔隙的形成对整个成形过程至关重要, 已经受到了各国学者的重视。比较发现, 相关的研究大多集中在对孔隙形成机理的分析。从文献报道来看, 虽然采取原材料净化和工艺优化可以避免大尺寸孔隙缺陷的形成, 但是目前仍不能完全消除微小孔隙缺陷, 即大多数情况下成形材料内部仍存在或多或少的小尺寸气孔等缺陷。然而, 截止目前, 仍未见到有关高致密度 (致密度大于 99%) 条件下微小孔隙缺陷对增材成形材料力学性能影响的有关报道。鉴于 SLM 技术中微小孔隙很难避免这一问题<sup>[16]</sup>, 研究微小孔隙缺陷存在条件下 SLM 增材成形材料力学性能的变化规律, 对在实际零件工程应用中的增材制造技术具有十分必要的理论指导意义。

本实验采用不同工艺参数实现了 Inconel 718 合金试样的激光选区熔化成形, 比较了成形工艺参数对各试样致密度的影响, 分析了孔隙缺陷的形成原因, 对比研究了微小孔隙缺陷存在条件下的拉伸性能变化。

收稿日期: 2020-10-19

基金项目: 国家自然科学基金 (51865036); 江西省自然科学基金 (20192ACBL21050, 20202BABL204039); 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室开放课题 (EG201903173)

作者简介: 刘奋成, 男, 1981 年生, 博士, 副教授, 南昌航空大学轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 江西 南昌 330063, 电话: 0791-83863028, E-mail: fencheng999@163.com

# 1 实验

本实验以等离子旋转电极法制备的球形 Inconel 718 合金粉末为原料，合金粉末的尺寸为 15~50 μm，合金的成分如表 1 所示。实验前，粉末材料在烘干箱中进行烘干处理，烘干温度为 120 °C，保温时间为 4 h，以去除粉末中吸附的水分，提高粉末的流动性。

表 1 Inconel 718 合金粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of Inconel 718 superalloy powder (ω/%)

Cr	Fe	Mo	Ti	C	Co	Al	Nb	Mg	Cu	B	Mn	Si	S	P	Ni
19.39	18.63	3.12	1.04	0.04	0.04	0.54	5.05	<0.002	0.02	<0.004	0.02	0.09	0.002	0.006	Bal.

采用如图 1 所示的扫描方式成形。实验时，人为设定参数以在各试样中获得不同的致密度和不同的孔隙缺陷，激光选区熔化成形所用主要工艺参数如表 2 所示。成形试样的组织分析试样的尺寸为 10 mm×10 mm。

所成形试样经超声清洗之后采用阿基米德排水法测量致密度，在此基础上选取 4 组不同成形参数制备的不同致密度的棒状试样(表 3)，棒状试样的成形方向为长轴平行于沉积方向。选取平行于沉积方向的表面进行孔隙和显微组织分析，试样经研磨、抛光之后使用 5 g FeCl<sub>3</sub>+20 mL HCl+100 mL C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH 腐蚀液腐蚀，在 MR 5000 型倒置金相显微镜(OM)上进行显微组织及孔隙形貌观察；使用 Image-Pro-Plus 软件对孔隙进行尺寸测量。试样成形后为了消除残余应力，对试样进行了低温去应力退火，此时试样的晶体结构，析出相等组织形貌并无改变，因此在后续显微组织分析和力学性能测试时仍称其为“沉积态”试样。对部分试样进行标准热处理，热处理制度包括固溶+中间热处理+双级时效 (solution+intermediate heat treatment+double aging, SIDA)，具体是在 1080 °C 保温 1 h 空冷+980 °C 保温 1 h 空冷+720 °C 保温 8 h 炉冷至 620 °C

成形设备为西安铂力特增材技术股份有限公司 S310 型激光选区熔化增材制造系统。实验设备的主要技术参数如下：工作室最大成形尺寸为 250 mm (X) × 250 mm (Y) × 400 mm (Z)，激光器类型为 IPG 光纤激光器，最大功率 P=500 W，波长 λ=1060~1080 nm，铺粉厚度范围为 0.02~0.1 mm，扫描速度 v<sub>max</sub>=7 m/s，工作氧含量 ≤ 100 μg/g，预热温度在 20~200 °C 之间。

表 2 SLM 增材制造 Inconel 718 合金主要成形参数

Table 2 Parameters of SLM additive manufactured Inconel 718 superalloy

Parameter	Value
Laser power/W	200, 250, 300, 350, 400
Scanning speed/mm s <sup>-1</sup>	600, 900, 1200, 1500, 1800
Spot diameter/mm	0.1
Layer thickness/mm	0.05
Overlap ratio/%	50
Preheating temperature/°C	200
Working oxygen content/μg g <sup>-1</sup>	≤100

表 3 不同致密度试样相对应的成形参数和致密度测量结果

Table 3 Relative density measurement results of samples fabricated under different parameters

Sample No.	Laser power/W	Scanning speed/mm s <sup>-1</sup>	Relative density/%
1	400	600	98.85
2	300	1500	99.26
3	200	600	99.62
4	400	1500	99.84

