

# 激光粉末床熔融(L-PBF)增材制造 316L 不锈钢制件 微观表征和力学性能研究

张澳, 吴王平\*, 江鹏, 王知鸷, 潘海军, 张屹

常州大学机械与轨道交通学院金属 3D 打印实验室, 江苏 常州 213164

**摘要** 以激光粉末床熔融(L-PBF)增材制造的 316L 不锈钢作为研究对象,重点研究了 0°和 60°两个不同成型方向对打印件显微组织和力学性能的影响,并利用原位电子背散射衍射(EBSD)技术研究了 L-PBF 316L 不锈钢在拉伸变形过程中组织和晶粒取向的演变过程。研究表明:L-PBF 增材制造 316L 不锈钢的显微组织存在孔洞缺陷,在 60°成型方向上还存在着鱼鳞状微熔池。成型方向为 60°时制件的抗拉强度更高,为(645.61±15.50)MPa,0°成型方向上制件的伸长率更好,为(13.75±0.1)%。在原位拉伸过程中,随着变形量的增加,在 0°成型方向上制件表现出更为显著的变化。小角度晶界的占比(体积分数)由 38.1%增加到 71.6%, $\alpha$ -Fe-BCC 占比(体积分数)由 0.17%增加到 2.21%,平均晶粒尺寸由 4.3  $\mu\text{m}$  减小到 1.4  $\mu\text{m}$ ,且晶粒内部在拉伸过程中出现了滑移带。在拉伸过程中,当成型方向为 0°时,制件晶粒取向由初始的 $\langle 101 \rangle // Z1$ 逐渐转变为 $\langle 001 \rangle // X1$ 和 $\langle 111 \rangle // X1$ ,而当成型方向为 60°时,制件初始的 $\langle 111 \rangle // Z1$ 晶粒取向逐渐转变为 $\langle 111 \rangle // X1$ 。

**关键词** 激光技术; 激光粉末床熔融增材制造; 原位电子背散射衍射; 成型方向

**中图分类号** TN249 **文献标志码** A

**DOI:** 10.3788/CJL230738

## 1 引言

金属增材制造技术是一种基于离散-堆积原理来实现零件原型的快速制造技术<sup>[1]</sup>,具有工艺流程短、材料利用率高、易于成型复杂结构零件、支持个性化设计等鲜明的制造特点,是一个极具发展潜力和广阔应用前景的先进制造技术<sup>[2]</sup>,被广泛应用于医疗器械、汽车工业、航空航天等领域<sup>[3-5]</sup>。

激光粉末床熔融技术(L-PBF)以激光作为热源,具有较小的光斑,有利于成型精细的零件,同时对工作环境的要求低,是金属增材制造中最具代表性、使用最为广泛的技术之一<sup>[6]</sup>,因此国内外研究人员对这项技术进行了较为广泛和深入的研究。尹滨兆等<sup>[7]</sup>研究了 WE43 镁合金的 L-PBF 制造工艺,并通过调控激光能量输入和扫描策略,获得了力学性能好、成型精度高的 WE43 镁合金实体和多孔支架,研究表明,L-PBF 制造的 WE43 镁合金具有工业应用潜力。Deng 等<sup>[8]</sup>研究了 L-PBF 打印时金属熔池的飞溅现象,研究表明,飞溅颗粒所含氧含量是原始不锈钢粉末的数倍,并且当飞溅颗粒未被去除而落在粉床上时,较小颗粒会被激光重新熔化,形成小尺寸的氧化夹杂物,而高于铺粉层的较大颗粒并不能被激光完全熔化,因此最终会

形成孔隙,降低了不锈钢制件的致密性,对材料的性能造成了不利影响。秦文韬等<sup>[9]</sup>分别对轧制 Ti6Al4V 和 L-PBF 制造的 Ti6Al4V 进行了不同温度下的氮化处理,研究了氮化工艺对耐腐蚀磨损性能的影响,结果表明轧制态 Ti6Al4V 具有更宽的固溶区,而在增材制造样品中,高含量  $\alpha'$  相的存在促进了氮化物层的形成,使得氮化物层更厚。Wu 等<sup>[10]</sup>从打印和沉积方向研究了电化学充氢对 Ti-6Al-4V 合金零件微观结构、物相和力学性能的影响,结果表明,打印后的 Ti-6Al-4V 合金零件的 XOZ 方向的力学性能高于 XOY 方向,沉积方向的部件比打印方向的成型制件具有更高的抗氢脆性。

316L 不锈钢属于奥氏体不锈钢,具有耐高温、流动性好、抗氧化以及热吸收效率高等优点,常被用作金属增材制造的原材料<sup>[11]</sup>。目前,国内外研究人员对 L-PBF 增材制造 316L 不锈钢的强化机制、性能调控及其耐腐蚀性能等方面进行了研究,为组织调控和性能优化提供了重要的理论指导<sup>[12]</sup>。Bartolomeu 等<sup>[13]</sup>计算出 L-PBF 316L 不锈钢的平均晶粒尺寸为(13±4)  $\mu\text{m}$ ,小于铸造态晶粒尺寸(91±17)  $\mu\text{m}$ ,并认为这种细小的组织是提高其强度的主要原因。Li 等<sup>[14]</sup>采用聚焦离子束对不同尺寸(330~590 nm)的

收稿日期: 2023-04-17; 修回日期: 2023-06-15; 录用日期: 2023-08-11; 网络首发日期: 2023-08-15

基金项目: 常州市科技项目(CJ20190041)

通信作者: \*wvp3.14@163.com

晶胞进行了微力学实验,揭示了对 L-PBF 316L 不锈钢的强度起决定作用的是胞状组织中的初始位错密度而非晶胞尺寸。Chen 等<sup>[15]</sup>结合原位同步辐射 X 射线衍射实验对 L-PBF 316L 不锈钢在单轴张力下的晶格应变进行了测量,发现初始晶粒级微观残余应力会影响 L-PBF 316L 不锈钢的屈服和应变硬化行为,胞状晶中精细的位错亚结构在变形中产生的背应力,提高并保持了材料的应变硬化能力,优化了塑性。Dryepontd 等<sup>[16]</sup>探究了 L-PBF 316L 不锈钢的高温拉伸性能,认为变形机制的改变是 L-PBF 316L 不锈钢在较高温度下性能下降的主要原因,并且发现 500 °C 下胞状晶还具有稳定性,当温度继续提高时,胞状晶逐渐溶解,屈服强度降低。Yu 等<sup>[17]</sup>采用 L-PBF 工艺制备了垂直或平行于构建方向的两个不同的 316L 不锈钢试样,通过 X 射线衍射断层扫描技术进行分析,结果表明,水平方向和垂直方向样品中缺陷的形态和尺寸没有显著差异,而垂直方向样品比水平方向样品具有更高的疲劳强度。Wang 等<sup>[18]</sup>研究了增材制造 304L 不锈钢的各向异性,研究结果显示,沿打印方向的晶粒为长而窄的柱状晶,在同一方向的张力下发生塑性变形时,需要穿过的晶界较少,使得纵向试样的伸长率要低于横向试样。Guan 等<sup>[19]</sup>研究了成型方向

对拉伸性能的影响,结果表明 0°成型方向样品的抗拉强度最高,90°成型方向样品的强度和延展性最好。

尽管现在对 L-PBF 增材制造 316L 不锈钢的工艺参数与力学性能已经有了许多研究,但关于成型方向对 L-PBF 316L 不锈钢组织与性能的影响研究还不够系统和深入。此外,当利用 L-PBF 增材制造复杂结构零件时,成型方向通常会发生变化,增加了传热和凝固的复杂性,使得不同成型方向的热量传递效率有所不同,进而会影响成型制件的性能。因此,研究成型方向对 L-PBF 增材制造零件组织和力学性能的影响至关重要。本文通过研究成型方向与 L-PBF 316L 不锈钢的组织与性能之间的相关性,进一步深入研究了其力学性能的变化规律。研究结果为 L-PBF 316L 不锈钢的发展和应用提供了参考。

## 2 实验

### 2.1 材料及打印制件

通过电感耦合等离子体原子发射光谱法(ICP-AES)分析了 316L 不锈钢粉末的化学成分,如表 1 所示。这些粉末是通过电极感应气体雾化(EIGA)方法制造的。

表 1 316L 不锈钢原粉的化学成分

Table 1 Chemical compositions of 316L stainless steel raw powder

Element	Al	V	H	O	C	N	Fe	Ti
Mass fraction / %	6.2384	4.3130	0.0026	0.0846	0.0075	0.0066	0.1754	Bal.

图 1 为 316L 原粉的扫描电镜(SEM)图。可以看出,316L 不锈钢粉末的平均直径为 32.5 μm,原料颗粒的形态为球形。球形粉末颗粒的存在有利于 L-PBF 工艺,因为它们可以增加粉末流动性、填充密度和粉末层的均匀性,从而改善最终产品的力学性能。这种没有尖锐棱角的形态确保粉末在层沉积过程中自由流动,具有良好的流动性,从而提高工艺效率。

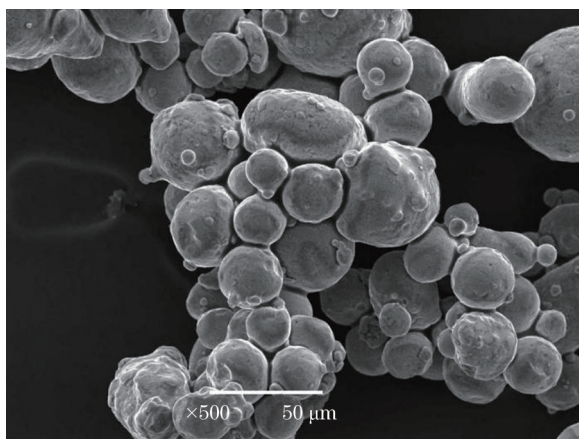


图 1 316L 不锈钢原粉的 SEM 图

Fig. 1 SEM image of 316L stainless steel raw powder

316L 不锈钢制件由配备了 500 W Yb 光纤激光器的 ISLM160 设备制造,使用设备商提供的标准加工工艺。该设备主要由激光器、扫描系统、气体保护系统、铺粉系统等组成。ISLM160 设备打印 316L 制件的主要工艺参数如表 2 所示。

图 2 为 L-PBF 增材制造金属制件的成型过程示意图。在真空环境下通过热电偶加热不锈钢金属底座。达到 200 °C 的底部温度后,利用激光选择性地熔化 50~60 μm 厚的粉末层,将成型部件直接构建到预热的基板上。采用旋转角度为 67°的层间扫描方式,根据不同的沉积高度交替扫描,一层建好后,在上一层的基础上再建一层。重复这些过程,直到打印出接近最终形状的金属制件。两个不同方向的切片预览图如图 3 所示。

