

热处理温度对选区激光熔化成形 316L 不锈钢冲击韧性及各向异性的影响

汪洋扬, 孙明艳, 陈捷, 秦煜, 沈显峰, 王国伟, 黄姝珂*

中国工程物理研究院机械制造工艺研究所, 四川 绵阳 621900

摘要 为探究热处理温度对 316L 不锈钢冲击韧性及其各向异性的影响, 利用选区激光熔化(SLM)技术制备了不同成形取向的 316L 冲击构件, 并比较了 SLM 态、1050 °C 热处理态以及 1100 °C 热处理态的冲击韧性和微观组织结构。结果表明, 按冲击韧性从大到小排列, 依次为 SLM 态、1100 °C 热处理态、1050 °C 热处理态。随着热处理温度的升高, 冲击断口的韧窝逐渐增大。对于 SLM 态, XY-Z 样的冲击韧性比 XZ-X 样和 XY-X 样更好, 但热处理之后 XY-Z 样的冲击韧性反而最差。同时, 热处理之后亚晶组织逐渐消失, 夹杂物粗化, 晶粒尺寸增大, 大角度晶界增加, 逐层制备的多层结构被破坏, 晶粒结构发生变化, 这些微观组织的变化与冲击韧性密切相关。

关键词 激光技术; 选区激光熔化; 316L; 冲击韧性; 各向异性; 热处理

中图分类号 TG142 文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL230932

1 引言

选区激光熔化(SLM)技术作为一种近净成形技术, 通过计算机三维模型的构造, 使用高能激光束逐层熔化粉末, 并按照三维模型对粉末进行扫描, 最后得到所需要的实体构件。SLM 技术中的激光光斑细小、分层厚度小, 成形出的构件尺寸精度好, 因此具备无需模具、可一次成形复杂构件的优点, 克服了传统制造方法(如铸造、锻造、焊接等)只能成形简单构件的缺点^[1-3]。

316L 不锈钢具有优异的抗腐蚀性能、生物相容性以及力学性能, 被广泛应用于汽车、航空航天、石油化工以及生物医疗等领域^[4-5]。近年来, 国内外学者开展了许多关于 316L 增材制造的研究, 发现利用 SLM 制备 316L 不锈钢构件时, 在合理的工艺参数下, 可以获得优于锻件的拉伸强度, 且同时保持良好的塑性。Qiu 等^[6]通过 SLM 方法制备 316L, 其抗拉强度和屈服强度分别为 684 MPa 和 555 MPa, 延伸率为 50.7%, 断面收缩率为 70.5%, 基本优于传统制造方法得到的 316L 构件。在打印参数上, Hao 等^[7]利用具有较高能量密度的激光, 使粉末颗粒之间更好地结合, 减少了孔洞和缺陷, 从而获得了较好的力学性能。在微观组织结构上, 许多研究结果都表明, SLM 制备的 316L 不锈钢为叠加的鳞片层状结构, 显微组织为柱状晶和少量枝晶, 其中存在很多纳米级的针状/胞状组织, 且认为这是拉伸强度提升的原因之一^[7-10]。总体而言, 关于力学性能的

研究主要集中在拉伸性能方面, 关于冲击韧性的研究还相对较少。在各向异性上, Wang 等^[11]对 SLM 成形得到的不同晶体学取向的 316L 不锈钢进行了单轴冲击测试, 结果表明, $\langle 100 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$ 样品的冲击韧性相似, 分别为 205 J 和 210 J, $\langle 110 \rangle$ 样品的冲击韧性最低, 为 166 J。在热处理制度上, 杨立军等^[12]对 400、900 和 1050 °C 下退火处理 2 h 的构件进行冲击试验, 结果表明, 随着退火温度的升高, 冲击韧性上升。在微观组织结构对冲击韧性的影响方面, Lou 等^[13]认为富 Si 的氧化物促进了微孔洞的形成, 从而降低了 SLM 成形 316L 的冲击韧性。但目前关于热处理温度对 SLM 成形 316L 的冲击韧性的影响研究还不够全面, 其对各向异性的影响研究尚未有报道。

因此, 本文采用 SLM 方法制备了不同成形取向的 316L 冲击构件, 对比了不同温度下热处理前后 SLM 成形 316L 不锈钢的冲击韧性及各向异性, 观察了不同热处理温度和成形取向下的微观组织结构和试样断口形貌, 分析了热处理温度影响选区激光熔化成形 316L 不锈钢冲击韧性和各向异性的机理, 为 SLM 制备 316L 不锈钢零件的组织性能调控提供了技术思路。

2 试验材料及设备

2.1 材料

本文采用球形 316L 不锈钢粉末, 其化学成分如表 1 所示。图 1 为在扫描电子显微镜(SEM)下观察到的

收稿日期: 2023-06-19; 修回日期: 2023-08-11; 录用日期: 2023-09-15; 网络首发日期: 2023-09-22

基金项目: 国家自然科学基金(52101057, 52101158)

通信作者: *huangshuke@163.com

表 1 316L 不锈钢粉末的化学成分

Table 1 Chemical compositions of 316L stainless steel powder

Element	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	O	Fe
Mass fraction /%	0.4700	0.8500	0.0340	0.0052	16.3400	10.3800	2.1300	0.0340	0.0033	Bal.

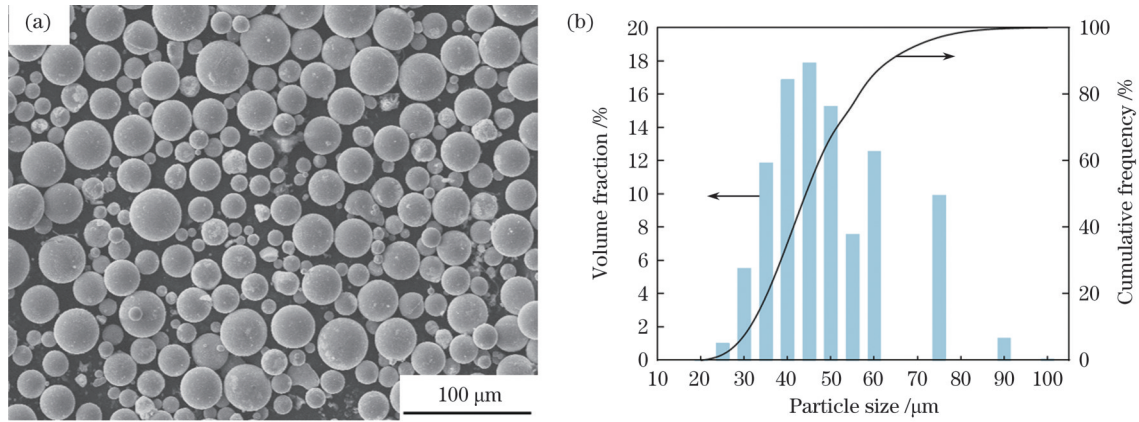


图 1 316L 不锈钢粉末。(a) 微观形貌；(b) 粒径分布

Fig. 1 316L stainless steel powder. (a) Micro-morphology; (b) particle size distribution