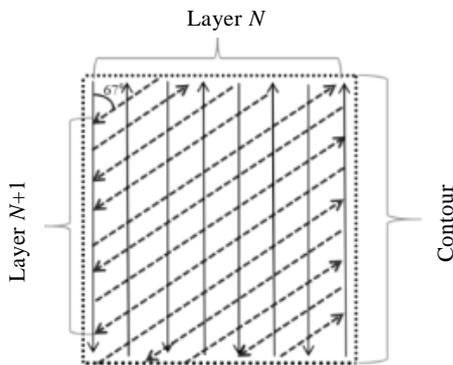


图 1 扫描方式示意图

Fig.1 Scanning paths during SLM

保温 8 h 后空冷至室温，以此称为“SIDA”试样。在 WT-401MVD 型数显显微硬度计上进行硬度测试，试验载荷 1.96 N，加载时间 15 s。拉伸试样按照国家标准 GB/T 228.1-2010 设计，是直径为 6 mm，长度为 40 mm 的棒状试样，如图 2 所示。拉伸试验所用仪器为 INSTRON 5543 型精密电子拉伸试验机，试验温度为室温，应变速率为 1 mm/s。拉伸试验之后用 TESCANVEGA II 型扫描电子显微镜进行断口观察。

## 2 致密度及孔隙缺陷形成机理分析

### 2.1 成形参数对致密度的影响

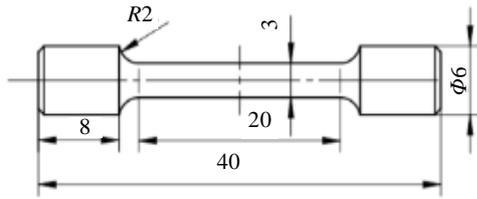


图 2 拉伸试样示意图

Fig.2 Shape and geometric dimension of tensile sample

图 3 所示为不同激光功率下致密度随扫描速度变化趋势图。从图中可以看出，激光扫描速度相同条件下试样致密度随着激光功率的增加而提高；同时激光功率相同时，随着激光扫描速度的增大致密度会减小，但是致密度减小的幅度会有所不同。在激光功率为 200 W 时减小幅度最大，之后随着功率的增大，变化幅度减小。激光功率和激光扫描速度共同决定着能量的输入，在 200 W 时随着激光扫描速度的增大能量输入减少，导致熔覆层之间以及扫描道次之间产生未熔合（lack of fusion, LOF）缺陷的概率增大，所以在功率为 200 W 时致密度减小幅度最大。随着激光功率的增大能量输入会有一些的提升，减小了未熔合缺陷的产生概率，所以致密度减小幅度变小。当激光功率增大到 400 W 时，在低扫描速度条件下致密度较小，随着扫描速度的增大致密度会先增大，然后有一个微弱的减小趋势。分析认为，在激光功率  $P=400$  W、激光扫描速度  $v=600$  mm/s 时，单位面积内的能量输入过高，当高于某一额定值之后，会使得低熔点合金元素气化，同时金属蒸气来不及从熔池溢出，熔池就已经凝固而形成孔隙缺陷。之后随着扫描速度的增大能量输入减少，孔隙缺陷也相应减少，使得致密度增大。扫描速度再次增大会导致产生未熔合缺陷的概率增大，所以致密度会有一个略微的减小。

## 2.2 扫描速度对孔隙形貌的影响机理

当激光功率为 400 W、激光扫描速度为 600~1800 mm/s 时孔隙形貌如图 4 所示。当激光扫描速度  $v=600$  mm/s 时，成形试样存在较多的且尺寸范围在 20~50  $\mu\text{m}$  的圆形及类圆形孔隙缺陷，同时还可以观察到大熔深熔池形貌。在激光与合金粉末相互作用的过程中存在以下 2 种模式：Key-hole 模式和 Conduction 模式<sup>[17]</sup>，根据文献，在熔池深宽比大于 0.5 时定义为 Key-hole 模式，小于 0.5 时定义为 Conduction 模式<sup>[18,19]</sup>。对图 4a 中的部分熔池的熔深、熔宽进行测量，可以发现熔池深宽比远大于 0.5，故而可以确定在激光功率 400 W、激光扫描速度 600 mm/s 时发生了 Key-hole 模式下的熔池

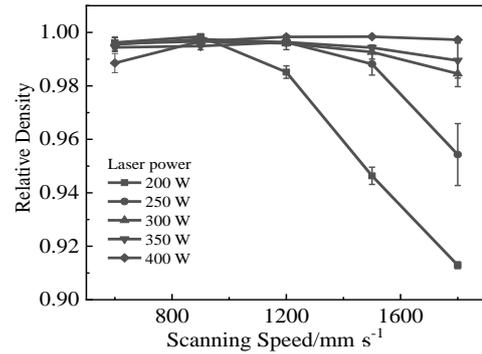


图 3 不同功率条件下致密度随扫描速度的变化趋势图

Fig.3 Change tendency of relative density of samples with scanning speed under different laser powers