### 2.2 金相实验

打印好的 L-PBF 316L 不锈钢试样经过线切割后,用镶嵌机制成标准试样,将试样用砂纸进行打磨至光亮无划痕。然后将磨好的试样用体积分数为 5% 的高氯酸乙醇溶液电解抛光 15 s,电压为 30 V,将抛光后的试样进行清洗、烘干,利用光学显微镜观察其显微组织。

表 2 ISLM160 设备的主要工艺参数  
Table 2 Main process parameters of ISLM160 equipment

Parameter	Content
Forming size	160 mm × 160 mm × 230 mm
Laser type	Fiber laser
Laser power	500 W
Scanning speed	1.0–2.0 m/s
Powder layer thickness	0.02–0.10 mm
Inert gas	Nitrogen
Powder spreading method	Scraper bidirectional powder spreading
Spot diameter	0.04–0.15 mm
Equipment size	1100 mm × 1300 mm × 1850 mm
Ambient temperature	20–26 °C

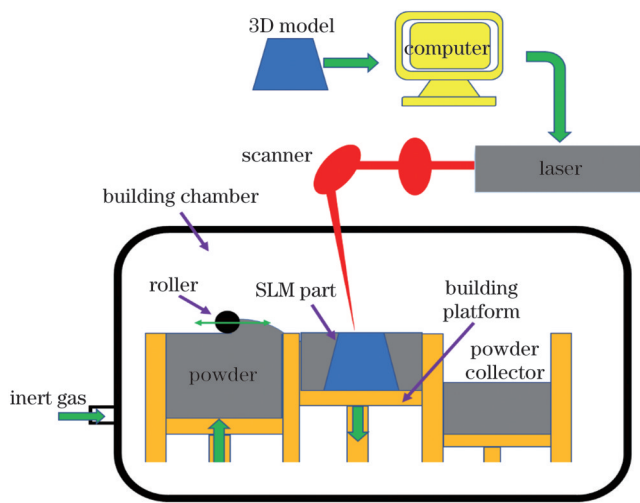


图 2 L-PBF 成型过程示意图  
Fig. 2 Schematic of L-PBF forming process

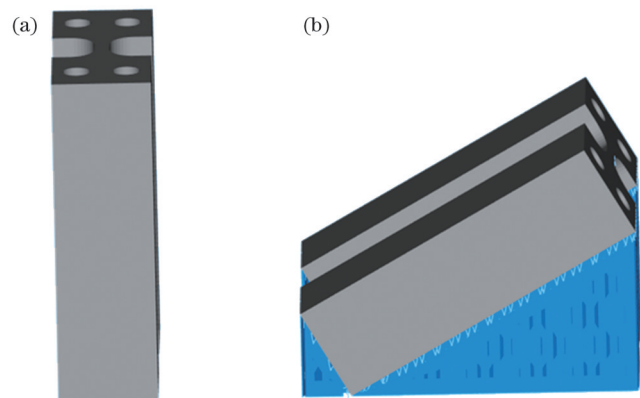


图 3 不同成型方向得到的 L-PBF 316L 不锈钢。(a) 0°; (b) 60°  
Fig. 3 L-PBF 316L stainless steels obtained under different forming directions. (a) 0°; (b) 60°

### 2.3 X 射线衍射

采用 X 射线衍射 (XRD) 对 316L 不锈钢粉末和不同成型方向的金属制件进行物相鉴定与分析。

### 2.4 拉伸性能和原位电子背散射衍射表征

在室温下对不同成型方向的 L-PBF 316L 不锈钢

制件进行拉伸性能测试,通过对比拉伸实验数据,分析不同成型方向下 316L 不锈钢制件的力学性能。采用电子通用材料试验机对零件的拉伸性能进行测试,测试在 T 型拉力模式下进行,拉伸速度为 1.0 mm/min。用于拉伸测试的样品由线切割设备制备。拉伸样品的几何尺寸如图 4 所示。为了保证实验数据的准确性,每组对 4 个试样进行测试。

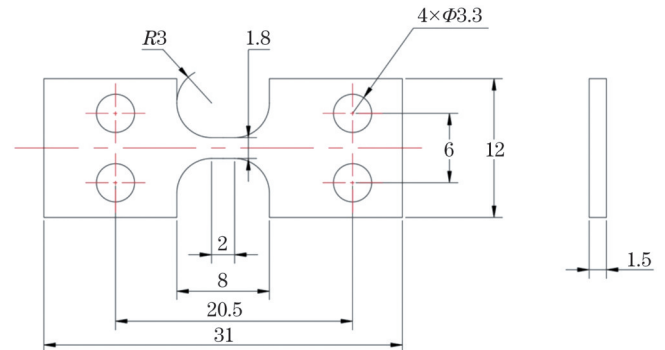


图 4 拉伸试样几何尺寸  
Fig. 4 Geometric dimensions of tensile specimens

在高真空模式下利用 SEM 观察拉伸后样品的断口的微观结构和形态。利用电子背散射衍射 (EBSD) 技术不仅可以获得样品的表面微观形貌,还可以分析不同晶粒的取向。将 EBSD 试样制备成常规金相试样后,采用高氯酸乙醇溶液进行电解抛光。然后,使用 SEM 和原位拉伸装置在高真空模式下测量样品的原位拉伸力学性能,通过 EBSD 在 0%、5%、15% 和 30% 变形量下观察样品的织构、晶粒的取向分布、晶粒大小和晶界角度。

## 3 结果与讨论

### 3.1 显微组织和物相

#### 3.1.1 金相显微组织

图 5 为不同成型方向的 L-PBF 316L 不锈钢样品的金相组织图。可以看出,在成型件的金相显微图像



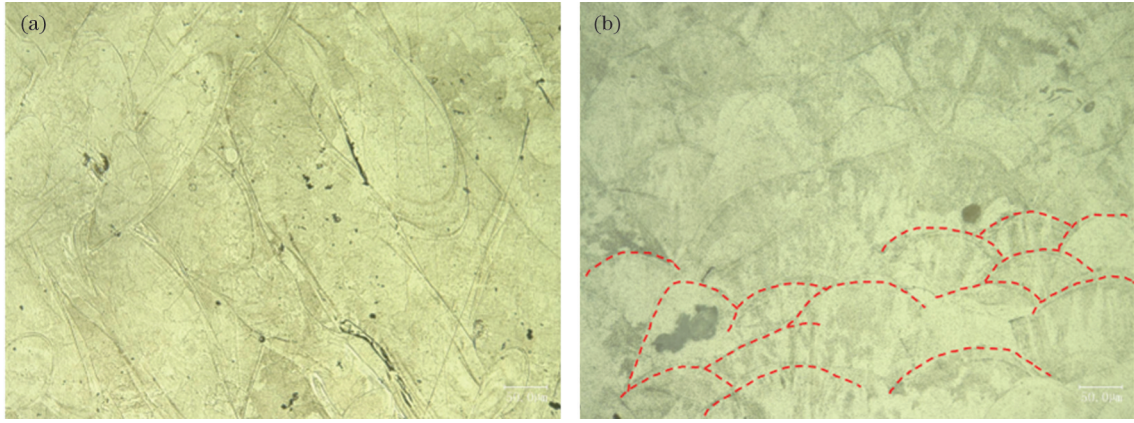


图 5 不同成型方向下 L-PBF 316L 不锈钢的金相组织图。(a) 0°; (b) 60°

Fig. 5 Metallographic structure images of L-PBF 316L stainless steels under different forming directions. (a) 0°; (b) 60°

中存在一些黑色的孔隙,主要是由于凝固过程中冷却速率较高,粉末中的气体无法及时排出,最终留在成型件中<sup>[20]</sup>。0°和60°成型方向的试样都存在熔池,0°成型方向上的试样熔池[图5(a)]呈长条状交叉分布,这是熔道与熔道间的搭接形成的。60°成型方向上的试样熔池[图5(b)]呈鱼鳞状交替叠加,一个鱼鳞就代表一个熔池,反映了层与层之间的重熔和搭接。L-PBF 316L 不锈钢在不同成型方向上呈现出不同的熔池形态,这是因为在打印过程中,激光扫描到粉末上,粉末熔化形成熔池,在热辐射、金属表面张力与黏度的共同作用下,熔池在横截面上就会呈现出半圆形状,而由于冷却速度过快,熔池还未来得及发生变形就已经凝固,最终形成半圆形熔池<sup>[21]</sup>。当成型方向为60°时激光束会在熔池方向上形成投影,且当激光扫描完一层,进行下一层扫描时会旋转67°,导致熔池呈交叉排列形态,所以在激光重复扫描下,成型方向为60°的样品具有与成型方向为0°的样品不同的鱼鳞状熔池。

### 3.1.2 物相

图6为不同成型方向的 L-PBF 316L 不锈钢以及

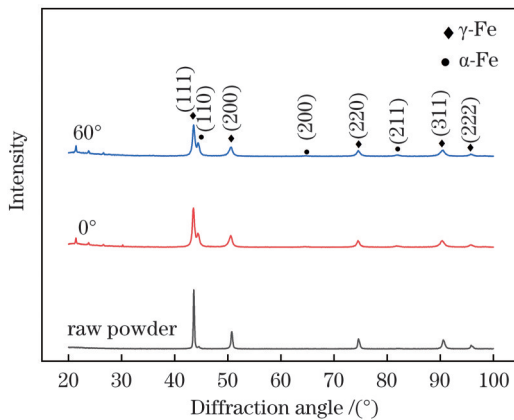


图 6 316L 原粉及 0°和 60°成型方向下打印件的 XRD 图谱  
Fig. 6 XRD patterns of 316L raw powder and printed parts under forming directions of 0° and 60°

不锈钢原粉的 XRD 图谱。图谱中衍射峰的位置反映了试样中存在的物相,可以看出三个试样中均存在  $\gamma$ -Fe 奥氏体,而在 L-PBF 成型件图谱中,除了奥氏体衍射峰外,还存在一些较小 (110)、(200)、(211) 的  $\alpha$ -Fe 铁素体峰,这是因为 316L 不锈钢从高温冷却到室温,会经历  $\gamma$  相到  $\alpha$  相的转变,而在成型过程中冷却速度过快导致出现饱和固溶,在室温下  $\alpha$ -Fe 相被保留了下来<sup>[22]</sup>。