316L 不锈钢的球形粉末颗粒和粒径分布, 粉末呈球形, 有少量卫星颗粒。

2.2 试样制备

试验采用南京航空航天大学生产的选区激光熔化打印机制备试样毛坯。在成形过程中采用氩气进行保护, 并选择以下工艺参数: 激光功率 280 W, 扫描速度 1150 mm/s, 层厚 30 μm, 扫描间距 0.1 mm。冲击试样和微观表征试样毛坯的打印策略和打印方向如图 2 所示, 激光在第 (n+1) 层与第 n 层之间成 67° 夹角, 依据打印取向和缺口朝向的不同, 打印了三种冲击试样毛

坏, 即 XZ-X、XY-Z、XY-X 试样。

同时为了研究不同温度热处理对打印后的微观组织结构和冲击韧性的影响, 将打印后的冲击试样和微观表征试样毛坯在真空炉中分别加热至 1050 °C 和 1100 °C, 再保温 1 h 后气冷。由此得到三组不同状态的对比试样, 即 SLM 态、1050 °C 热处理态、1100 °C 热处理态。将冲击试样加工成 V 形缺口的标准冲击试样, 尺寸为 10 mm × 10 mm × 50 mm。微观表征试样则选取毛坯样的中间位置, 分别切取 XZ 面和 XY 面 [图 2(b)], 经过砂纸打磨、机械抛光及乙醇清洗后, 用高氯酸 + 乙醇溶

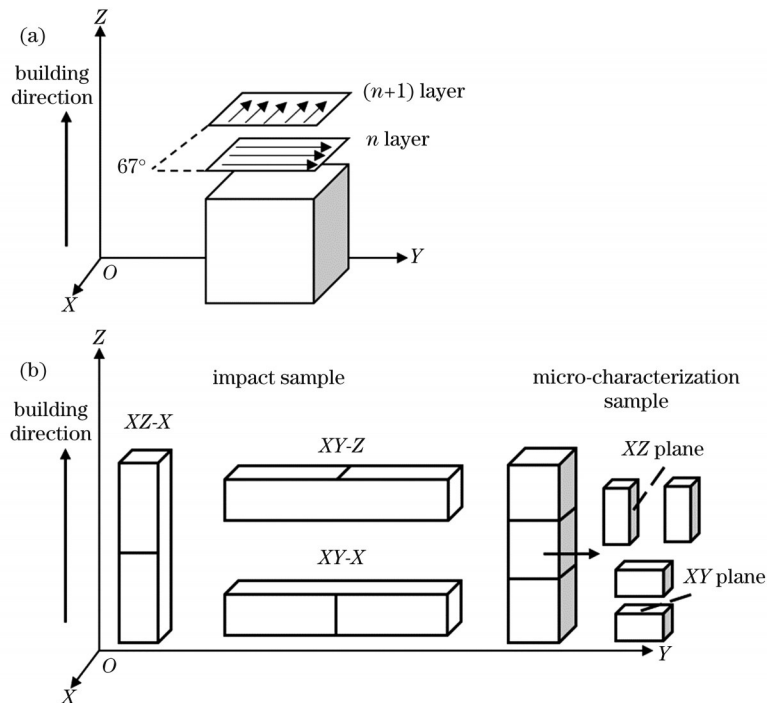


图 2 SLM 制备冲击试样的示意图。(a) 激光扫描策略；(b) 试件取向

Fig. 2 Schematics of preparation of impact sample by SLM. (a) Laser scan strategy; (b) specimen orientation

液在室温下进行 1 min 的电解抛光,得到表征试样。

2.3 表征方法

采用冲击试验仪进行常温夏比摆锤冲击试验。采用 X 射线衍射仪(XRD)观察物相组成。在扫描电子显微镜下观察不同状态和取向的微观形貌和冲击试样断口,分别采用背散射和二次电子成像模式。晶粒尺寸和取向利用电子背散射衍射(EBSD)技术进行表征。最后在试样中心取尺寸为 3.0 mm×3.0 mm×0.5 mm 的样品,经过双面离子减薄后,在透射电子显微镜(TEM)下观察微观结构,并利用配备的探头表征化学物质的面分布。

3 结果与分析

3.1 相组成

图 3 为 SLM 态、1050 °C 热处理态、1100 °C 热处理态样品的 XY 面和 XZ 面的 XRD 图谱,可以看到:三种不同状态样品的相组成均为单相奥氏体,且呈现出典型的三强峰,即(111)、(200)和(220)。但不同的是,三种状态 XY 面的(220)峰明显增强,表现出<110>的择优取向。