形成过程。关于 Key-hole 模式下孔隙的形成原因目前有 2 种不同的解释，一种是 Pastor 等<sup>[20]</sup>认为的在 Key-hole 模式下，匙孔发生坍塌闭合形成的圆形气孔，如图 5a 所示；另一种是 Le 等<sup>[21]</sup>基于计算流体力学模拟提出的匙孔底部形成气泡，气泡随着熔融金属流动，当气泡运动到固液界面处时便会被固相俘获形成圆形孔隙缺陷。图 5b 所示为深孔模式下的孔隙形成示意图。当扫描速度增大到 1200 mm/s 时，熔池趋于稳定，具有相对稳定的熔深，故而具有较为清晰的层带结构，如图 4c 中所示。在此参数下，激光模式已发生改变，由 Key-hole 模式转变为 Conduction 模式，在此模式下会通过传热的形式形成熔池，同时也可以观察到，孔隙缺陷的尺寸以及数量已经明显减小。分析认为，在此模式下孔隙缺陷的形成原因不同于图 4a 中的孔隙，为粉末内部含有气体或者粉末间的气体在熔化过程中未来得及溢出熔池而形成的。如 Moussaoui 等<sup>[22]</sup>研究认为，孔隙的形成原因一方面是金属熔化过程中保护气体（Ar 气）被裹挟到熔池内部形成孔隙，另一方面是高的热输入会导致合金中低熔点金属元素气化，金属蒸气在熔池的快速凝固过程中来不及排出而形成的气孔。Tillmann 等<sup>[16]</sup>研究发现，球形孔中的 Ar 含量比 SLM 成形 Inconel 718 合金试样中的 Ar 含量高 0.3  $\mu\text{L/L}$ ，说明圆形孔隙的形成与 Ar 气有关。扫描速度再次增大之后，能量输入也随之减少，导致不能具有足够的熔深来熔化粉末层，产生未熔合孔隙缺陷，如图 4e 中线框中所示。

## 2.3 功率对孔隙形貌的影响

图 6 所示为激光扫描速度为 1800 mm/s、激光功率为 200~400 W 成形试样的孔隙形貌。从图中可以观察到，随着激光功率的增大，孔隙缺陷的尺寸会呈现减小的趋势，并且孔隙缺陷的数量也有所减少。从图

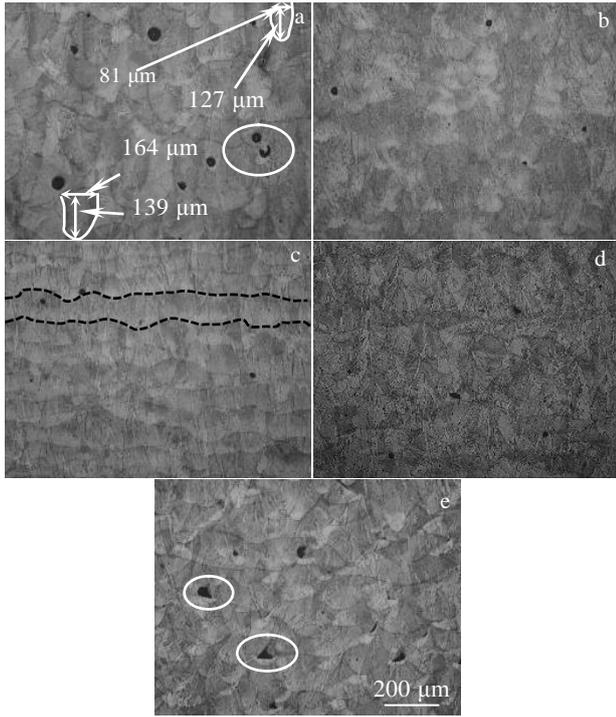


图 4 功率为 400 W 时不同扫描速度成形试样的孔隙形貌  
 Fig.4 Porosity morphologies of samples with different laser scanning speeds and a constant laser power of 400 W: (a)  $v=600$  mm/s, (b)  $v=900$  mm/s, (c)  $v=1200$  mm/s, (d)  $v=1500$  mm/s, and (e)  $v=1800$  mm/s

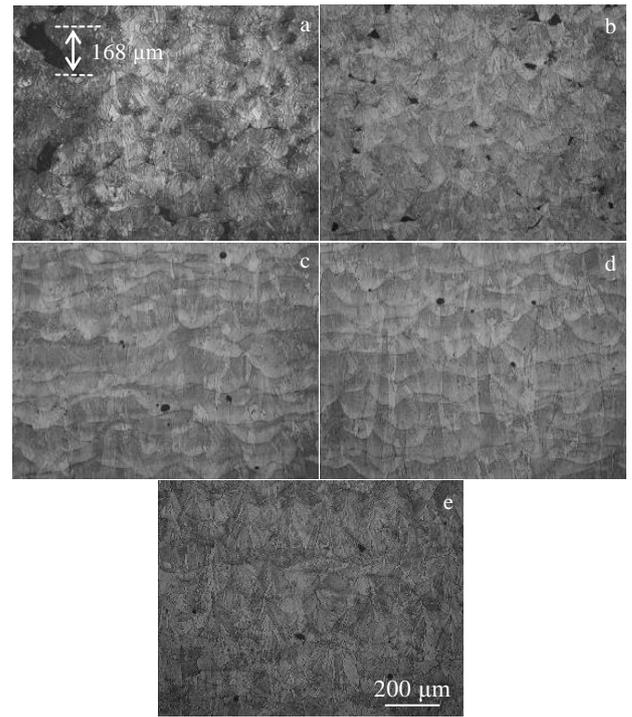


图 6 扫描速度 1800 mm/s 时不同激光功率成形试样的孔隙形貌  
 Fig.6 Porosity morphologies of samples with different laser powers and a constant laser scanning speed of 1800 mm/s: (a)  $P=200$  W, (b)  $P=250$  W, (c)  $P=300$  W, (d)  $P=350$  W, and (e)  $P=400$  W

