

激光与光电子学进展

激光选区熔化成形 GH3536 高温合金缺陷及质量控制

华文娟, 张建勋*

西安增材制造国家研究院有限公司, 陕西 西安 710065

摘要 为了研究激光选区熔化 GH3536 高温合金成形工艺对成形件内部缺陷类型、尺寸、数量的影响, 采用激光选区熔化设备进行样件制备, 对其进行抛光态观察和致密度、缺陷数量测试, 并分析了合金的缺陷类型、尺寸分布及数量。研究表明: 随着工艺参数的改变, 能量密度逐渐增加, 成形件致密度逐渐增加, 并趋于稳定。在 79.17~92.59 J/mm³ 的能量密度范围内, 样件内部均匀致密, 无缺陷; 随着能量密度逐渐增大或者降低, 样件内部主要为气孔型缺陷, 气孔尺寸 < 0.1 mm。能量密度 ≤ 48.87 J/mm³ 时, 样件内部缺陷主要为未熔合及微裂纹。

关键词 激光选区熔化; GH3536 高温合金; 工艺参数; 缺陷

中图分类号 TG146

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP222637

Defect and Quality Control of GH3536 Super Alloy Fabricated via Laser Selective Melting

Hua Wenjuan, Zhang Jianxun*

National Institute Corporation of Additive Manufacturing, Xi'an, Xi'an 710065, Shaanxi, China

Abstract In this study, we investigate the influence of the forming process on the types, sizes, and quantities of internal defects in a GH3536 alloy fabricated via laser selective melting. We test the microstructure, density, and defect quantity, along with the defect type, size distribution, and quantity of the alloy. The research shows that a change in the process parameters gradually increases the energy density, with the density of the formed parts gradually increasing before stabilizing. The sample is uniform and dense without defects within 79.17–92.59 J/mm³ of the energy density. With the gradual increase or decrease in the energy density, the internal defects of the sample are mainly pore-type defects with a pore size < 0.1 mm. When the energy density ≤ 48.87 J/mm³, non-fusion and micro cracks primarily constitute the internal defects of the sample.

Key words selective laser melting; GH3536 super alloy; process parameter; defect

1 引言

GH3536 合金是一种固溶强化的镍基高温合金, 具有良好的抗氧化性和耐腐蚀性, 热加工成形性和焊接性能较高, 可长时间在 900 °C 下使用, 短期使用温度可达到 1080 °C, 适用于航空航天等领域的高温零部件^[1-5]。激光选区熔化 (Selective laser melting, SLM) 技术是一种增材制造技术, 以激光为热源, 以金属粉末为原材料, 采用软件对打印件切片进行逐层打印, 从而获得零件。与传统制造技术相比, SLM 技术由于加工周期短、可制造复杂结构件、无需模具等优点, 同时具有效率高、精度好并且集成化程度高的特点, 在航空航天、军工、汽车、医疗器械行业得到了广泛的使用^[6-7]。

国内外研究者广泛开展了对高温 GH3536 合金的研究, 针对 SLM 工艺中常见的气孔、开裂、翘曲变形、锁孔、未熔合等问题, 展开了大量研究, 其中孔隙率及微裂纹是当前研究的热点。目前研究多通过改变工艺参数来消除样品中的缺陷, 从而提高材料的性能^[8-9]。

吴伟辉等^[10]对 SLM 过程中的球化现象进行研究, 发现通过设置合理的参数能够有效减少球化现象。Esmailizadeh 等^[11]通过调整激光扫描速度控制增材制造的 Hastelloy X 零件的性能, 其实验结果表明: 当扫描速度较低时, SLM 制备的合金会出现锁孔缺陷; 当扫描速度极高时, 会产生熔化不充分的缺陷, 这不利于样件强度及延展性。扫描速度为 1300 mm/s 时, SLM 制备的 GH3536 合金不会出现锁孔与熔化不充分等缺

收稿日期: 2022-09-26; 修回日期: 2022-10-08; 录用日期: 2022-10-18; 网络首发日期: 2022-10-27

通信作者: jxzhang@mail.xjtu.edu.cn

陷,且合金的强度最大(700 MPa)。这是因为 SLM 制备的 GH3536 合金中存在固溶强化和晶粒细化 2 种强化机制,在调整打印速度后,存在带来缺陷的可能性。当存在缺陷(锁孔、未熔合)时,材料的力学性能下降。

Han 等^[12]研究了 TiC 掺杂 GH3536 合金的 SLM 工艺,通过 TiC 减轻了热裂纹倾向。程坦等^[13]研究了在线稳恒磁场对 SLM 成形 GH3536 组织和性能各向异性的影响,发现于外加稳恒磁场,能够阻碍熔池的剧烈对流,最终在一定程度上减少气孔。

SLM 增材制造是合金粉末在激光束作用下熔化、析出、凝固并实现冶金的过程。在成形过程中,熔池的温度场、流场会随时间、空间的变化而不断变换,始终处于非稳定状态,所以成形样件存在微裂纹、粉末未完全熔化、冶金结合不良、气孔等缺陷。因此,有必要对样件内部缺陷的形成机理以及缺陷控制进行深入研

究,进一步控制样件的成形质量。本文以 GH3536 合金为研究对象,针对 SLM 工艺,研究了工艺参数对 GH3536 合金成形件内部缺陷类型、数量及尺寸的影响规律,建立了 SLM 成形 GH3536 工艺与样件质量的关系,为更进一步地控制 SLM 成形 GH3536 样件质量提供参考。