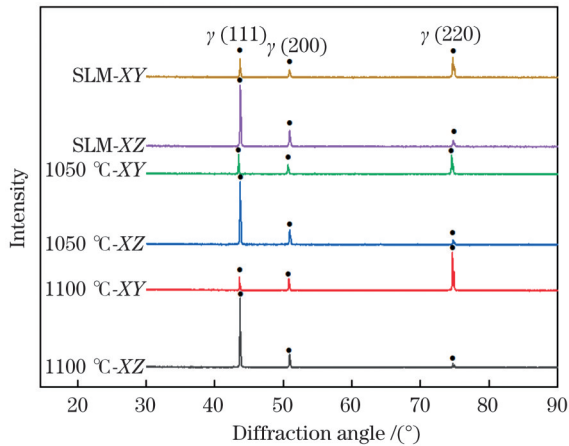


图 3 不同状态及取向 316L 的 XRD 图

Fig. 3 XRD patterns of 316L with different states and orientations

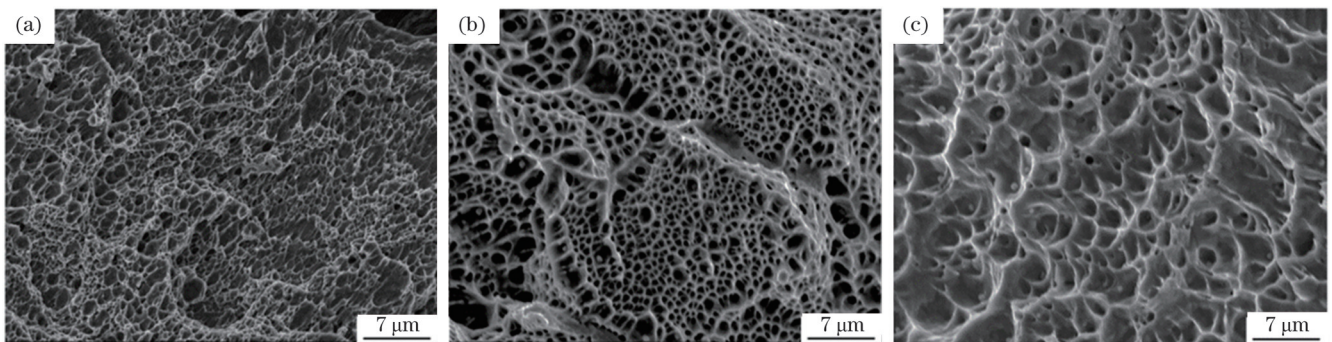


图 5 不同状态 316L 的冲击断口。(a) SLM 态;(b) 1050 °C 热处理态;(c) 1100 °C 热处理态

Fig. 5 Impact fractures of 316L in different states . (a) SLM state; (b) heat treatment state at 1050 °C; (c) heat treatment state at 1100 °C

3.4 微观结构

为了更好地研究 SLM 态和在不同热处理温度下

3.2 冲击韧性

分别对 SLM 态、1050 °C 热处理态、1100 °C 热处理态下三种不同打印取向和缺口朝向的冲击试样进行室温夏比冲击试验,每种状态和取向的平行样数量为三根,求得冲击功的平均值,结果如图 4 所示。试验结果表明:SLM 态试样的冲击韧性最高,经过 1050 °C 热处理后冲击韧性下降,在热处理温度上升至 1100 °C 后,冲击韧性反而上升,即试样按冲击韧性从大到小排列依次为 SLM 态试样、1100 °C 热处理态试样、1050 °C 热处理态试样。对于 SLM 态试样,XY-Z 样的冲击韧性比 XZ-X 和 XY-X 样更好,而热处理之后 XY-Z 样的冲击韧性反而最差。

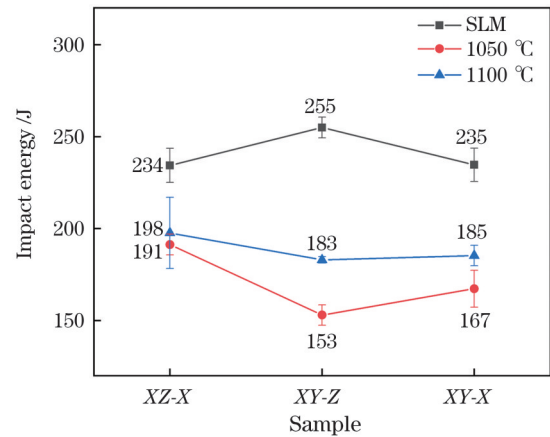


图 4 试样的冲击功平均值

Fig. 4 Average impact energy of samples

3.3 冲击断口形貌

冲击试验完成之后,对得到的冲击断口在 SEM 下进行了表征,结果如图 5 所示,呈现了高倍显微镜下的韧性区域的韧窝细节,即断口是由细小韧窝和撕裂脊组成,大小韧窝交替排列,说明在断裂时发生了明显的塑性变形,此时引起断裂的缺陷为未熔合小颗粒或表面应力裂纹^[14]。但在尺寸上明显呈现 SLM 态韧窝最小,热处理之后韧窝尺寸变大,且随着热处理温度的升高韧窝尺寸有愈发增大的倾向。

316L 的微观结构变化,以及微观结构变化对冲击韧性的影响,对三种状态的 316L 的 XY 面和 XZ 面分别进

行了微观结构的表征。

图 6 为不同热处理状态和取向 316L 的 EBSD 微观结构,可以看到 SLM 态的晶粒细小, XZ 面晶粒明显为柱状晶。热处理之后晶粒粗大、细晶区逐渐减小, XZ 面的柱状晶也脱离熔池的限制而粗化。当热处理

温度上升至 1100 °C 时,大部分区域由粗大等轴晶组成,原始细晶区大幅度缩小,同时孪晶的数量和尺寸也在增加。一般认为, SLM 制备过程中的快速熔化和快速冷却会导致熔池内部晶粒细小,而热处理会使细晶发生重结晶,进而组成粗大等轴晶。