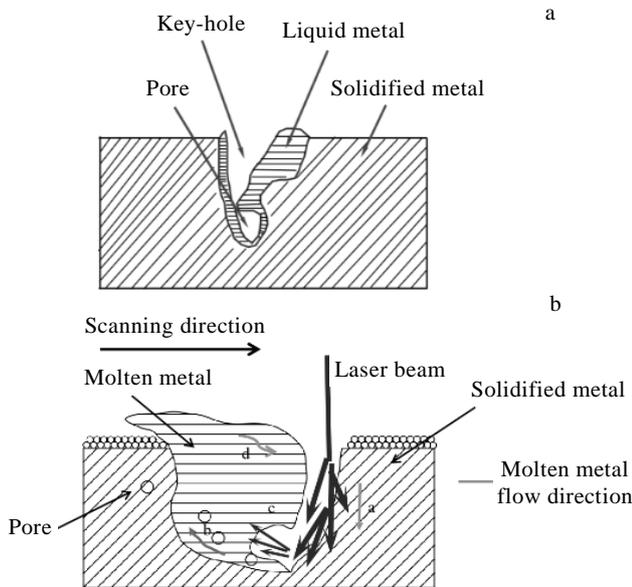


图 5 Key-hole 模式下的孔隙缺陷形成示意图  
 Fig.5 Sketch of formation of porosity under Key-hole model: (a) due to the collapse of key-hole and (b) due to the overflow of gas pore

6a 中可以观察到，当激光功率为 200 W 时，局部未熔合孔隙缺陷尺寸在沿着沉积方向上约为 168  $\mu\text{m}$ ，远大于铺粉厚度 50  $\mu\text{m}$ 。一般认为，当此类未熔合孔隙形成之后随着下一层粉末熔凝，理论上在孔隙内部会含有大量的未熔化粉末或者熔融金属填充，但是从图中未观察到粉末或颗粒的存在。Bauereir 等<sup>[14]</sup>同样观察到了此类型的未熔合孔隙缺陷并对此类未熔合孔隙缺陷的形成原因进行了较为详尽的分析。他认为，在较小能量输入条件下，熔融金属第一时间会受表面张力的作用与接触的固体（合金粉末或者已凝固的金属）表面结合，而不会受重力的影响向下流动填充空腔。同时当激光束移动到孔隙上方时，大尺寸孔隙会分散减弱能量的输入，使得能量不足以熔化空腔表面的金属，故会形成贯穿多个熔覆层的未熔合孔隙缺陷。当激光功率进一步增大到 250 W 时，大尺寸不规则的未熔合孔隙缺陷消失，同时在熔池底部搭接区域或者熔覆层与熔覆层之间出现尺寸约为 50  $\mu\text{m}$  未熔合孔隙缺陷，如图 6b 所示。此时能量输入增大，金属粉末能够得到较为充分的熔化，但是

仍不足以获得足够的熔深熔宽而导致搭接不良,并产生大量的小尺寸未熔合缺陷。功率再进一步增大后熔池形貌较为稳定,熔道之间或者层与层之间能够得到合适的搭接,故未熔合孔隙缺陷消失。但是从图 6c、6d 和 6e 中可以看到,此时形成了位于熔池内部的尺寸小于 30 μm 的圆形孔隙缺陷。分析认为,此时孔隙缺陷的形成可能是因为此时熔池凝固速度过快,粉末与粉末间残留的气体未能来得及逸出熔池所致。但是,从熔池形貌来看,此时的能量输入仍不足以获得足够的熔深,以达到形成 Key-hole 模式的条件。

### 3 显微组织及力学性能分析

#### 3.1 显微组织分析

选取表 3 中所示的 4 组不同致密度的试样进行显微组织分析及力学性能分析。图 7 为不同致密度沉积态试样显微组织及显微孔隙部位局部放大图。从图中可以看出,不同致密度的试样具有不同的熔池形貌。结合前述孔隙形成原因分析可知,孔隙缺陷的类型为:在致密度为 99.84% 时,孔隙缺陷为位于熔池边界的小尺寸未熔合孔隙缺陷。在致密度为 98.85%、99.26% 及 99.62% 时,发生了 Key-hole 模式,形成了圆形的蒸气孔。在致密度为 99.26% 时,熔池深宽比小于 0.5,此时孔隙的类型为氩气孔。对不同致密度的沉积态试样微观组织进行分析,可见其具有外延生长的柱状晶组织,且柱状晶的生长方向平行于沉积方向。在局部放大图中可以观察到细密的枝晶结构。

图 8 为不同致密度的试样经 SIDA 之后的组织及局部放大图。从图中可以看出,经过 1080 °C 固溶之后,

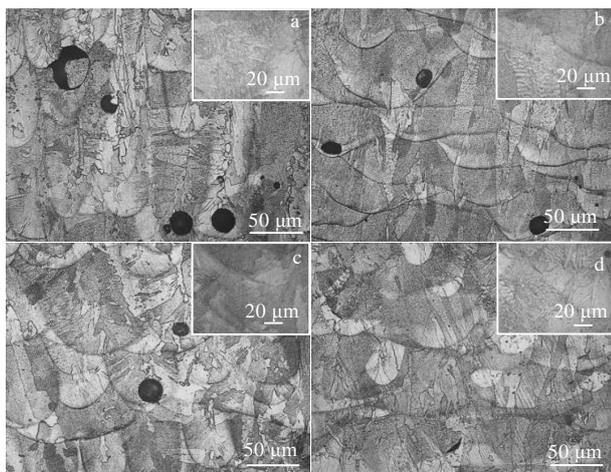


图 7 不同致密度沉积态试样显微组织

Fig.7 Microstructures of as-deposited samples with different relative densities: (a) 98.85%, (b) 99.26%, (c) 99.62%, and (d) 99.84%