### 3.2 力学性能

图7和表3是不同成型方向下 L-PBF 增材制造 316L 不锈钢的拉伸性能测试结果。从图7可以看出,在拉伸的初始阶段,当应变在5%以内时,试样发生弹性变形,在此阶段应力与应变保持着线性关系。而后在很长一段时间内,试样处于塑性变形阶段。在此阶段,随着应变的增加,应力缓慢增加,并在应变为15%时达到最大值。当应变超过20%时,试样发生颈缩,应力迅速减小,随后试样发生断裂。观察图7中两个试样的应力-应变曲线可以发现,在应变刚开始时,不同成型方向样品的拉伸曲线重合,随着应变的增加,成型方向为0°的316L 不锈钢逐渐表现出更好的拉伸性

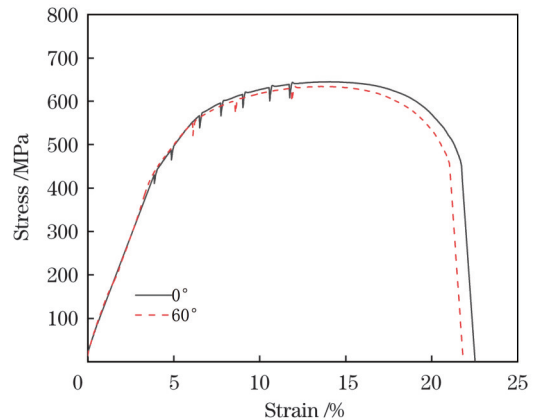


图 7 成型方向为 0°和 60°时样品的应力-应变曲线  
Fig. 7 Stress-strain curves of samples when forming directions are 0° and 60°



能。拉伸曲线还存在一些锯齿状波动,这是原位拉伸过程中的停顿造成的。为了采集数据,在原位拉伸过程中会进行间歇性加载,这时位移维持不变,而应力会

略微减小;原位拉伸重新开始后,应力会恢复正常。这是原位拉伸过程中的正常现象,不会对实验结果产生影响。

表 3 成型方向为 0°和 60°时打印件的力学性能

Table 3 Mechanical properties of printed parts when forming directions are 0° and 60°

Sample No.	Forming direction	Elastic modulus /MPa	Tensile strength /MPa	Elongation /%
#1	0°	15366.77±1881.48	637.27±39.37	13.75±0.10
#2	60°	13664.77±1151.71	645.61±15.50	12.50±0.12

从表 3 可以看出,成型方向为 0°的 L-PBF 316L 不锈钢的抗拉强度较低而伸长率较好。一般来说,材料的强度主要与化学成分、缺陷、显微组织及残余应力等因素有关<sup>[23]</sup>。研究发现,成型层数的增加会导致零件内部的残余应力增加<sup>[24]</sup>,而成型方向为 0°时制件的打印层数更多,故其抗拉强度降低。L-PBF 成型件的伸长率与晶间的滑移和熔池边界有关<sup>[25]</sup>。在受到外载荷作用时,熔池边界的结合性比晶界间的结合性相对弱一些,故会出现沿熔池边界优先滑移的趋势。当成型方向为 0°时,塑性变形主要由熔道之间的滑移面决定;当成型方向为 60°时,试样在拉伸方向上存在道与道、层与层之间的搭接<sup>[26]</sup>。由于道与道之间的滑移面的数量主要受扫描间距的影响,层与层之间的滑移面的数量取决于层厚,故在 0°成型方向上滑移面数量更多,进而此方向上的伸长率更大。

表 4 显示了其他学者研究的 L-PBF 316L 不锈钢在 0°和 60°成型方向下的拉伸性能。本文 0°和 60°成型方向下打印件的伸长率分别为 13.75% 和 12.5%,低于表 4 中的相关报道。原料粉末质量、工艺参数、孔隙缺陷、拉伸试样的现状和尺寸等都会对拉伸性能产生影响。Vallejo 等<sup>[29]</sup>通过改变工艺参数制造了具有不同孔隙缺陷的 L-PBF 316L 不锈钢,研究发现,当致密度低于 97% 时,伸长率为 13.1%~18.8%。从图 5 可以看出样品中存在较多的缺陷,这会导致延伸率降低。从图 1 可以看出,打印粉末颗粒出现团聚现象,分散性较差。较差的粉末质量及不规则的颗粒形状和尺寸都会导致粉床密度下降,进而在增材制造过程中引起孔隙缺陷,导致试样拉伸性能降低<sup>[30]</sup>。

图 8 为不同成型方向的 L-PBF 增材制造 316L 不

表 4 L-PBF 316L 不锈钢在不同成型方向下的拉伸性能

Table 4 Tensile properties of L-PBF 316L stainless steels under different forming directions

Reference	Forming direction	Tensile strength /MPa	Elongation /%
[25]	0°	698.62	45.21
	60°	720.49	54.51
[27]	0°	831.84±38.16	40.42±0.02
[28]	0°	648.9±14.4	40.5±7.9

锈钢的拉伸断口形貌。从图 8(a1)、(b1)可以看出,无论是 0°还是 60°成型方向,316L 不锈钢断口形貌都存在明显的孔洞,在激光熔化成型过程中,激光束与金属粉体和熔体间的交互作用、金属粉体的运动、熔体的热毛细对流等都可能引起孔隙缺陷的形成,而这些孔洞会降低成型件的拉伸性能<sup>[31-32]</sup>。从图 8(a2)、(b2)可以看出,断口表面出现大量微小且深度不一的韧窝形貌,这说明试样属于韧性断裂。此外,不同成型方向下的韧窝尺寸及深度存在差异,与 0°成型方向的试样相比,在相同变形量下,成型方向为 60°的试样的平均韧窝尺寸和深度相对较小。一般来说,韧窝的平均直径越大,深度越深,材料的塑性也就越好。因此,成型方向为 0°的试样的塑性要优于 60°成型方向的试样,这与拉伸实验中 0°成型方向的试样的伸长率更大相吻合。

### 3.3 原位拉伸性能

#### 3.3.1 晶粒间的取向差分布与物相含量

当变形量为 0%、15%、30% 时,成型方向为 0°和 60°的 L-PBF 316L 不锈钢对应的晶粒间的取向差分布图如图 9 所示。一般来说,当晶粒间取向差小于 10°时,晶界为小角度晶界,10°以上则为大角度晶界<sup>[33]</sup>。可以看出,成型方向无论是 0°还是 60°,当未发生变形时,晶界以大角度晶界为主。而随着变形量的增加, $\alpha$ -Fe-BCC (BCC, 体心立方)和  $\gamma$ -Fe-FCC (FCC, 面心立方)的大角度晶界急速减少,小角度晶界增加,这表明在形变的过程中,大角度晶界向小角度晶界转变。此外,值得注意的是,在变形过程中,在 60°取向差附近,虽然大角度晶界占比(体积分)减少,但仍然存在较为明显的  $\gamma$ -Fe-FCC 峰。这主要是因为 316L 不锈钢组织中存在  $\Sigma 3$  孪晶界<sup>[34]</sup>,且与一般的大角度晶界相比, $\Sigma 3$  晶界上点阵畸变较小,晶界能远低于一般的大角度晶界。通过对比可以发现,在 60°成型方向下,样品的  $\Sigma 3$  晶界数量多于成型方向为 0°的样品。

从图 9 还可以看出,在变形过程中, $\alpha$ -Fe-BCC 的占比(体积分,全文同)增加,而  $\gamma$ -Fe-FCC 的占比相对有所减小,两样品在不同变形量下的物相体积分(表 5)更加清晰地反映出这个情况。当成型方向为 0°时,制件中  $\alpha$ -Fe-BCC 的占比从变形量为 0% 时的

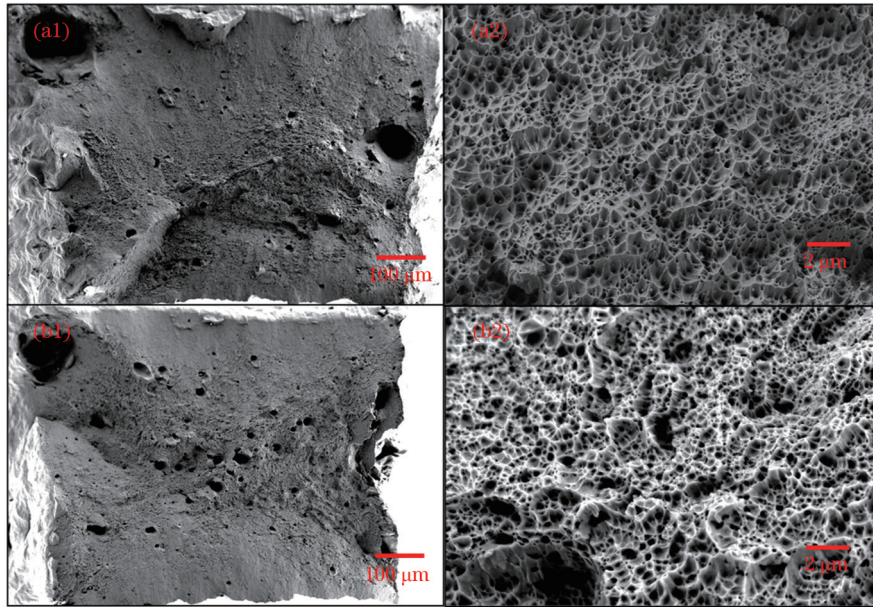


图 8 不同成型方向下 L-PBF 316L 不锈钢的断口 SEM 图。(a)0°; (b)60°

Fig. 8 SEM images of fractures of L-PBF 316L stainless steels under different forming directions. (a) 0°; (b) 60°