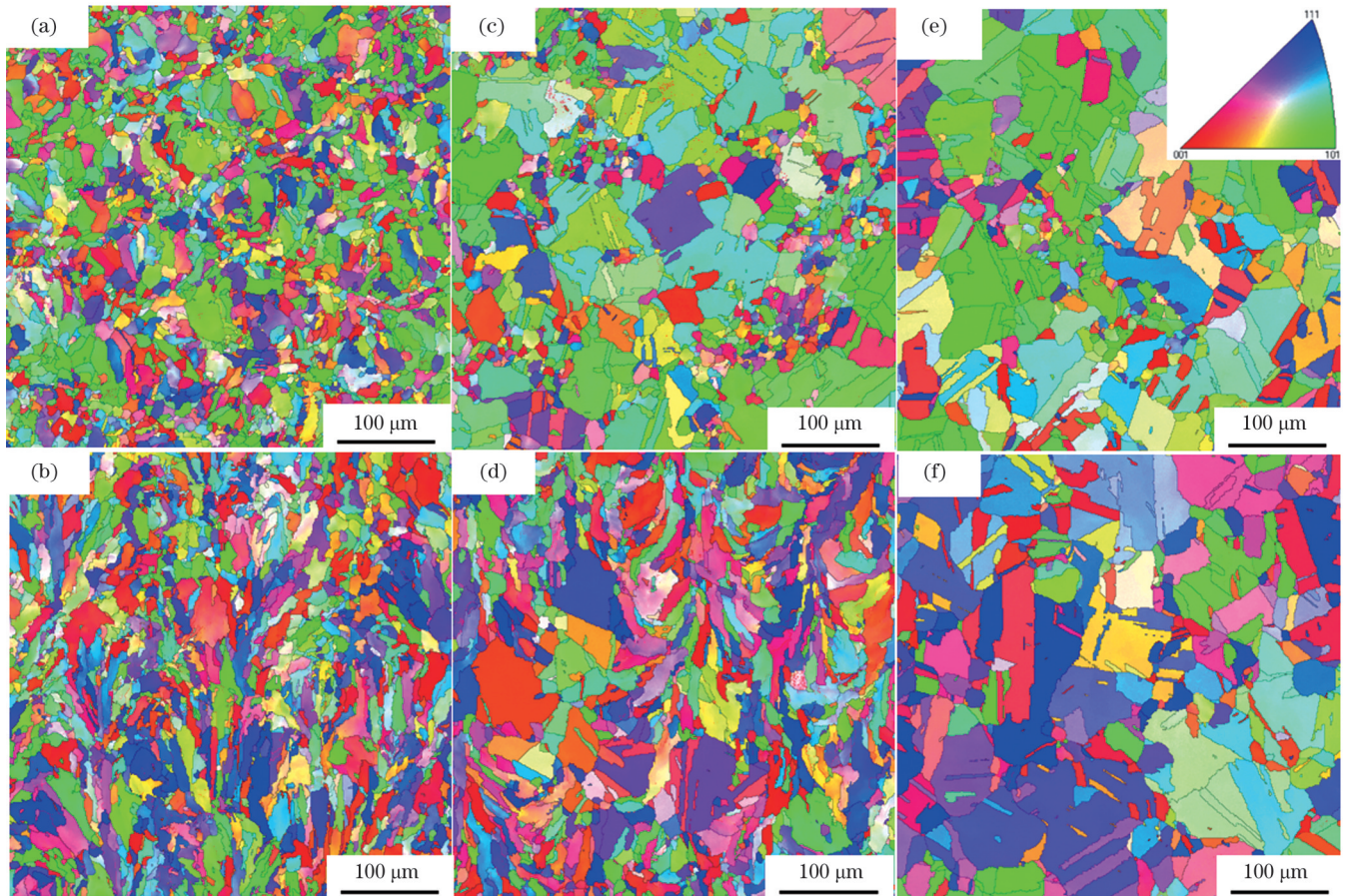


图 6 不同状态及取向 316L 的 EBSD 图。(a) SLM 态, XY 面; (b) SLM 态, XZ 面; (c) 1050 °C 热处理态, XY 面; (d) 1050 °C 热处理态, XZ 面; (e) 1100 °C 热处理态, XY 面; (f) 1100 °C 热处理态, XZ 面

Fig. 6 EBSD maps of 316L with different states and orientations. (a) XY plane, SLM state; (b) XZ plane, SLM state; (c) XY plane, heat treatment state at 1050 °C; (d) XZ plane, heat treatment state at 1050 °C; (e) XY plane, heat treatment state at 1100 °C; (f) XZ plane, heat treatment state at 1100 °C

图 7 为高倍放大率下不同状态的 316L 的 SEM 图。可以看到, SLM 态试样存在呈条状和多边形胞状的亚晶组织, 其中有明显取向的条带状组织的宽度为

150~400 nm, 胞状组织宽度为 400~800 nm。这些亚晶组织在热处理之后虽然还存在, 但亚晶界明显减少。并且当热处理温度升高至 1100 °C 时, 亚晶组织逐渐消

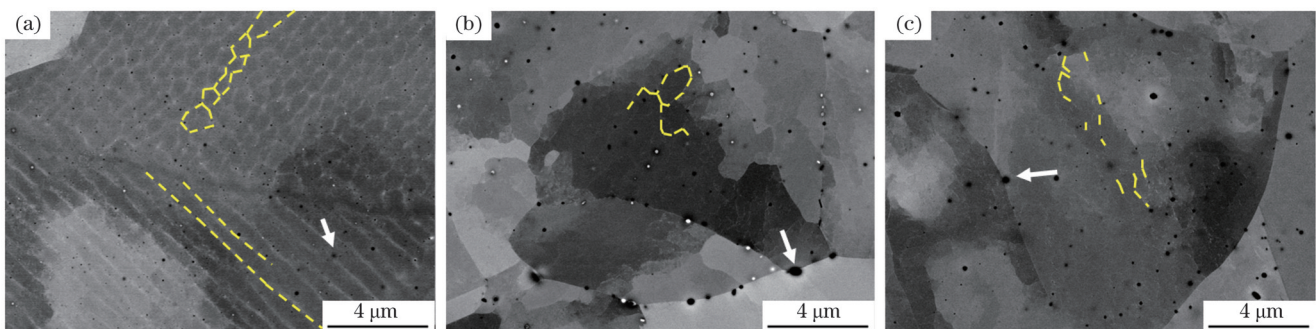


图 7 不同状态 316L 的 XY 面亚晶组织(虚线表示亚晶组织, 实箭头表示夹杂物)。(a) SLM 态; (b) 1050 °C 热处理态; (c) 1100 °C 热处理态

Fig. 7 Subgrain structures on XY plane of 316L in different states with subgrain boundaries shown by dashed lines and inclusions shown by solid arrows. (a) SLM state; (b) heat treatment state at 1050 °C; (c) heat treatment state at 1100 °C

失,只存在一些断断续续的亚晶界(如7图中白色虚线所示)。虽然这些亚晶组织的形成机理目前尚未认识清楚,但是有研究表明其有利于提高材料的拉伸强度,尤其是屈服强度^[12]。此外,如图7所示,在三种状态的样品中均观察到纳米级球形夹杂物,其不均匀地分布在晶界、亚晶界和晶内。

图8为SLM态316L样品的TEM-EDS图,进一步揭示了亚晶组织主要是由大量位错缠结而成,且富含Cr元素,在SEM中观察到的夹杂物富含Mn、Si、O等元素,有文献报道其为Si、Mn的氧化物^[13]。这种氧化物的形成被认为与粉末制备过程中引入的氧以及SLM的打印过程中引入的氧有关。