熔池轮廓消失,组织由外延生长的柱状晶转变为不规则和不均匀分布的细小晶粒。同时可以观察到,局部出现了较大尺寸的晶粒,在其中还可以观察到有孪晶界的形成。Huang 等<sup>[23]</sup>同样发现了此类现象。说明在此温度下,不同致密度的试样已经发生了较为充分的再结晶。

#### 3.2 力学性能分析

图 9 所示为不同致密度条件下沉积态和 SIDA 热处理之后的各试样显微硬度变化趋势。经过 SIDA 热处理后,Laves 相的溶解、晶粒的析出以及 γ' 和 γ 沉淀强化相的析出使得合金的显微硬度大幅度提升,提升幅度约为 40%。但是,从图 9 中可以看到,虽然沉积态及 SIDA 态的 HV 显微硬度值分别在 3500±100 MPa 和 5100±250 MPa 微小的范围内波动,但是变化幅度不大,这说明在沉积态和 SIDA 态试样中致密度对合金显微硬度影响不大。

图 10 所示为沉积态与 SIDA 态各试样的抗拉强度、延伸率随着致密度的变化趋势。可以看出,在经

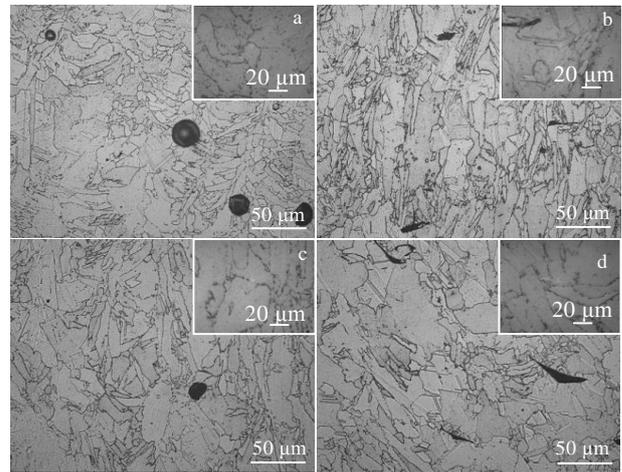


图 8 不同致密度 SIDA 态试样显微组织

Fig.8 Microstructures of samples with different relative densities after SIDA heat treatment: (a) 98.85%, (b) 99.26%, (c) 99.62%, and (d) 99.84%

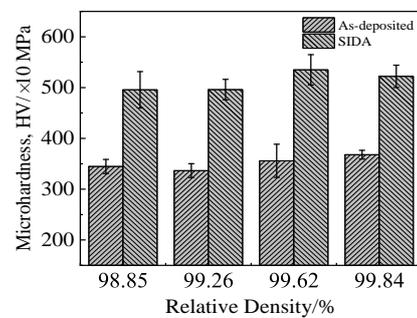


图 9 不同致密度条件下沉积态和 SIDA 态各试样的显微硬度

Fig.9 Microhardness of as-deposited and SIDA heat treated samples with different relative densities

过 SIDA 热处理之后，SLM 成形 Inconel 718 合金试样的强度有一个较大的提升，提升幅度约为 40%，但是各试样延伸率相较沉积态试样会降低大约 50%。从图 10 中还可以看出，在沉积态及 SIDA 热处理之后，抗拉强度总体表现为先增大后减小的趋势，并没有随着致密度的增大而呈单调增大趋势，而且试样塑性也表现出类似的规律。在致密度为 99.26% 及 99.62% 时，沉积态及 SIDA 态均出现了一个强度最大值，相反地，此时塑性最差。分析认为，以上现象可能与孔隙的类型及尺寸分布的变化存在一定关系。结合图 8，在致密度为 99.26% 时，试样中圆形气孔和不规则未熔合缺陷数量最少，致密度低于此试样时，试样内存在较多的圆形气孔，而致密度高于此试样时，出现了许多不规则未熔合缺陷，这些都对试样的强度和塑性造成影响。

图 11 是致密度为 98.85% 的拉伸试样拉伸断裂后断口附近纵截面的孔隙形貌。从图中可以观察到，不同形貌孔隙缺陷在拉伸应力的作用下变化行为是不一致的。圆形孔隙缺陷在拉伸变形过程中会沿应力轴方向产生均匀的塑性变形，而不规则孔隙缺陷则会在尖端处产生应力集中导致形成裂纹源，如图 11 箭头处所示。从图 7 中可知，不同致密度的试样具有不同的孔隙缺陷形貌，在致密度为 99.84% 时，表现为

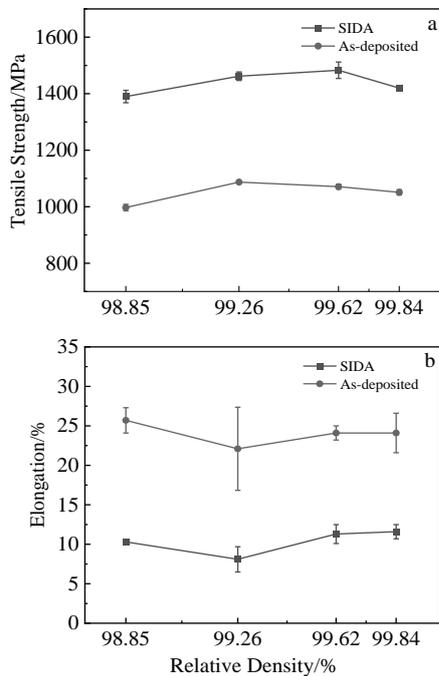


图 10 不同致密度沉积态和 SIDA 态试样的抗拉强度和延伸率

Fig.10 Ultimate tensile strength (a) and elongation (b) of as-deposited and SIDA heat treated samples with different relative densities