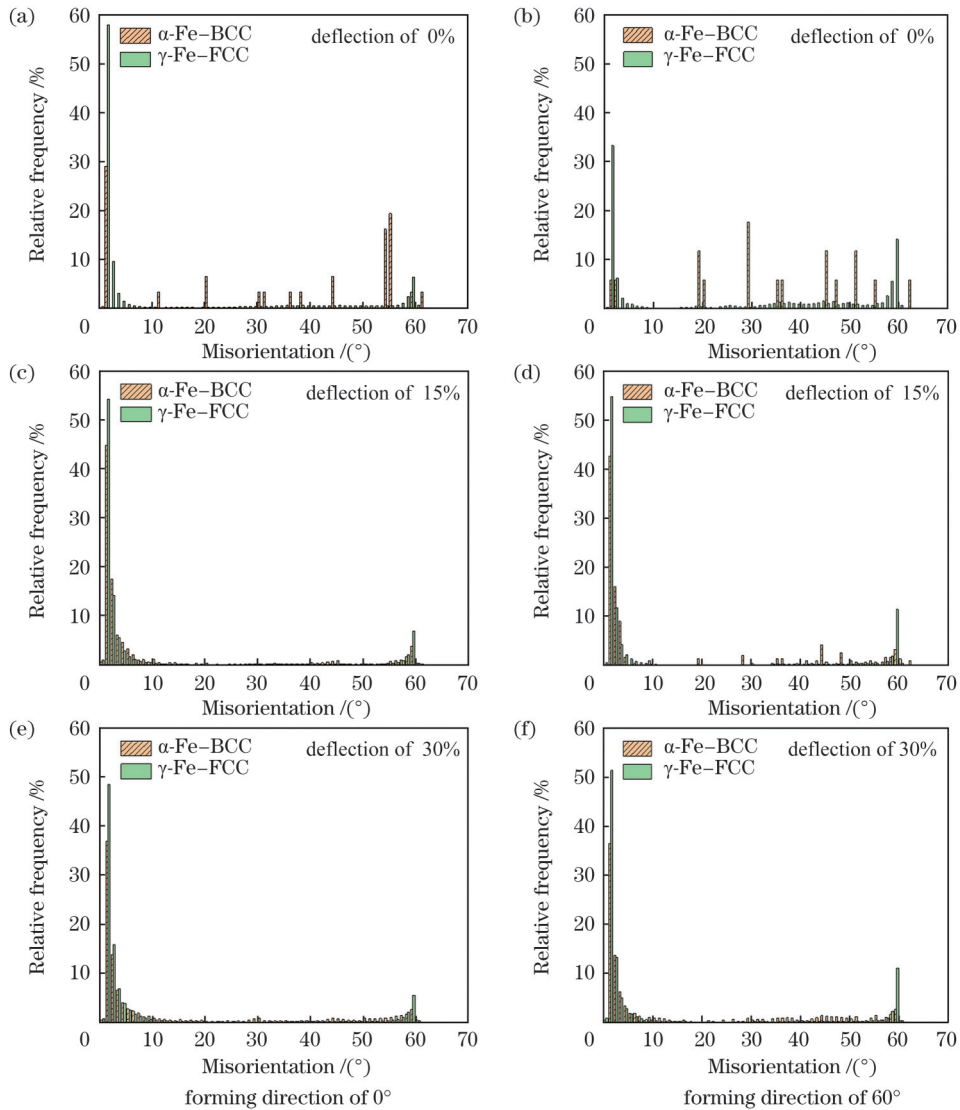


图 9 L-PBF 316L 不锈钢制件在不同变形量下的晶粒间取向差分布图

Fig. 9 Distributions of differences in grain orientations of L-PBF 316L stainless steel parts under different deflection values



0.17% 逐渐增加至 2.21%，而制件中  $\gamma$ -Fe-FCC 物相的体积分数则由开始时的 98.74% 逐渐减小，当变形量为 30% 时，其体积分数降至 68.78%。当成型方向为 60° 时，与成型方向为 0° 的情况相比，5% 变形量下  $\alpha$ -Fe-BCC 的占比有所减小，但大体上仍然是呈增大趋势， $\gamma$ -Fe-FCC 的占比与之相反，不断减小。成型方向

为 60° 时制件的变化规律与成型方向为 0° 时基本一样： $\alpha$ -Fe-BCC 的占比增加， $\gamma$ -Fe-FCC 的占比减小。与成型方向为 0° 时相比，在变形量从 0% 变化到 30% 的过程中，当成型方向为 60° 时， $\alpha$ -Fe-BCC 的体积分数的增量较小，但相同变形量下  $\gamma$ -Fe-FCC 的占比始终较高。

表 5 成型方向为 0° 和 60° 的制件在不同变形量下的物相体积分数

Table 5 Phase volume fractions of samples with forming directions of 0° and 60° under different deflection values

Sample No.	Composition	Volume fraction / %			
		Deflection of 0%	Deflection of 5%	Deflection of 15%	Deflection of 30%
#1	Fe-BCC	0.17	0.19	0.78	2.21
	Fe-FCC	98.74	97.32	89.46	68.78
	Others	1.09	2.49	9.75	29.01
#2	Fe-BCC	0.24	0.18	0.40	0.94
	Fe-FCC	98.92	97.93	92.39	76.31
	Others	0.84	1.89	7.21	22.74

### 3.3.2 表面形貌特征

图 10 是成型方向分别为 0° 和 60° 时 L-PBF 316L 不锈钢在不同变形量下的表面形貌。可以明显地看到：当变形量为 0 时，样品表面较为光滑 [图 10(a1)、(b1)]；随着变形量的增加，样品表面逐渐产生塑性变

形，并且产生了滑移带，滑移带的数量随变形量的增加而增加。在受力情况下，由于晶面滑移的不均匀性，具有不同转动特点的晶粒相互影响，晶粒更倾向于在晶面法线方向上转动，从而形成滑移带，材料的强度增强，拉伸性能得到改善<sup>[35]</sup>。

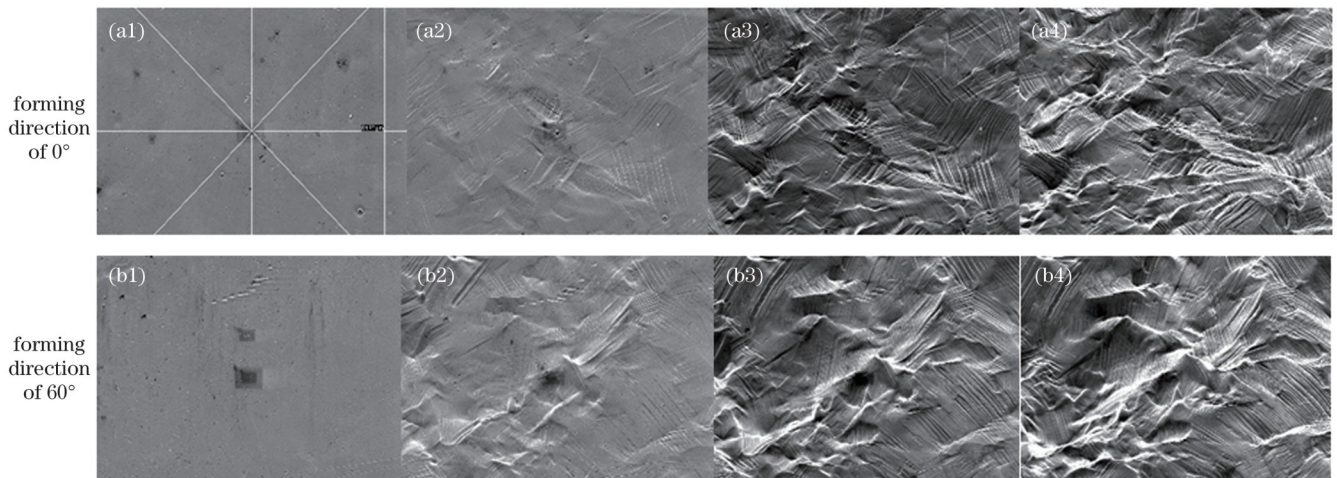


图 10 成型方向为 0° 和 60° 的 L-PBF 316L 不锈钢在不同变形量下的表面 SEM 照片。(a1)(b1) 0%；(a2)(b2) 5%；(a3)(b3) 15%；(a4)(b4) 30%

Fig. 10 Surface SEM images of L-PBF 316L stainless steels with forming directions of 0° and 60° under different deflection values. (a1)(b1) 0%；(a2)(b2) 5%；(a3)(b3) 15%；(a4)(b4) 30%

### 3.3.3 原位 EBSD 表征

图 11 是成型方向为 0° 和 60° 的 L-PBF 316L 不锈钢在不同变形量下的反极图 (IPF)，图中的不同颜色代表了不同的晶粒取向。可以看出，无论成型方向为 0° 还是 60°，试样都未表现出明显的择优取向，说明样品内部的晶粒取向具有各向异性。这是因为在 L-PBF 过程中，晶粒会垂直于熔池边界生长，而熔池在成型过程中会不断旋转，相邻层的熔池呈 67° 的夹

角，所以各种晶粒取向都有可能存在。当变形量为 0% 时，在成型方向为 0° 的试样中  $\langle 101 \rangle$  取向的晶粒占比较大，而在成型方向为 60° 的试样中  $\langle 111 \rangle$  取向的晶粒占比较大， $\langle 101 \rangle$  取向的晶粒占比较小，说明成型方向会对 L-PBF 316L 不锈钢内部的晶粒取向产生影响<sup>[36]</sup>。在拉伸过程中，随着变形量的增加，在两个成型方向的试样中， $\langle 111 \rangle$  取向的晶粒增加， $\langle 101 \rangle$  取向的晶粒减少，表明拉伸变形使样品内部的晶粒取



向趋于一致。

在拉伸过程中,成型方向为  $0^\circ$  和  $60^\circ$  的 L-PBF 316L 不锈钢晶粒内部都发生了位错变形。当变形量为 15% 时,试样晶粒内部产生了滑移线[图 11(a2)、(b2)];随着变形量的增加,滑移线数量变多,当变形量为 30% 时,位错显著增加,产生了高密度的位错和位错缠结,几乎所有晶粒内部都产生了滑移带,且不同晶粒间的滑移带方向不相同[图 11(a3)、(b3)]。相比之下,成型方向为  $0^\circ$  的试样中的滑移带数量更多。实际上,位错滑移是金属材料的基本变形方式之一,位错的

运动控制着金属的塑性变形,因此决定了材料的力学性能<sup>[37]</sup>。许多研究表明,位错密度是 L-PBF 奥氏体不锈钢强化的关键因素。位错胞能够减缓位错的运动,并在塑性变形期间促进高密度纳米孪晶的形成,增强塑性性能<sup>[38-40]</sup>。

在拉伸过程中晶界角度也发生了显著变化。当未发生变形时,在成型方向为  $0^\circ$  和  $60^\circ$  的样品中,晶界以大于  $10^\circ$  的大角度晶界为主;随着变形量的增加,可以看到小角度晶界的占比逐渐增大;当变形量为 30% 时,在成型方向为  $0^\circ$  和  $60^\circ$  的试样中,小角度