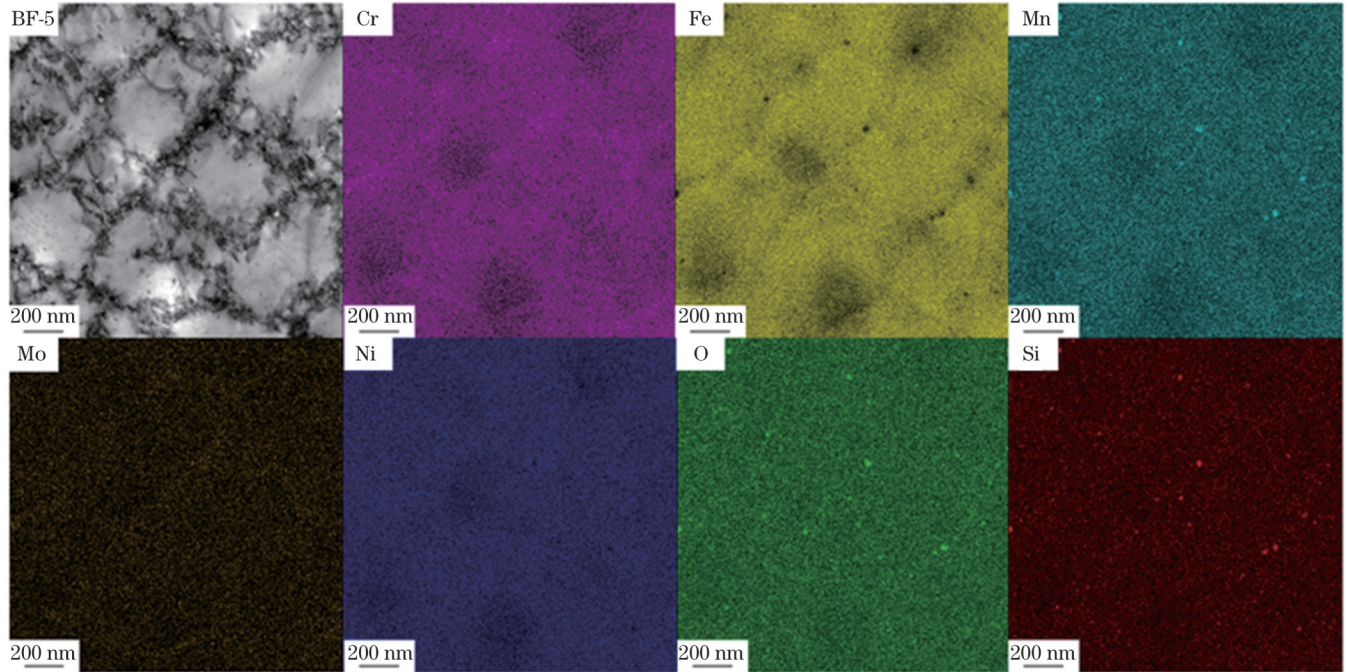


图8 SLM态亚晶组织及夹杂物的TEM-EDS图像

Fig. 8 TEM-EDS images of subcrystalline structures in SLM state and inclusions

4 分析与讨论

4.1 热处理温度对冲击韧性的影响

图4表明,SLM态样品的冲击韧性整体优于热处理态样品,而1100℃热处理态样品的冲击韧性却比1050℃热处理态样品的冲击韧性更高,样品按冲击韧性从大到小排列依次为SLM态试样、1100℃热处理态试样、1050℃热处理态试样。这说明热处理对冲击韧性的影响是比较复杂的。图7和图8的结果表明,SLM制备得到的试样都含有较多的氧化物。而冲击

韧性对冶金缺陷等材料内部组织的变化十分敏感,通常氧化物的存在会直接导致冲击韧性的下降,且氧化物也会作为空洞的起点而间接降低冲击韧性^[13]。如图9所示,在更高放大倍数的SEM中可以观察到,SLM态的氧化物较细小,直径约为50 nm,而热处理之后氧化物发生了明显粗化,直径约为150 nm。由此推测热处理之后氧化物的显著粗化是造成热处理态冲击韧性比SLM态小的原因。但是在图9(b)和9(c)中也可以观察到,随着热处理温度的进一步升高,氧化物的尺寸并没有进一步增大。说明1050℃与1100℃热处

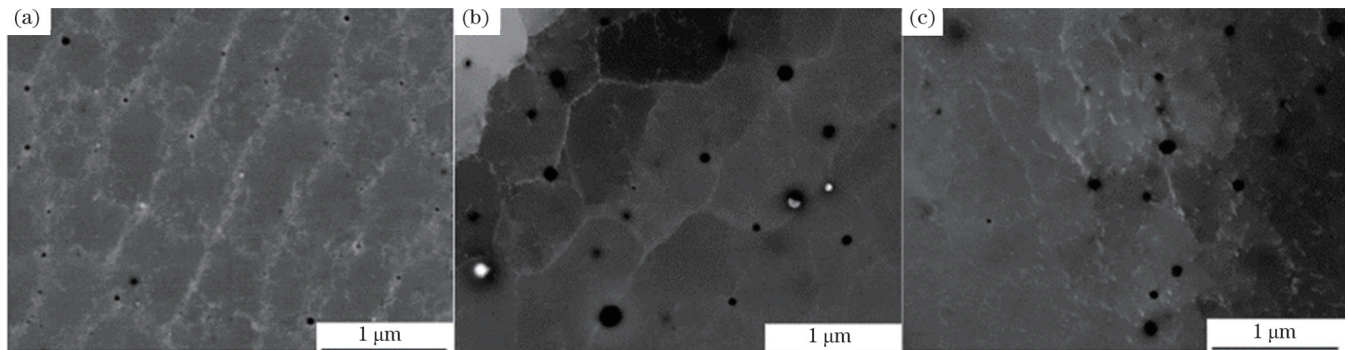


图9 不同状态316L的夹杂物的SEM图。(a)SLM态;(b)1050℃热处理态;(c)1100℃热处理态

Fig. 9 SEM images of inclusions of 316L in different states. (a) SLM state; (b) heat treatment state at 1050 °C; (c) heat treatment state at 1100 °C

理相比,氧化物对冲击韧性的恶化程度是相当的。与此同时,1100 °C 热处理态样品的冲击韧性反而比 1050 °C 热处理态样品的冲击韧性更高,这说明除了氧化物外,还有其他因素也在影响着冲击韧性。

为了进一步探究冲击韧性变化的原因,我们对不同温度热处理前后的晶粒尺寸进行了统计分析。表 2 为由 EBSD 数据(图 6)统计得到的晶粒尺寸。可以发现 1050 °C 热处理之后晶粒尺寸发生了轻微的增大,而 1100 °C 热处理后晶粒尺寸则发生了明显的增大,其晶粒尺寸几乎是 SLM 态样品的 3 倍。随着晶粒尺寸的增大,大角度晶界也相应增加。图 10 为 EBSD 统计的大角度晶界占比,可以发现 1100 °C 热处理态样品的大角度晶界占比大于 1050 °C 热处理态样品。研究结果表明,大角度晶界的增加会导致原子排列更加无序,可以使脆性裂纹的扩展受到阻碍,从而提高冲击韧性^[15]。1100 °C 与 1050 °C 热处理相比,氧化物尺寸变化不大,但是大角度晶界明显增加,所以反而起到了提高冲击韧性的作用。