不规则的未熔合缺陷，它是导致强度下降的原因。采用 Image-Pro-Plus 软件对不同致密度试样的 8 张金相照片进行孔隙缺陷尺寸分布统计，统计结果如图 12 所示。发现随着致密度的增大，孔隙缺陷的平均尺寸并没有单调增大或者减小，在致密度为 99.62% 时平均值达到约 47  $\mu\text{m}$ ，而后减小。同时还可以看出，最大孔隙缺陷的尺寸约为 110  $\mu\text{m}$ ，与致密度为 98.85% 时试样的孔隙缺陷平均尺寸及最大值接近，这可能是导致此试样的强度、延伸率产生异常的主要原因。

图 13 和图 14 分别为不同致密度沉积态和 SIDA 热处理试样的拉伸宏观断口及局部放大图。

从图 13 各试样的宏观断口中可以观察到，随着致密度的增大，宏观断口表面孔隙缺陷的数量整体呈减少趋势。同时从图 13a 的局部放大图中可以观察到，在孔隙缺陷内部有裂纹的形成，孔隙缺陷的存在为裂纹的形成提供了萌生点。可以认为，孔隙缺陷的存在促进了更多的裂纹形成，使得材料过早失效。局部孔隙缺陷的尺寸及形状也会影响 SLM 成形 Inconel 718 合金的拉伸性能，从图 13b 中可以看出，大尺寸未熔合缺陷是导致材料失效的主要原因。与圆形孔隙缺陷相比，未熔合缺陷危害更大，因为该类缺陷在检测时更容易引起漏检，且未熔合缺陷虽然不会引起材料致密度的大幅度下降，但是在受载时未熔合粉末颗粒与基体界

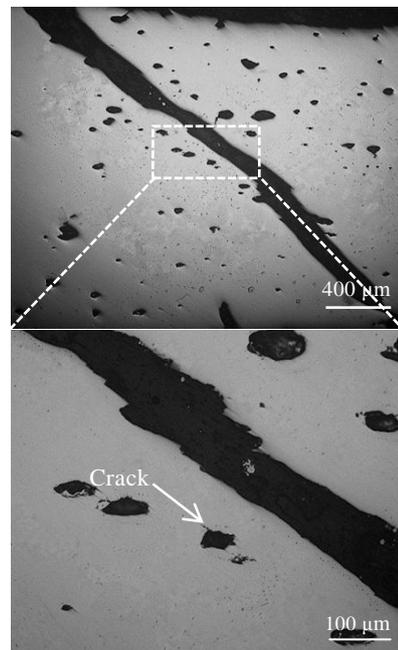


图 11 致密度为 98.85% 时拉伸断口纵向截面孔隙形貌  
Fig.11 Porosity morphologies of longitudinal section of samples fracture with a relative density of 98.85%

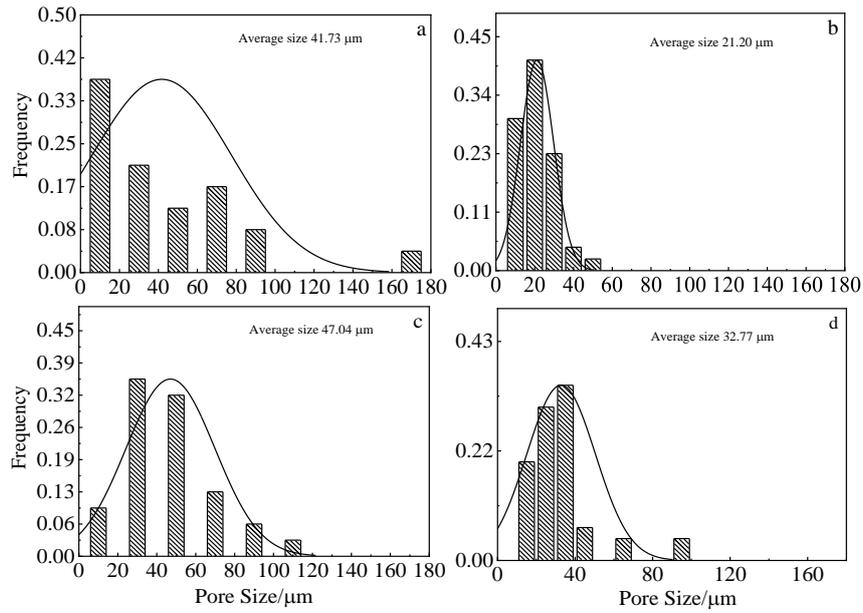


图 12 不同致密度试样孔隙尺寸统计结果

Fig.12 Statistical results of porosity size in samples with different relative densities: (a) 98.85%, (b) 99.26%, (c) 99.62%, and (d) 99.84%