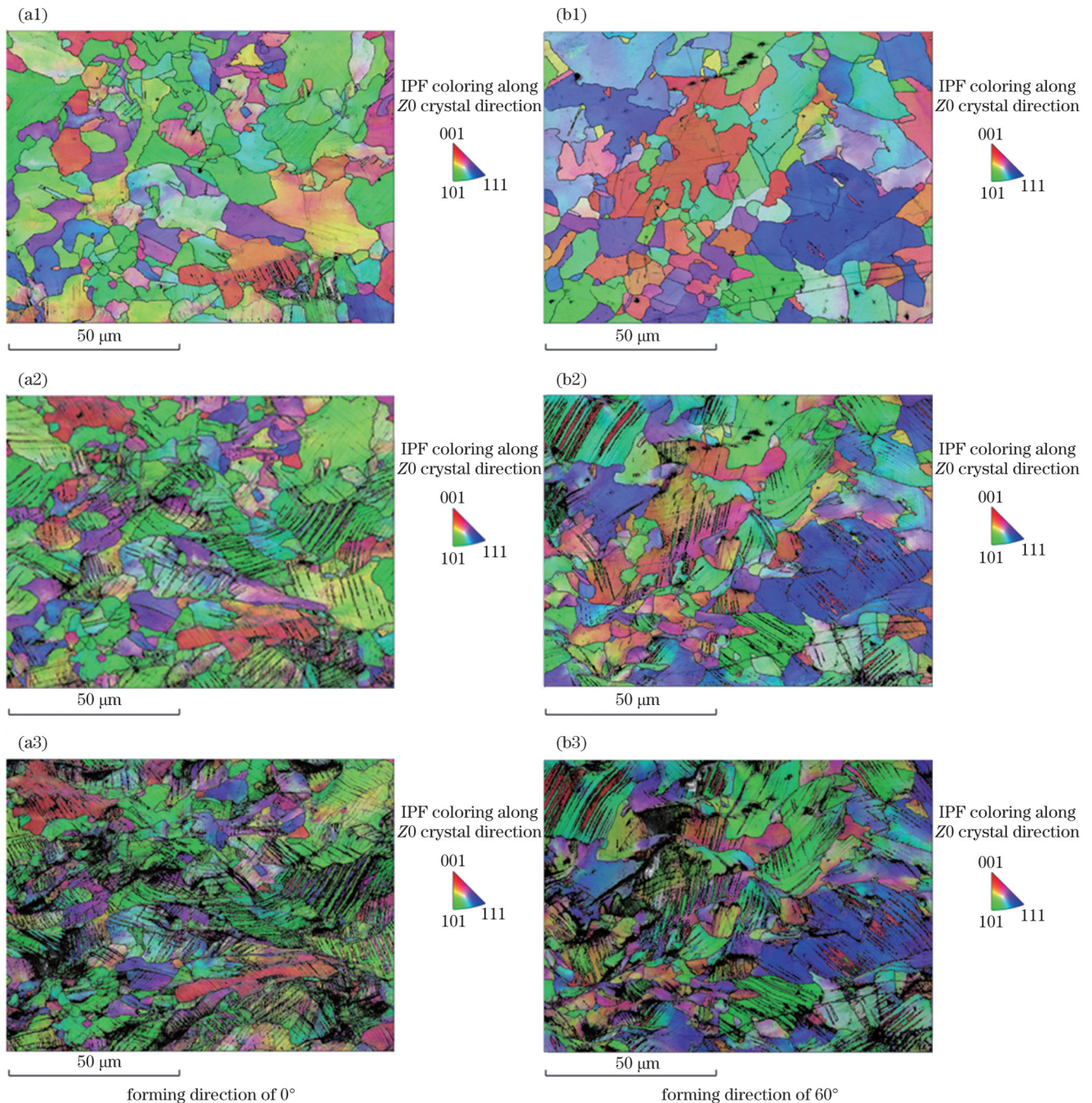


图 11 成型方向为  $0^\circ$  和  $60^\circ$  的 L-PBF 316L 不锈钢在不同变形量下的 IPF。(a1)(b1)  $0\%$ ; (a2)(b2)  $15\%$ ; (a3)(b3)  $30\%$

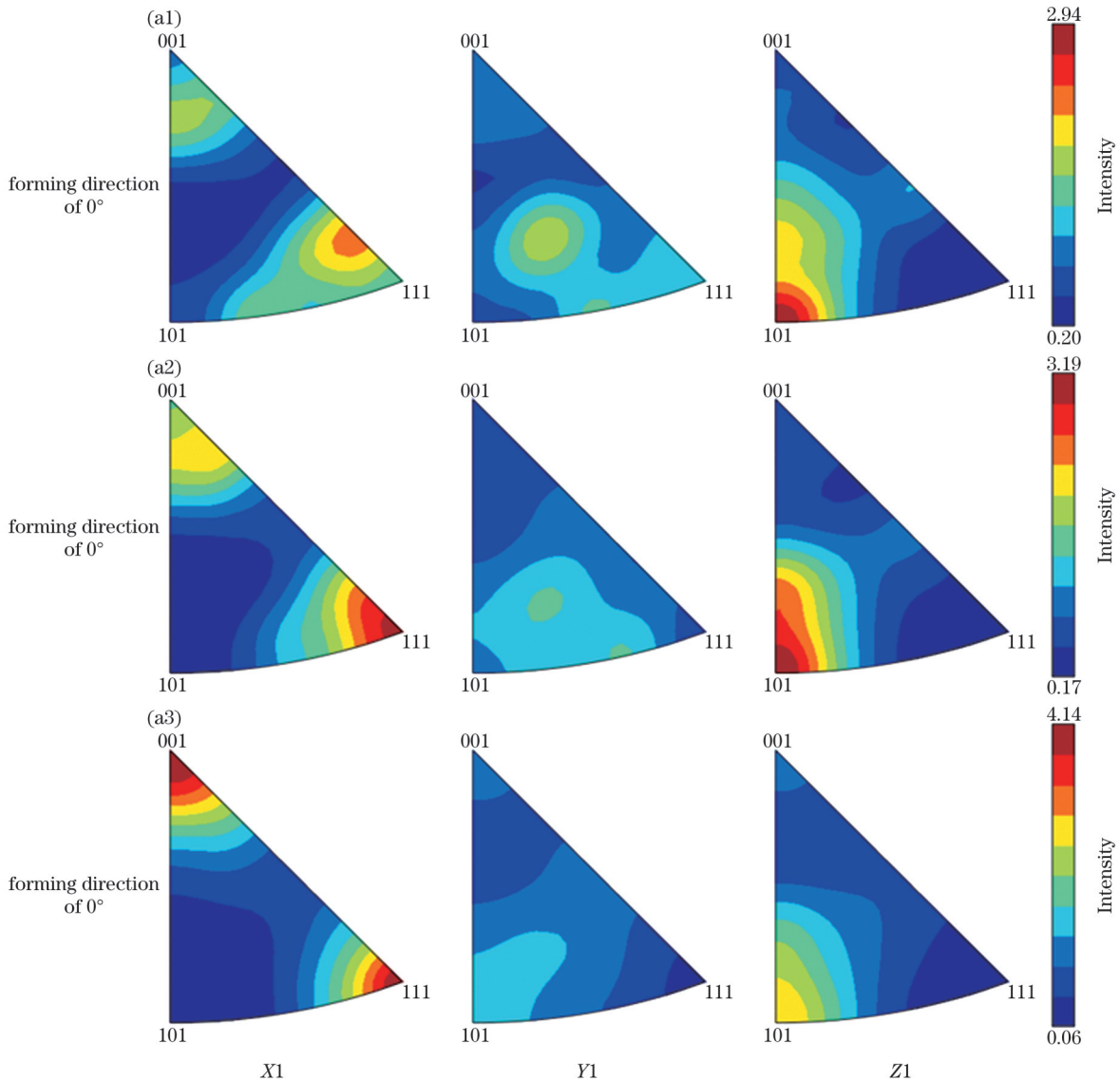
Fig. 11 IPFs of L-PBF 316L stainless steels with forming directions of  $0^\circ$  and  $60^\circ$  under different deflection values. (a1)(b1)  $0\%$ ; (a2)(b2)  $15\%$ ; (a3)(b3)  $30\%$

晶界的占比分别为 71.6% 和 53.9%。相比之下,在成型方向为 0° 的试样中,小角度晶界的占比始终大于成型方向为 60° 的制件。这些小角度晶界的产生和变形过程中的位错密不可分,这是因为在受外力的情况下,应力集中先发生在晶界处,晶界成为位错源。

此外,可以发现,晶粒内部存在着少量的变形孪晶,这是由于 316L 不锈钢的层错能低,拉伸变形时的变形机制为应变诱发马氏体相变和变形孪晶并存<sup>[41]</sup>。孪晶片层具有大量的容纳位错滑移的空间,这些空间平行于孪晶界片层,可以使位错在这些空间内滑移并增殖,从而保证了较高的加工硬化能力,因此这些孪晶的存在提高了试样强度,增强了拉伸性能<sup>[42]</sup>。

图 12 是成型方向为 0° 和 60° 的 L-PBF 316L 不锈钢在不同变形量下的反极图,其中 X1、Y1、Z1 为晶体的不同晶向。对比发现,对于不同成型方向的试样,在拉伸过程中,晶粒取向的变化存在很大差异。当变形

量为 0% 时,0° 成型方向的制件的晶粒取向为  $\langle 101 \rangle // Z1$ ,而 60° 成型方向的制件的晶粒取向为  $\langle 111 \rangle // Z1$ ,这是不同的成型方向造成的。在拉伸过程中,0° 成型方向的织构强度逐渐增加,晶粒取向逐渐转变为  $\langle 001 \rangle // X1$  和  $\langle 111 \rangle // X1$ ,表明晶粒取向得到了优化和调整,更加趋于一致,这是因为在拉伸过程中产生了形变孪晶,形变孪晶的形成可以引导晶体取向的调整,从而提高了材料的织构强度<sup>[43]</sup>。而 60° 成型方向制件的织构强度呈现先减小后增大的变化趋势:在变形量达到 15% 前,随着变形量的增大,织构强度减小,表明晶粒的取向变得更加杂乱,没有产生孪晶来协调变形;而当变形量为 30% 时,晶粒内部产生孪晶,诱导晶粒取向趋于一致,晶粒取向转变为  $\langle 111 \rangle // X1$ 。这两种变形机制产生的原因在于 316L 不锈钢为面心立方晶系,其孪生系为  $\{111\} \langle 112 \rangle$ ,孪晶界与基体满足  $60^\circ \langle 111 \rangle$  的转轴关系。当晶粒的  $\langle 101 \rangle$  方向与拉伸方向平行时,晶粒易产生孪晶;而当晶粒的  $\langle 111 \rangle$  方向与拉伸方向平行时,晶粒较难产生孪晶,晶粒优先