表 2 不同状态和取向 316L 的晶粒尺寸统计

Table 2 Grain size statistics of 316L with different states and orientations

State	Grain size / μm	
	XY plane	XZ plane
SLM state	6.63	8.88
Heat treatment state at 1050 °C	10.87	10.96
Heat treatment state at 1100 °C	22.76	33.93

由此我们可以推测,冲击韧性受晶粒尺寸、大角度晶界、氧化物的共同影响。在这些影响中,氧化物的尺寸占主导地位,热处理之后氧化物的粗化急剧恶化了冲击韧性,晶粒尺寸和大角度晶界的增加虽然可以提高冲击韧性,但对冲击韧性的影响比氧化物粗化带来的影响小。因此冲击韧性呈现为:SLM 态样品最高,1100 °C 热处理态样品次之,1050 °C 热处理态样品最低。

另外,在图 5 中观测到随着热处理温度的升高,冲

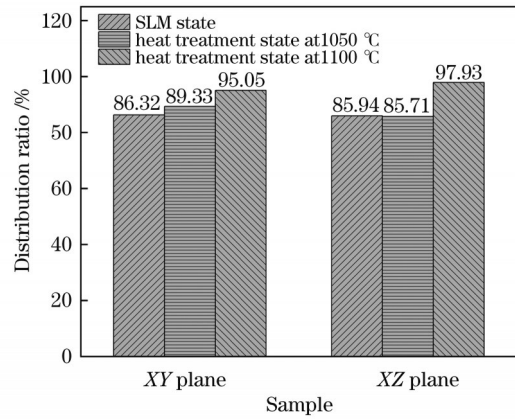


图 10 不同状态和取向 316L 的大角度晶界分布
Fig. 10 Large angle grain boundary distributions of 316L with different states and orientations

击断口的韧窝尺寸逐渐增大。有研究表明,韧窝的大小受氧化物大小和亚晶组织的共同影响^[16-18]。如图 5、7、9 所示,1050 °C 热处理之后,氧化物尺寸增大,亚晶组织强度减小,韧窝增大;在热处理温度升高至 1100 °C 后,虽然氧化物未发生进一步粗化,但亚晶组织强度进一步减小,故断口韧窝更大,说明冲击断口的韧窝大小与氧化物和亚晶组织的大小均相关。

4.2 热处理温度对各向异性的影响

如图 11 所示,对于 SLM 态,由于增材制造逐层打印的特点,XZ-X 样和 XY-X 样的缺口裂纹沿层间扩展,其中 XZ-X 样只受到缺口相邻层的阻碍,XY-X 样同时受到所有打印层的阻碍;而当 XY-Z 样受到冲击载荷作用时,缺口裂纹垂直于层间扩展,会逐层依次受到阻碍,即受到冲击作用时释放出更多的能量,因此相比于 XZ-X 样和 XY-X 样具有更高的冲击韧性,这一点也在相关的研究^[19]中得到验证,同时解释了 SLM 态 XY-X 样的冲击韧性更好的原因。然而经过 1050 °C 和 1100 °C 热处理之后,在图 6 所示的重结晶作用下,细小晶粒转化为等轴晶,且重结晶不仅发生在同一层内,也发生在相邻层间,导致多层结构被破坏,所以热处理态 XY-X 样的各向异性被削弱。

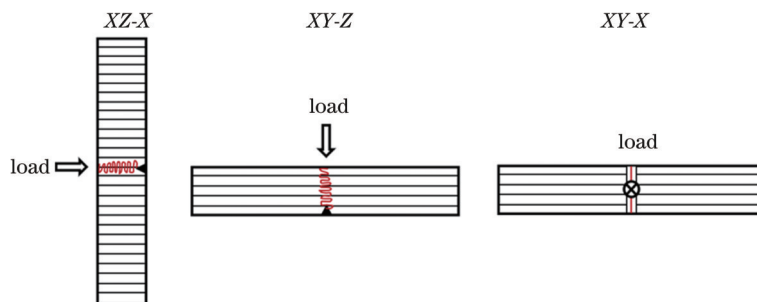


图 11 不同取向的冲击试样受到载荷时的裂纹扩展
Fig. 11 Crack growths of impact specimens with different orientations under load

SLM 态、1050 °C 热处理态、1100 °C 热处理态样品 XY 面和 XZ 面的 EBSD 反极图如图 12 所示,可以发现三种状态样品的 XY 面均为 $\langle 110 \rangle$ 取向,与 XRD 的

结果一致。SLM 态样品的 XZ 面具有 $\langle 001 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$ 的择优取向,随着热处理温度的提高, $\langle 001 \rangle$ 取向强度逐渐减弱, $\langle 111 \rangle$ 取向强度逐渐增加。因此认为随

随着热处理温度的升高,织构类型由 $\{110\}\langle 001\rangle$ 和 $\{110\}\langle 111\rangle$ 逐渐向 $\{110\}\langle 111\rangle$ 过渡。有研究表明,由于低应变硬化速率,具有 $\langle 110\rangle$ 取向的晶粒不利于局部应变和裂纹扩展,所以较 $\langle 001\rangle$ 和 $\langle 111\rangle$ 取向而言,具有 $\langle 110\rangle$ 取向的冲击面的冲击韧性更低^[11]。因此热处理之后冲击面晶粒为 $\langle 110\rangle$ 晶向的XY-Z样的冲击韧性较低。

因此推测各向异性由多层结构和晶粒织构共同决定。在热处理之前SLM态样品的各向异性由细晶形成的多层结构主导,裂纹扩展时受到更多阻碍的XY-X样有更高的冲击韧性。热处理之后重结晶使细晶的多层结构被破坏成粗大晶粒,削弱了各向异性,此时织构占主导,具有 $\langle 110\rangle$ 晶粒取向的XY面在受到冲击时不利于裂纹扩展,所以XY-X样的冲击韧性更低。