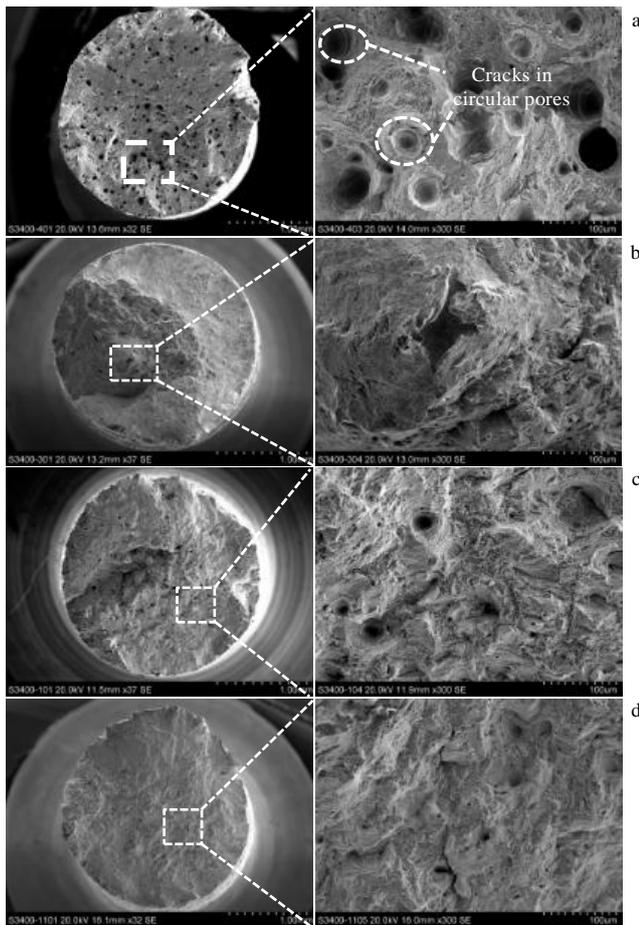


图 13 不同致密度沉积态试样拉伸断口形貌

Fig.13 Fracture morphologies of as-deposited samples with different relative densities: (a) 98.85%, (b) 99.26%, (c) 99.62%, and (d) 99.84%

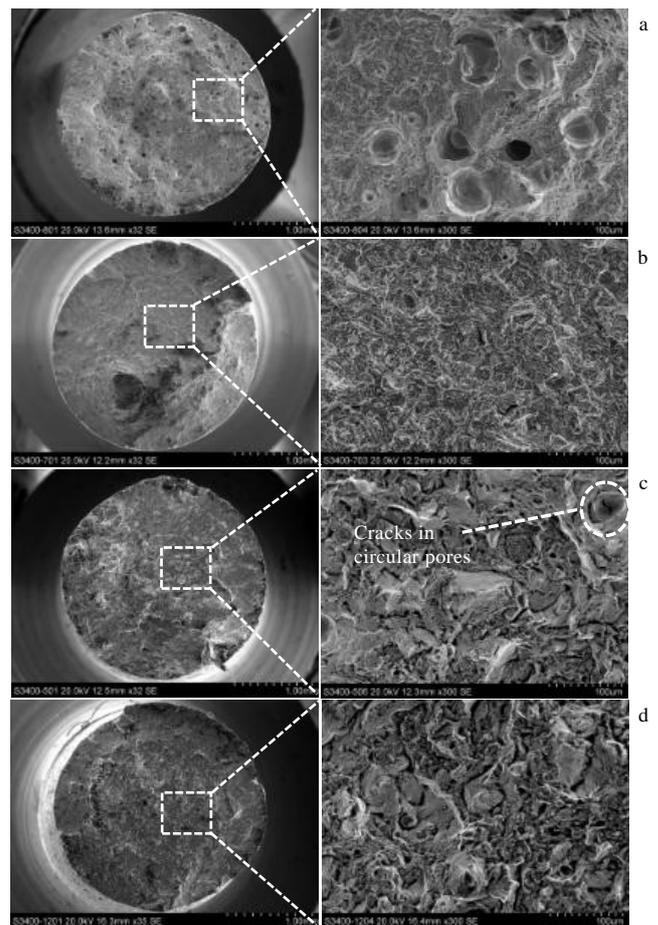


图 14 不同致密度 SIDA 态试样拉伸断口形貌

Fig.14 Fracture morphologies of SIDA heat treated samples with different relative densities: (a) 98.85%, (b) 99.26%, (c) 99.62%, and (d) 99.84%

面很容易被撕开, 且尖端形貌更容易引起裂纹的扩展, 对合金强度和塑性影响很大。需要指出的是, SLM 成形合金中未熔合缺陷的分布有明显的取向性, 即未熔合缺陷尺寸在垂直于沉积方向上明显大于沿沉积方向, 因此, 当受力方向不同时则会表现出不同的力学性能。正因为本实验中拉伸方向垂直于沉积方向, 即平行于未熔合缺陷长度方向, 此方向对缺陷较不敏感, 因此, 虽然如图 7 所示最高致密度试样具有未熔合缺陷, 但是该试样的拉伸性能也并未最差。

由图 14 宏观断口可以看出, 与孔隙缺陷相关的凹坑数量同样表现为随着致密度的增大呈减少趋势, 但是经 SIDA 热处理之后断口表面的凹坑的深度相较于沉积态试样要浅, 这说明经 SIDA 热处理之后强化相  $\gamma''$  相和  $\gamma'$  相的析出造成了试样的塑性变差, 这在一定程度上阻止了孔隙缺陷在受力时的扩展, 对提高合金强度有利。

## 4 结 论

1) 激光功率一定时, 随着扫描速度的增大致密度呈减小趋势, 并且激光功率的增大会使得致密度减小的幅度增大, 直到功率达到 400 W 时, 致密度会随着扫描速度的增大先增大后略微减小。