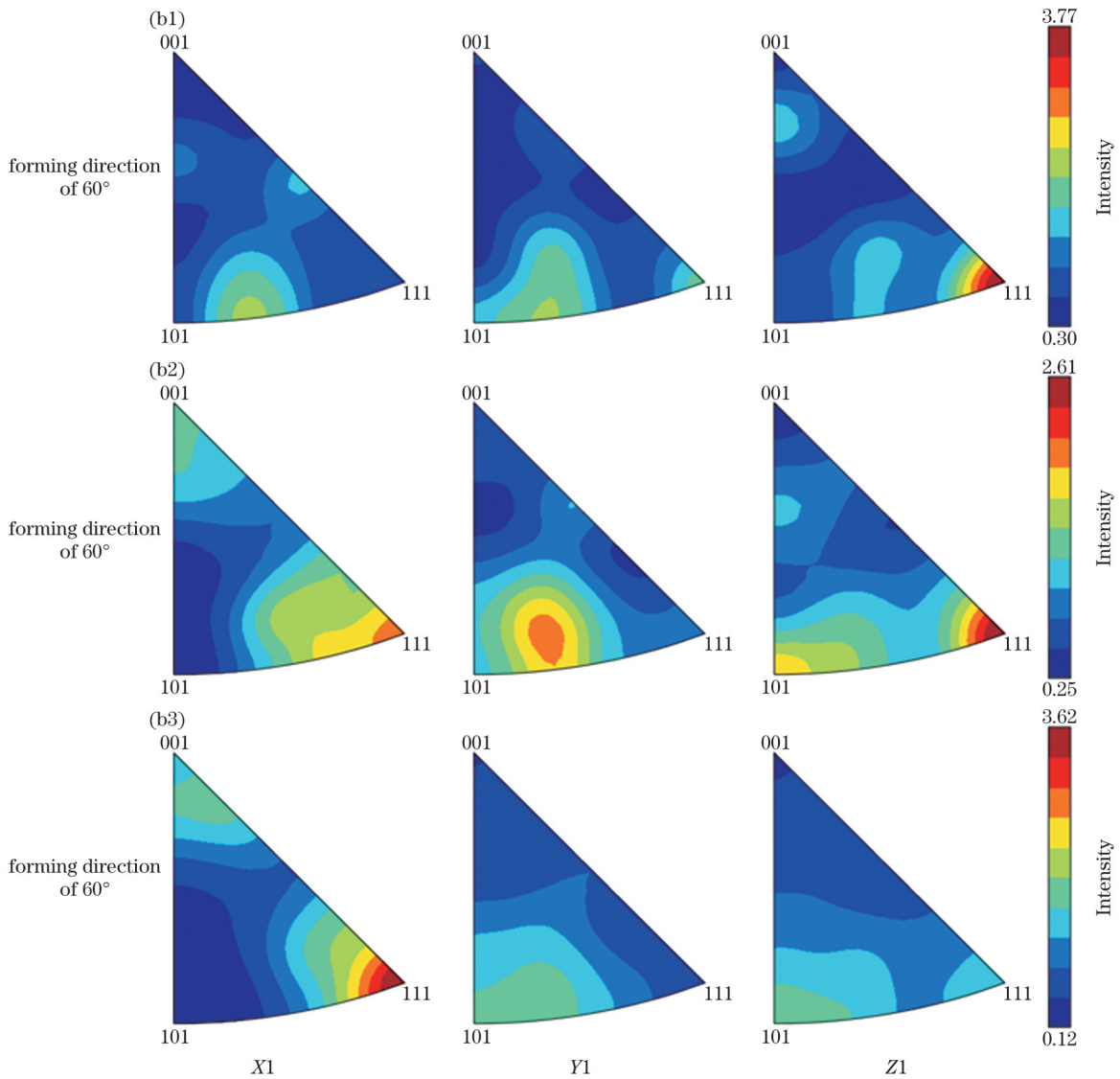


图 12 成型方向为  $0^\circ$  和  $60^\circ$  的 L-PBF 316L 不锈钢在不同变形量下的反极图。(a1)(b1) 0%; (a2)(b2) 15%; (a3)(b3) 30%  
 Fig.12 IPFs of L-PBF 316L stainless steels with forming directions of  $0^\circ$  and  $60^\circ$  under different deflection values. (a1)(b1) 0%; (a2)(b2) 15%; (a3)(b3) 30%

通过位错滑移发生变形。Gutierrez-Urrutia 等<sup>[44]</sup> 认为,在高应变下,在不利于发生孪生的晶粒中也会产生变形孪晶,这与  $60^\circ$  成型方向的试样在 30% 变形量下产生孪晶相吻合。Wang 等<sup>[45]</sup> 研究发现,当拉伸变形量较低时,晶粒间的主要变形机制是位错滑移,而当应变增大至 36% 时,孪晶的数目急剧增加。

图 13 是成型方向为  $0^\circ$  和  $60^\circ$  的 L-PBF 316L 不锈钢在不同拉伸变形量下的晶粒尺寸分布图。可以看到:当变形量为 0% 时,成型方向为  $0^\circ$  和  $60^\circ$  的试样的平均晶粒尺寸分别为  $4.3 \mu\text{m}$  和  $5.1 \mu\text{m}$ ;当变形量为 30% 时,平均晶粒尺寸分别为  $1.4 \mu\text{m}$  和  $1.8 \mu\text{m}$ 。两个不同成型方向的试样在拉伸过程中都出现了晶粒细化现象,晶粒的平均尺寸随变形量的增加而不断减小,且成型方向为  $0^\circ$  的试样的平均晶粒尺寸在相同变形量下一直小于成型方向为  $60^\circ$  的试样。一般来说,晶粒越

细,越有利于提高材料的强度,小角度晶界就越多,对位错运动的阻碍作用就越强<sup>[46]</sup>。因此,这也是成型方向为  $0^\circ$  的 L-PBF 316L 不锈钢拉伸性能更好的原因之一。对于 L-PBF 316L 不锈钢,晶粒出现这种动态细化行为的可能原因之一是该材料的层错能较低,导致材料在变形过程中形成形变孪晶<sup>[47]</sup>,图 11 所示的 IPF 图像也证实了这一变化。事实上,材料微观组织发生这种动态细化的现象在具有“传统”非均匀梯度结构的中熵合金材料中曾被报道, Yang 等<sup>[48]</sup> 采用与 316L 不锈钢材料具有相同 FCC 结构的 CrCoNi 进行实验,指出对于具有低层错能 FCC 结构的材料,其在变形过程中更容易产生纳米孪晶和位错,可以动态地增加材料组织的非均匀性,导致材料的应变硬化率始终维持在较高的水平,因此材料强度较大,同时韧性也较高。



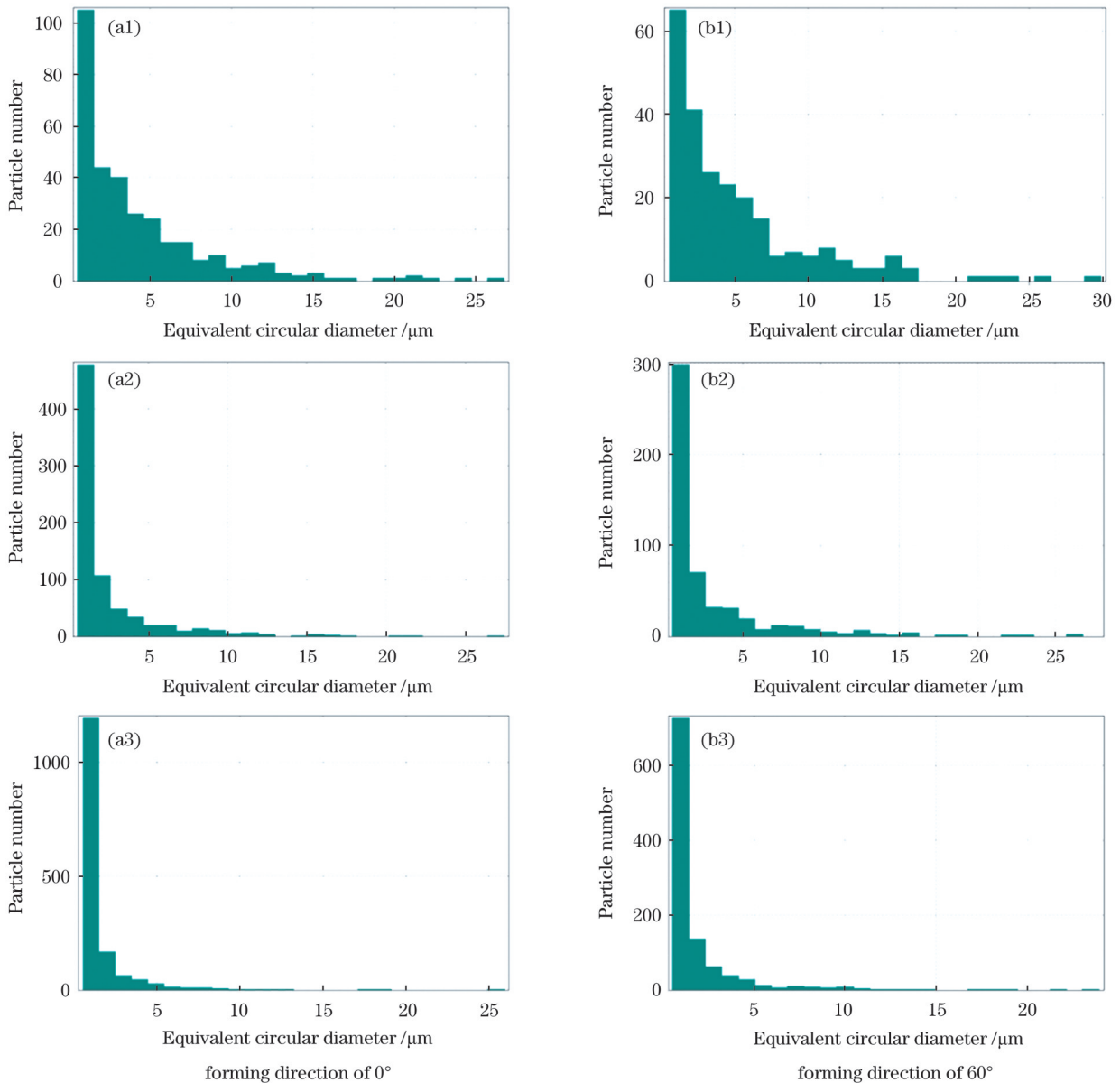


图 13 成型方向为  $0^\circ$  和  $60^\circ$  的 L-PBF 316L 不锈钢在不同变形量下的晶粒尺寸分布图。(a1)(b1) 0%; (a2)(b2) 15%; (a3)(b3) 30%  
Fig. 13 Grain size distribution plots of L-PBF 316L stainless steels with forming directions of  $0^\circ$  and  $60^\circ$  under different deflection values. (a1)(b1) 0%; (a2)(b2) 15%; (a3)(b3) 30%