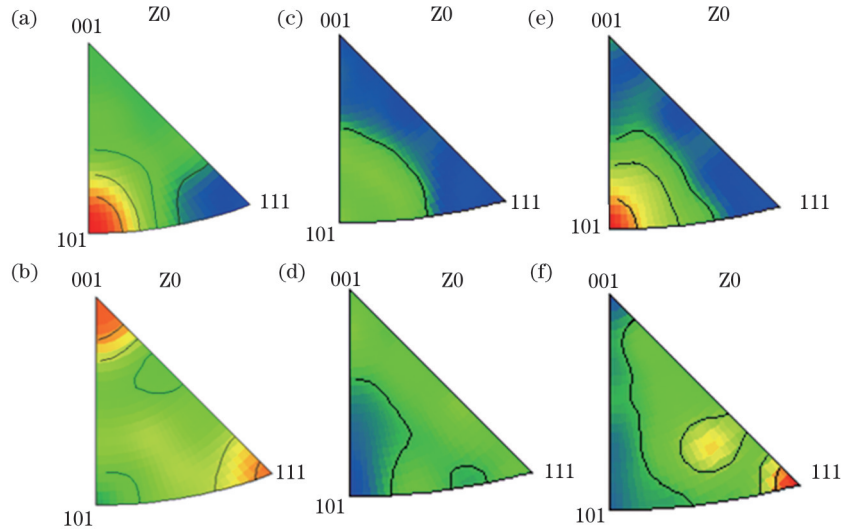


图 12 不同状态和取向 316L 的 EBSD 反极图。(a) SLM 态, XY 面; (b) SLM 态, XZ 面; (c) 1050 °C 热处理态, XY 面; (d) 1050 °C 热处理态, XZ 面; (e) 1100 °C 热处理态, XY 面; (f) 1100 °C 热处理态, XZ 面

Fig. 12 EBSD inverse polar figures of 316L with different states and orientations. (a) XY plane, SLM state; (b) XZ plane, SLM state; (c) XY plane, heat treatment state at 1050 °C; (d) XZ plane, heat treatment state at 1050 °C; (e) XY plane, heat treatment state at 1100 °C; (f) XZ plane, heat treatment state at 1100 °C

5 结 论

对 SLM、1050 °C 热处理态和 1100 °C 热处理态三种状态下不同取向的 316L 不锈钢进行了冲击韧性的评价,并结合各向异性 and 冲击韧性,对微观结构进行了分析,得到以下结论。

1) 三种状态下的冲击韧性呈现为: SLM 态样品最高, 1100 °C 热处理态样品次之, 1050 °C 热处理态样品最低。在取向上 SLM 态的 XY-Z 样的冲击韧性更好, 而热处理后 XY-Z 样的冲击韧性反而最差。

2) 三种状态的断口均由细小韧窝和撕裂脊组成, 受到氧化物和亚晶组织的共同作用, 三种状态按冲击断口韧窝尺寸从大到小排列, 依次为 1100 °C 热处理态、1050 °C 热处理态、SLM 态。

3) SLM 成形的 316L 不锈钢由大量细晶和亚晶粒组成, 经过热处理之后发生重结晶, 细晶转变为粗大晶粒, 亚晶界也逐渐消失。这种现象随着退火温度的升高更加明显。SLM 态试样中存在富含 Si、Mn 的氧化物, 热处理之后氧化物尺寸明显增大, 但热处理温度升高至 1100 °C 后氧化物反而没有继续增大。

4) 热处理温度影响了氧化物尺寸、晶粒尺寸、大角度晶界占比, 进而影响了冲击韧性。其中氧化物为

主要影响因素, 随着氧化物尺寸的增大, 冲击韧性急剧下降。晶粒尺寸和大角度晶界为次要影响因素, 随着二者的增加, 冲击韧性稍有上升。各向异性主要受到热处理温度下细晶的多层结构和织构变化的影响, 热处理后的重结晶破坏了多层结构, 进而削弱了各向异性, 并且弱化了不利于冲击韧性增强的 $\langle 110\rangle$ 晶向强度, 使热处理前后各向异性发生变化。

参 考 文 献

- [1] Shi R P, Khairallah S A, Roehling T T, et al. Microstructural control in metal laser powder bed fusion additive manufacturing using laser beam shaping strategy[J]. Acta Materialia, 2020, 184: 284-305.
- [2] Zhang M, Sun C N, Zhang X, et al. Fatigue and fracture behaviour of laser powder bed fusion stainless steel 316L: influence of processing parameters[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 703: 251-261.
- [3] Wang C C, Tan X P, Liu E J, et al. Process parameter optimization and mechanical properties for additively manufactured stainless steel 316L parts by selective electron beam melting[J]. Materials & Design, 2018, 147: 157-166.
- [4] Shamsujjoha M, Agnew S R, Fitz-Gerald J M, et al. High strength and ductility of additively manufactured 316L stainless steel explained[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49(7): 3011-3027.
- [5] 贺可太, 周柳, 杨乐昌. 选区激光熔化中 316L 不锈钢的组织与力学性能[J]. 激光与光电子学进展, 2020, 57(9): 091404.