2) 扫描速度  $v=1800$  mm/s 时, 随着激光功率的增大, 孔隙缺陷由大尺寸贯穿多个熔覆层的不规则孔隙向小尺寸的圆形孔隙转变; 激光功率  $P=400$  W 时, 随着扫描速度的增大, 孔隙缺陷由 Key-hole 模式的圆形孔隙向不规则的未熔合孔隙转变。

3) 对于规则的圆形孔隙缺陷, 孔隙缺陷的数量决定了裂纹的形成数量, 并使得材料的强度减小, 而未熔合孔隙缺陷对合金强度和塑性影响更大。

4) 在相同致密度下, SIDA 态试样的显微硬度相比沉积态试样提高近 40%, 抗拉强度也随着有着较大幅度的提高, 但塑性相应降低。

## 参考文献 References

- [1] Li Jiarong(李嘉荣), Xiong Jichun(熊继春), Tang Dingzhong(唐定中). *Advanced High Temperature Structural Materials and Technology*(先进高温结构材料与技术)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2012: 9
- [2] Liu Fengcheng(刘奋成), Reng Hang(任航), Wang Xiaoguang(王晓光) et al. *Surface Technology*(表面技术)[J], 2019, 48(5): 123
- [3] Lin Xin(林鑫), Huang Weidong(黄卫东). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2015, 34(9): 684
- [4] Yang Yongqiang(杨永强), Chen Jie(陈杰), Song Changhui(宋长辉) et al. *Laser & Optoelectronics Progress*(激光与光电子学进展)[J], 2018, 55(1): 9
- [5] Enneti R K, Morgan R, Atre S V. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2017, 71: 315
- [6] Lv Xudong(吕旭东), Wen Bo(温博), Du Jinhui(杜金辉) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(5): 1386
- [7] Gieseke M, Noelke C, Kaierle S et al. *Magnesium Technology* [M]. Berlin: Springer International Publishing, 2013: 10
- [8] Koutiri I, Pessard E, Peyre P et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 255: 536
- [9] Shi Qimin(石齐民), Gu Dongdong(顾冬冬), Gu Ronghai(顾荣海) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(6): 1543
- [10] Zou Yatong(邹亚桐), Wei Zhengying(魏正英), Du Jun(杜军) et al. *Applied Laser*(应用激光)[J], 2016, 36(6): 656
- [11] Gong H J, Rafi K, Gu H F et al. *Additive Manufacturing*[J], 2014, 1-4: 87
- [12] Zhang Y N, Cao X, Wanjara P et al. *Materials Science and Technology Conference and Exhibition 2013*[C]. Cambridge: Cambridge University Press, 2014: 2
- [13] Vilaro T, Colin C, Bartout J D. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2011, 42(10): 3190
- [14] Bauereir A, Scharowsky T, Körner C. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(11): 2522
- [15] Lu L X, Sridhar N, Zhang Y W. *Acta Materialia*[J], 2018, 144: 801
- [16] Tillmann W, Schaak C, Nellesen J et al. *Additive Manufacturing*[J], 2017, 13: 93
- [17] Bertoli U S, Wolfer A J, Matthews M J et al. *Materials & Design*[J], 2017, 113: 331
- [18] King W E, Barth H D, Castillo V M et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(12): 2915
- [19] Aboulkhair N T, Maskery I, Tuck C et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 230: 88
- [20] Pastor M, Zhao H L, Debroy T. *Welding International*[J], 2001, 15(4), 275
- [21] Le K Q, Tang C, Wong C H. *International Journal of Thermal Sciences*[J], 2019, 145: 105 992
- [22] Moiusaoui K, Rubio W, Mousseigne M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 735: 182
- [23] Huang W P, Yang J J, Yang H H et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 750: 98

## Micro-porosity and Tensile Property of High Relative Density Inconel 718 Superalloy Fabricated by Selective Laser Melting

Liu Fencheng, Hu Wenwei, Jia Jiongyu, Liu Fenggang, Xu Yang, Wang Zhitai

(National Defense Key Disciplines Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

**Abstract:** Inconel 718 alloy samples with different relative densities were prepared by selective laser melting technology. The influence of processing parameters including laser power and scanning speed on the relative density of alloy samples was studied. The formation causes of micro pore defects and its effect on the tensile property were analyzed. The mechanical properties of alloys with different relative densities by SIDA heat treatment were studied. The results show that the interaction mode between laser and powder is determined by processing parameters. The “key-hole” mode occurs under the condition of high laser power and low scanning speed, which results in more pores and the decrease of density. When the power decreases or the scanning speed increases, the “key-hole” mode would change to the “heat conduction” mode, and the pores would decrease, the relative density would increase. However, when the laser power is too small or the scanning speed is too large, the unfused pore defects would occur, which would greatly reduce the relative density of the sample. Tensile test results show that the strength of the selective laser melted Inconel 718 alloy sample does not increase in a strictly monotonic manner with increasing the relative density. The morphology, quantity and size of the micro pore defects also has an effect on the tensile properties of the samples. In addition, SIDA heat treatment can greatly improve the microhardness and tensile strength of selective laser melting formed Inconel 718 alloy, but the plasticity significantly reduces.

**Key words:** laser selective melting; Inconel 718 superalloy; micro-porosity; tensile property

---

Corresponding author: Liu Fencheng, Ph. D., Associate Professor, National Defense Key Disciplines Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, Tel: 0086-791-83863028, E-mail: fencheng999@163.com