## 4 结 论

以 L-PBF 增材制造的 316L 不锈钢作为研究对象,通过对比  $0^\circ$  和  $60^\circ$  两个不同成型方向的样品的显微组织、力学性能、晶粒取向等,探讨了成型方向对 L-PBF 成型件的组织 and 力学性能的影响规律和机理。得到以下主要结论:

1) 在 L-PBF 增材制造的 316L 不锈钢显微组织中存在孔洞,在  $60^\circ$  成型方向上还存在着一些层层堆积的鱼鳞状微熔池。316L 不锈钢为奥氏体不锈钢,在 L-PBF 增材制造过程中,冷却速度过快导致  $\alpha$ -Fe 铁素体相被保留下来。

2) 不同成型方向的样品的拉伸性能存在差异。当成型方向为  $60^\circ$  时,样品的抗拉强度更高,为 662.27 MPa,

$0^\circ$  成型方向的试样的伸长率更高,为 13.75%。 $0^\circ$  成型方向的打印制件的层数比  $60^\circ$  成型方向的制件更多,使得 L-PBF 成型件的内部残余应力更大,导致  $0^\circ$  成型方向的样品的抗拉强度较低。当成型方向为  $0^\circ$  时,在拉伸方向上主要是道与道之间的搭接,而当成型方向为  $60^\circ$  时,存在道与道、层与层之间的搭接。在  $0^\circ$  成型方向的样品的拉伸断口形貌中,韧窝的平均直径更大,深度更深,因此具有更好的塑性。

3) 通过对  $0^\circ$  和  $60^\circ$  两个成型方向的 L-PBF 316L 不锈钢进行原位 EBSD 测试,发现随着变形量的变化,样品的晶界角度、物相含量、表面形貌、晶粒取向和晶粒尺寸等都发生了变化。在晶界角度方面,拉伸变形前的 L-PBF 316L 不锈钢样品以大角度晶界为主,随着变形量的增加,小角度晶界的占比不断增加并最终

超过了大角度晶界的占比,且 $0^\circ$ 成型方向的样品增加更为显著。在物相含量上,拉伸前 $\gamma$ -Fe-FCC的体积分数达到了98%以上,而随着变形量的增加, $\gamma$ -Fe-FCC的体积分数减小, $\alpha$ -Fe-BCC的体积分数增大。在表面形貌方面,拉伸过程中样品产生了位错滑移并发生了孪生,且在 $0^\circ$ 成型方向的制件中,滑移带数量更多也更为密集,形变孪晶的数量更多,增强了材料的拉伸性能。在晶粒取向上,当成型方向为 $0^\circ$ 时,初始的 $\langle 101 \rangle // Z1$ 晶粒取向在拉伸过程中逐渐转变为 $\langle 001 \rangle // X1$ 和 $\langle 111 \rangle // X1$ ,而对于成型方向为 $60^\circ$ 的试样,初始的 $\langle 111 \rangle // Z1$ 晶粒取向在拉伸过程中逐渐转变为 $\langle 111 \rangle // X1$ ,这种差异性与晶粒内部拉伸过程中形成的形变孪晶密切相关,其诱导晶粒取向发生变化。在晶粒尺寸方面,随着变形量的增加,L-PBF 316L 不锈钢发生了晶粒细化现象,打印态的粗大柱状晶在外力的作用下陆续破碎,导致晶粒逐渐减小,与 $60^\circ$ 成型方向的样品相比, $0^\circ$ 成型方向的样品的晶粒细化程度更高,晶粒尺寸更小。

### 参 考 文 献

- [1] Liang S X, Wang X Q, Zhang W C, et al. Selective laser melting manufactured porous Fe-based metallic glass matrix composite with remarkable catalytic activity and reusability[J]. Applied Materials Today, 2020, 19: 100543.
- [2] Wong K V, Hernandez A. A review of additive manufacturing[J]. ISRN Mechanical Engineering, 2012, 2012: 208760.
- [3] Tasdemir A, Nohut S. An overview of wire arc additive manufacturing (WAAM) in shipbuilding industry[J]. Ships and Offshore Structures, 2021, 16(7): 797-814.
- [4] Jamshidi P, Aristizabal M, Kong W H, et al. Selective laser melting of Ti-6Al-4V: the impact of post-processing on the tensile, fatigue and biological properties for medical implant applications[J]. Materials, 2020, 13(12): 2813.
- [5] Wohlers T. Wohlers report 2021: 3D printing and additive manufacturing global state of the industry[R]. Washington, D.C.: Wohlers Associates, 2021.
- [6] He W, Shi W X, Li J Q, et al. *In-situ* monitoring and deformation characterization by optical techniques; part I: Laser-aided direct metal deposition for additive manufacturing[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2019, 122: 74-88.
- [7] 尹滨兆, 刘金戈, 刘冰川, 等. WE43 镁合金激光粉末床熔融工艺研究[J]. 中国激光, 2022, 49(14): 1402107.  
Yin B Z, Liu J G, Liu B C, et al. Study on laser powder bed melting process of WE43 magnesium alloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(14): 1402107.
- [8] Deng P, Karadge M, Rebak R B, et al. The origin and formation of oxygen inclusions in austenitic stainless steels manufactured by laser powder bed fusion[J]. Additive Manufacturing, 2020, 35: 101334.
- [9] 秦文韬, 满成, 逢昆, 等. L-PBF Ti6Al4V 的表面氮化处理及腐蚀磨损性能研究[J]. 表面技术, 2023, 52(9): 125-134, 159.  
Qin W T, Man C, Pang K, et al. Surface nitriding treatment and tribocorrosion properties of L-PBF Ti6Al4V[J]. Surface Technology, 2023, 52(9): 125-134, 159.
- [10] Wu W P, He G, Huang J Q, et al. Influence of electrochemically charged hydrogen on mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy additively manufactured by laser powder-bed fusion (L-PBF) process[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 866: 144339.
- [11] 任焱嘉. 激光选区熔化 316L 不锈钢组织和性能研究[D]. 西安: 西安建筑科技大学, 2019.  
Ren Y J. Study on microstructure and properties of 316L stainless steel by selective laser melting[D]. Xi'an: Xi'an University of Architecture and Technology, 2019.
- [12] 刘世锋, 宋玺, 王岩, 等. 金属粉末增材制造奥氏体不锈钢的研究进展[J]. 钢铁研究学报, 2022, 34(8): 727-739.  
Liu S F, Song X, Wang Y, et al. Research progress of austenitic stainless steel made by metal additive manufacturing[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2022, 34(8): 727-739.
- [13] Bartolomeu F, Buciumeanu M, Pinto E, et al. 316L stainless steel mechanical and tribological behavior—a comparison between selective laser melting, hot pressing and conventional casting[J]. Additive Manufacturing, 2017, 16: 81-89.
- [14] Li Z, He B, Guo Q. Strengthening and hardening mechanisms of additively manufactured stainless steels: the role of cell sizes[J]. Scripta Materialia, 2020, 177: 17-21.
- [15] Chen W, Voisin T, Zhang Y, et al. Microscale residual stresses in additively manufactured stainless steel[J]. Nature Communications, 2019, 10: 4338.
- [16] Dreyepont S, Nandwana P, Fernandez-Zelaia P, et al. Microstructure and high temperature tensile properties of 316L fabricated by laser powder-bed fusion[J]. Additive Manufacturing, 2021, 37: 101723.
- [17] Yu C F, Zhong Y, Zhang P, et al. Effect of build direction on fatigue performance of L-PBF 316L stainless steel[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2020, 33(4): 539-550.
- [18] Wang Z Q, Palmer T A, Beese A M. Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing[J]. Acta Materialia, 2016, 110: 226-235.
- [19] Guan K, Wang Z M, Gao M, et al. Effects of processing parameters on tensile properties of selective laser melted 304 stainless steel[J]. Materials & Design, 2013, 50: 581-586.
- [20] 杨帅. 基于 SLM 工艺的 316L 复合成形件微观组织与力学性能研究[D]. 太原: 中北大学, 2021.  
Yang S. Study on microstructure and mechanical properties of 316L composite formed parts based on SLM process[D]. Taiyuan: North University of China, 2021.
- [21] Kok Y, Tan X P, Tor S B, et al. Fabrication and microstructural characterisation of additive manufactured Ti-6Al-4V parts by electron beam melting[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2015, 10(1): 13-21.
- [22] Gu D D, Meiners W, Wissenbach K, et al. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms[J]. International Materials Reviews, 2012, 57(3): 133-164.
- [23] 马纪. 基于选区激光熔化的金属构件力学性能提升工艺及方法研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2019.  
Ma J. Research on technology and method of improving mechanical properties of metal components based on selective laser melting [D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2019.
- [24] Mercelis P, Kruth J. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting[J]. Rapid Prototyping Journal, 2006, 12: 254-265.
- [25] 吴晓玉. 构筑角度对 SLM 成形不锈钢与铝合金组织及性能的影响[D]. 太原: 中北大学, 2020.  
Wu X Y. Effect of construction angle on microstructure and properties of stainless steel and aluminum alloy formed by SLM [D]. Taiyuan: North University of China, 2020.
- [26] Casati R, Lemke J, Vedani M. Microstructure and fracture behavior of 316L austenitic stainless steel produced by selective laser melting[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2016, 32(8): 738-744.
- [27] Dixit S, Liu S Y, Murdoch H A, et al. Investigating build orientation-induced mechanical anisotropy in additive