- He K T, Zhou L, Yang L C. Microstructure and mechanical properties of 316L stainless steel in the selective laser melting[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2020, 57(9): 091404.
- [6] Qiu C L, Al Kindi M, Aladawi A S, et al. A comprehensive study on microstructure and tensile behaviour of a selectively laser melted stainless steel[J]. *Scientific Reports*, 2018, 8: 7785.
- [7] Hao L, Savalani M M, Zhang Y, et al. Selective laser sintering of hydroxyapatite reinforced polyethylene composites for bioactive implants and tissue scaffold development[J]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part H: Journal of Engineering in Medicine*, 2006, 220(4): 521-531.
- [8] 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.
- [9] Song Y N, Sun Q D, Guo K, et al. Effect of scanning strategies on the microstructure and mechanical behavior of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 793: 139879.
- [10] 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.
- [11] Wang X L, Sanchez-Mata O, Atabay S E, et al. Crystallographic orientation dependence of Charpy impact behaviours in stainless steel 316L fabricated by laser powder bed fusion[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 46: 102104.
- [12] 杨立军, 郑航, 李俊, 等. 热处理对激光选区熔化成型 316L 合金综合性能的影响[J]. *材料导报*, 2021, 35(12): 12103-12109.
- Yang L J, Zheng H, Li J, et al. Effect of heat treatment on comprehensive properties of selective laser melting manufacturing 316L alloy[J]. *Materials Reports*, 2021, 35(12): 12103-12109.
- [13] Lou X Y, Andresen P L, Rebak R B. Oxide inclusions in laser additive manufactured stainless steel and their effects on impact toughness and stress corrosion cracking behavior[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2018, 499: 182-190.
- [14] Liu L F, Ding Q Q, Zhong Y, et al. Dislocation network in additive manufactured steel breaks strength-ductility trade-off[J]. *Materials Today*, 2018, 21(4): 354-361.
- [15] 宗学文, 刘文杰, 杨雨蒙, 等. 激光选区熔化 316L 奥氏体不锈钢微观组织和冲击韧性的各向异性[J]. *稀有金属材料与工程*, 2020, 49(12): 4031-4040.
- Zong X W, Liu W J, Yang Y M, et al. Anisotropy in microstructure and impact toughness of 316L austenitic stainless steel produced by selective laser melting[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2020, 49(12): 4031-4040.
- [16] Zhong Y, Liu L F, Wikman S, et al. Intragranular cellular segregation network structure strengthening 316L stainless steel prepared by selective laser melting[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2016, 470: 170-178.
- [17] Reijonen J, Björkstrand R, Riipinen T, et al. Cross-testing laser powder bed fusion production machines and powders: variability in mechanical properties of heat-treated 316L stainless steel[J]. *Materials & Design*, 2021, 204: 109684.
- [18] Khajavi S H, Partanen J, Holmström J. Additive manufacturing in the spare parts supply chain[J]. *Computers in Industry*, 2014, 65(1): 50-63.
- [19] Deev A A, Kuznetsov P A, Petrov S N. Anisotropy of mechanical properties and its correlation with the structure of the stainless steel 316L produced by the SLM method[J]. *Physics Procedia*, 2016, 83: 789-796.

Effects of Heat Treatment Temperature on Impact Toughness and Anisotropy of 316L Stainless Steel Formed by Selective Laser Melting

Wang Yangyang, Sun Mingyan, Chen Jie, Qin Yu, Shen Xianfeng, Wang Guowei, Huang Shuke*

Institute of Mechanical Manufacturing Technology, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621900, Sichuan, China

Abstract

Objective Compared with traditional manufacturing methods, selective laser melting (SLM) can form complex components. As 316 L stainless steel has excellent mechanical properties, several studies on additive manufacturing of 316L stainless steel have been conducted. However, current research on the impact toughness of 316L prepared by SLM based on the heat treatment temperature is insufficient, and the effect on anisotropy has not been reported. Therefore, in this study, we use the SLM method to prepare 316L impact components with different forming orientations and compare the impact toughness and anisotropy of the SLM-formed 316L stainless steel before and after heat treatment at different temperatures. The study provides technical ideas for regulating the microstructure and properties of 316 L stainless steel parts prepared by SLM.

Methods We use 316 L stainless steel spherical powder. The selected process parameters are as follows: laser power of 280 W, scanning speed of 1150 mm/s, layer thickness of 30 μm , and scanning spacing of 0.1 mm. Impact specimens and micro-characterization specimens are prepared in an SLM equipment. Three impact specimens, namely XZ-X, XY-Z, and XY-X, are prepared according to different printing and notch orientations (Fig. 2). They are heated to 1050 $^{\circ}\text{C}$ and 1100 $^{\circ}\text{C}$ in the vacuum furnace and held for 1 h after air cooling. Three groups of comparison samples with different states are obtained, namely the SLM state, heat treatment state at 1050 $^{\circ}\text{C}$, and heat treatment state at 1100 $^{\circ}\text{C}$. Finally, the prepared impact samples are subjected to the Charpy impact test at room temperature and characterized by X-ray diffractometer (XRD), scanning electron microscope (SEM), electron back-scattered diffraction (EBSD), and transmission electron microscope (TEM).

Results and Discussions The impact toughness of 316 L with different states and orientations shows an obvious trend. For different states, the impact toughness of SLM samples is the highest, followed by that of the heat treated sample at 1100 $^{\circ}\text{C}$, and that

of the heat treated sample at 1050 °C is the lowest. For different orientations, the impact toughness of the XY-Z sample in the SLM state is the best, but it has the worst impact toughness after heat treatment (Fig. 4). The phase composition characterized using XRD is found to be the single austenite phase (Fig. 3). Using SEM and TEM to characterize the microstructure, it is found that 316L in the SLM state is composed of many fine crystals and cellular subgrains. After the heat treatment, recrystallization occurs, fine crystals transform into coarse grains, and subgrain boundaries gradually disappear. This phenomenon becomes more evident as the heat treatment temperature increases (Fig. 7). Simultaneously, oxides rich in Si and Mn are observed in the SLM state (Fig. 8). The size of the oxides increases significantly after heat treatment but does not increase after the heat treatment temperature reaches 1100 °C (Fig. 9). EBSD characterization reveals that the grain size and proportion of large-angle grain boundaries increase after heat treatment, which becomes more evident as the heat treatment temperature increases (Fig. 6 and Fig. 10). Therefore, the effects of heat treatment on impact toughness and anisotropy are analyzed. Impact toughness is affected by oxide content, grain size, and large angle grain boundaries. Among these effects, the size of the oxide inclusions is dominant. The coarsening of the oxide after heat treatment significantly worsens the impact toughness. Although the increase in grain size and large-angle grain boundaries can improve the impact toughness, the effect on impact toughness is less than that of the oxide coarsening. It is believed that anisotropy is affected by the multi-layer structure and grain texture. The anisotropy of the SLM state is dominated by the multilayer structure, and the notch cracks of the XZ-X and XY-X samples expand between layers and are not hindered by the print layer. The notch cracks of the XY-Z samples expand perpendicular to the layer and are hindered layer by layer, releasing more energy when the impact is exerted (Fig. 11). After heat treatment, the multilayer structure is destroyed, and the grain orientation of the XY plane is $\langle 110 \rangle$ (Fig. 12), which is not conducive for increasing the impact toughness; therefore, the impact energy released by the XY-Z sample is lower.

Conclusions The SLM sample exhibits the highest impact toughness, which decreases after heat treatment owing to an increase in inclusions. As the heat treatment temperature increases, the grain size and large-angle grain boundaries also increase, along with the impact toughness. The XY-Z sample in the SLM state has many impact obstacles and exhibits good toughness. After heat treatment, the obstacles are weakened, and the texture dominates. The $\langle 110 \rangle$ crystal orientation is not conducive to impact performance, and the toughness of the XY-Z sample decreases.

Key words laser technique; selective laser melting; 316L; impact toughness; anisotropy; heat treatment