- manufacturing 316L stainless steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 880: 145308.
- [28] Lee S H, Chung S G, Kim H S, et al. Effects of AlN addition into AISI 316L on melt pool stability and microstructural evolution during laser powder bed fusion[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 881: 145311.
- [29] Vallejo N D, Kljestan N, Ayers N, et al. Flaw type dependent tensile properties of 316L stainless steel additively manufactured by laser powder bed fusion[J]. *Results in Materials*, 2022, 15: 100315.
- [30] Vukkum V B, Gupta R K. Review on corrosion performance of laser powder-bed fusion printed 316L stainless steel: effect of processing parameters, manufacturing defects, post-processing, feedstock, and microstructure[J]. *Materials & Design*, 2022, 221: 110874.
- [31] Matthews M J, Guss G, Khairallah S A, et al. Denudation of metal powder layers in laser powder bed fusion processes[J]. *Acta Materialia*, 2016, 114: 33-42.
- [32] Qiu C L, Panwisawas C, Ward M, et al. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting[J]. *Acta Materialia*, 2015, 96: 72-79.
- [33] 张铭显. 316L(N)奥氏体不锈钢晶间腐蚀与晶界特征分布优化的研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2017.  
Zhang M X. Study on intergranular corrosion and optimization of grain boundary characteristic distribution of 316L(N) austenitic stainless steel[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2017.
- [34] 刘思维. 冷轧退火 316L 不锈钢的晶间腐蚀性能及晶界特征分布研究[D]. 成都: 成都理工大学, 2008.  
Liu S W. Study on intergranular corrosion performance and grain boundary characteristic distribution of cold rolled annealed 316L stainless steel[D]. Chengdu: Chengdu University of Technology, 2008.
- [35] 黄玉宝. 激光增材制造 316L 不锈钢组织及疲劳损伤研究[D]. 上海: 上海工程技术大学, 2021.  
Huang Y B. Study on microstructure and fatigue damage of 316L stainless steel made by laser additive[D]. Shanghai: Shanghai University of Engineering Science, 2021.
- [36] Kong D C, Dong C F, Ni X Q, et al. Corrosion of metallic materials fabricated by selective laser melting[J]. *NPJ Materials Degradation*, 2019, 3: 24.
- [37] 蒋华臻, 房佳汇钰, 陈启生, 等. 激光选区熔化成形 316L 不锈钢工艺、微观组织、力学性能的研究现状[J]. *中国激光*, 2022, 49(14): 1402804.  
Jiang H Z, Fang J H Y, Chen Q S, et al. State of the art of selective laser melted 316L stainless steel: process, microstructure, and mechanical properties[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(14): 1402804.
- [38] Kong D C, Dong C F, Wei S L, et al. About metastable cellular structure in additively manufactured austenitic stainless steels[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 38: 101804.
- [39] Li Z M, Pradeep K G, Deng Y, et al. Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off[J]. *Nature*, 2016, 534(7606): 227-230.
- [40] Liu L F, Ding Q Q, Zhong Y, et al. Dislocation network in additively manufactured steel breaks strength-ductility trade-off[J]. *Materials Today*, 2018, 21(4): 354-361.
- [41] Lee T H, Shin E, Oh C S, et al. Correlation between stacking fault energy and deformation microstructure in high-interstitial-alloyed austenitic steels[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(8): 3173-3186.
- [42] 彭芑. 316L 不锈钢变形机制与力学性能的晶粒尺寸效应[D]. 南京: 南京理工大学, 2021.  
Peng P. Deformation mechanism and grain size effect of mechanical properties of 316L stainless steel[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2021.
- [43] 杨钢, 陈亮维, 王剑华, 等. FCC 金属的组织对力学性能的影响[J]. *昆明理工大学学报(自然科学版)*, 2012, 37(5): 24-27, 34.  
Yang G, Chen L W, Wang J H, et al. Influences of texture of FCC metals on their mechanical properties[J]. *Journal of Kunming University of Science and Technology (Natural Science Edition)*, 2012, 37(5): 24-27, 34.
- [44] Gutierrez-Urrutia I, Zaefferer S, Raabe D. The effect of grain size and grain orientation on deformation twinning in a Fe-22 wt.% Mn-0.6 wt.% C TWIP steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(15): 3552-3560.
- [45] Wang Y M, Voisin T, McKeown J T, et al. Additively manufactured hierarchical stainless steels with high strength and ductility[J]. *Nature Materials*, 2018, 17(1): 63-71.
- [46] 赵杰, 万响亮, 柯睿, 等. 晶粒细化对奥氏体不锈钢高温力学性能的影响[J]. *钢铁研究学报*, 2023, 35(1): 88-97.  
Zhao J, Wan X L, Ke R, et al. Effect of grain refinement on mechanical properties of austenitic stainless steel at high temperature[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2023, 35(1): 88-97.
- [47] Sun Z J, Tan X P, Tor S B, et al. Simultaneously enhanced strength and ductility for 3D-printed stainless steel 316L by selective laser melting[J]. *NPG Asia Materials*, 2018, 10(4): 127-136.
- [48] Yang M X, Yan D S, Yuan F P, et al. Dynamically reinforced heterogeneous grain structure prolongs ductility in a medium-entropy alloy with gigapascal yield strength[J]. *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*, 2018, 115(28): 7224-7229.

## Microstructural Characterization and Mechanical Properties of 316L Stainless Steel Parts Prepared by Laser Powder Bed Fusion (L-PBF) Additive Manufacturing

Zhang Ao, Wu Wangping\*, Jiang Peng, Wang Zhizhi, Pan Haijun, Zhang Yi

*Metal 3D Printing Laboratory, School of Mechanical Engineering and Rail Transit, Changzhou University, Changzhou 213164, Jiangsu, China*

### Abstract

**Objective** Laser powder bed fusion (L-PBF) is a representative technology in metal/alloy additive manufacturing. It utilizes a laser as the heat source with a small beam size, enabling the production of fine and intricate parts. During L-PBF additive manufacturing of complex structure parts, the forming direction is variable which increases the complexity of heat transfer and solidification. As a result, the thermal efficiency differs among different forming directions, which can impact the performance of the printed parts.



However, the current research on the influence of forming direction on the microstructure and properties of L-PBF 316L stainless steel is not sufficiently systematic. Therefore, it is further necessary to deeply investigate the influence of formation direction. We investigated the correlation between the forming direction and the microstructure and properties of L-PBF 316L stainless steel and explored the variations in mechanical properties to provide valuable insights for the development and applications of L-PBF 316L stainless steel.

**Methods** First, the 316L stainless steel parts were fabricated using L-PBF from two different forming directions of  $0^\circ$  and  $60^\circ$ . The microstructure and mechanical properties of the parts were investigated through metallographic and tensile tests. The phases of the 316L stainless steel powder and as-printed samples were determined using X-ray diffraction (XRD). The grain orientation distributions, grain sizes, and grain boundary angles of these samples at different deformation strains were characterized using electron backscattered diffraction (EBSD) and scanning electron microscope (SEM).

**Results and Discussions** The results show that some porosity defects occur in the L-PBF 316L stainless steel (Fig. 5). During the printing process, the rapid cooling rate leads to the retention of the  $\alpha$ -Fe ferrite phase (Fig. 6). Tensile testing shows that the samples printed from the forming direction of  $60^\circ$  exhibit higher tensile strength than those from the forming direction of  $0^\circ$ , while the samples printed from the forming direction of  $0^\circ$  demonstrate better elongation than those from the forming direction of  $60^\circ$  (Fig. 7 and Table 3). *In-situ* tensile testing results indicate that there exist significant differences in grain boundary angles, phase contents, surface morphologies, grain orientations, and grain sizes among the L-PBF 316L stainless steel samples printed from different forming directions during the tensile deformation process. In both  $0^\circ$  and  $60^\circ$ , the samples exhibit predominantly high-angle grain boundaries before tensile deformation. However, as the deformation strains increase, the proportion (volume fraction) of low-angle grain boundaries gradually increases and finally surpasses that of high-angle grain boundaries (Fig. 9). In terms of phase composition, the  $\gamma$ -Fe face-centered cubic (FCC) phase account for over 98% in the sample before deformation, but its proportion (volume fraction) decreases while the  $\alpha$ -Fe body-centered cubic (BCC) phase increases with increasing deformation strains (Fig. 10 and Table 5). In terms of surface morphology, the samples underwent dislocation slip and twinning during the tensile process. The sample built from the forming direction of  $0^\circ$  exhibits much more slip bands as well as a large amount of deformation twinning compared with the part printed from the forming direction of  $60^\circ$ , which improves the tensile properties of the parts (Fig. 11). In terms of grain orientation, the samples manufactured using L-PBF exhibit anisotropy. For the sample built from the forming direction of  $0^\circ$ , the initial  $\langle 101 \rangle // Z1$  grain orientation gradually transforms to  $\langle 001 \rangle // X1$  and  $\langle 111 \rangle // X1$  during the tensile process. In contrast, for the sample built from the forming direction of  $60^\circ$ , the initial  $\langle 111 \rangle // Z1$  grain orientation gradually transforms to  $\langle 111 \rangle // X1$  during tensile deformation. This difference in grain orientation is related to the formation of deformation twinning within the grains during tensile deformation, which induces grain orientation rotation (Fig. 12). In terms of grain size, the L-PBF 316L stainless steel undergoes grain refinement with increasing deformation strain. The coarse columnar grains in the as-printed state are progressively fractured under external forces, leading to a reduction in grain size with increasing strain. The sample built from the forming direction of  $0^\circ$  exhibits a higher degree of grain refinement and smaller grain size than the sample printed from the forming direction of  $60^\circ$  (Fig. 13).

**Conclusions** The influence of two forming directions of  $0^\circ$  and  $60^\circ$  on the microstructure and mechanical properties of L-PBF 316L stainless steel was studied. The evolution of microstructure and grain orientation during tensile deformation of L-PBF 316L stainless steel was studied using *in-situ* tensile testing. There are some defects in the L-PBF 316L stainless steel, and a fish-scale-like melt pool occurred in the part printed from the forming direction of  $60^\circ$ . The sample built from the forming direction of  $60^\circ$  exhibits a high tensile strength, while the part printed from the forming direction of  $0^\circ$  shows good elongation and plasticity. During *in-situ* tensile deformation, the proportion of low-angle grain boundaries and the  $\alpha$ -Fe-BCC phase content increase, the grain size decreases, and the slip bands appear within the grains. Compared with the sample built from the forming direction of  $60^\circ$ , these changes are much more significant in the part printed from the forming direction of  $0^\circ$ . In the forming direction of  $0^\circ$ , the initial  $\langle 101 \rangle // Z1$  grain orientation gradually transforms to  $\langle 001 \rangle // X1$  and  $\langle 111 \rangle // X1$  during tensile deformation, while in the forming direction of  $60^\circ$ , the initial  $\langle 111 \rangle // Z1$  grain orientation gradually transforms to  $\langle 111 \rangle // X1$ .

**Key words** laser technique; laser powder bed fusion additive manufacturing; *in-situ* electron backscatter diffraction; forming direction