2 试验材料及方法

本试验采用中航迈特 GH3536 合金粉末作为原材料,粉末化学成分见表 1。粉末粒径为 15~53 μm,测试结果见图 1,粉末形貌见图 2。粉末球形度为 0.867,有少量粉末团聚及卫星球。

试验中采用 EOS M290 设备打印样件,将 304 不锈钢作为基板。在打印过程中将基板预热至 80 °C,将氩气作为保护气体,氧含量 < 0.1%。

表 1 合金粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of alloy powder

Element	Al	B	Co	Cr	Cu	Fe	Mn	Mo	Si	Ti	W	C	S
Weight percentage / %	0.16	0.006	2.22	20.66	0.03	17.89	0.06	8.50	0.17	0.003	0.62	0.063	0.0011

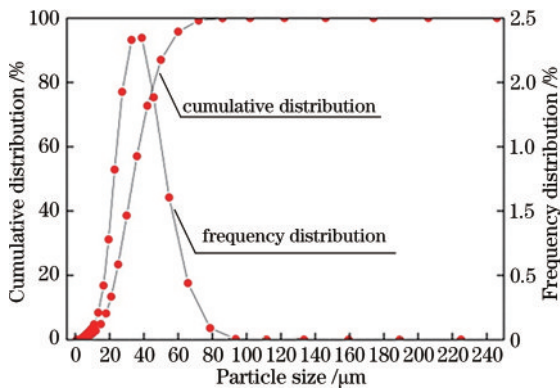


图 1 粉末粒径测试结果

Fig. 1 Particle size test results of powder

对于 SLM,单位体积激光能量密度 E_v 与工艺参数(激光功率、扫描速度、扫描间距)之间的关系为

$$E_v = \frac{p}{vst}, \quad (1)$$

式中: p 为激光功率; v 为扫描速度; s 为扫描间距; t 为铺粉厚度。

实验中打印的试样尺寸为 10 mm × 10 mm ×

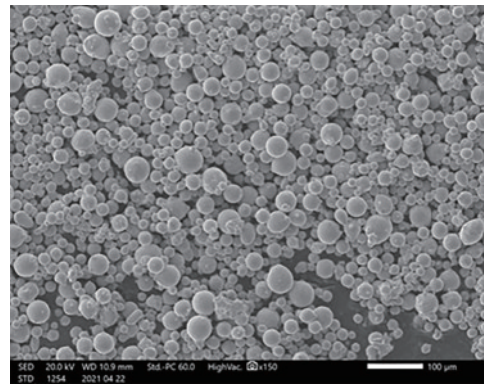


图 2 GH3536 合金粉末形貌

Fig. 2 Morphology of GH3536 alloy powder

10 mm,采用控制单因素变量法进行工艺参数研究,具体工艺参数如表 2 所示。首先,需要使用 200、400、600、800、1000、1500 号砂纸打磨成型的试样,并使用绒布抛光;其次,在光镜、扫描电镜下观察缺陷类型;最后,采用工业 CT(Computerized tomography)检测整体样件内部的缺陷数量、尺寸,并采用排水法测试计算试样致密度。

表 2 成形工艺参数

Table 2 Parameters of forming process

Sample	Laser power / W	Scanning speed / (mm · s ⁻¹)	Scanning spacing / mm	Layer thickness / mm	Energy density / (J · mm ⁻³)
1	180	810	0.10	0.04	55.56
2	220	810	0.10	0.04	67.90
3	260	810	0.10	0.04	80.25
4	285	810	0.10	0.04	87.96
5	300	810	0.10	0.04	92.59
6	285	700	0.10	0.04	101.79

表 2 (续)

Sample	Laser power /W	Scanning speed /($\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$)	Scanning spacing /mm	Layer thickness /mm	Energy density /($\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$)
7	285	900	0.10	0.04	79.17
8	285	1100	0.10	0.04	64.77
9	285	1300	0.10	0.04	54.81
10	285	1500	0.10	0.04	47.50
11	285	1700	0.10	0.04	41.91
12	285	1900	0.10	0.04	37.50
13	285	810	0.14	0.04	62.83
14	285	810	0.18	0.04	48.87
15	285	810	0.20	0.04	43.98
16	285	810	0.22	0.04	39.98

3 分析与讨论

3.1 工艺参数对样件质量的影响

不同激光功率下样件的光镜结果如图 3 所示。可以看出,控制扫描速度为 810 mm/s、扫描间距为 0.1 mm 不变,随着激光功率在 180~300 W 范围内变化,单位体积能量密度从 55.56 J/mm³ 增加到 92.59 J/mm³,样件内部缺陷明显减少。激光功率 ≥ 260 W 时,样件内部没有明显的气孔缺陷。激光功率为 220 W 时,样件内部存在少量的形状规则的气孔缺陷。当激光功率继续降低至 180 W 时,样件内部出现不规则气孔缺陷。由于新熔化的材料不能很好地与前一层结合,气孔和熔体飞溅容易出现。而且在液相凝固过程中,由于熔池流动将成形仓内的气体卷入试样内部,规则的气孔形成。

不同扫描速度下样件的光镜结果如图 4 所示。可以看出,控制激光功率为 285 W、扫描间距为 0.1 mm 不变,随着扫描速度在 700~1900 mm/s 范围内变化,单位体积能量密度从 101.79 J/mm³ 降低到 37.50 J/mm³,样件内部缺陷先减少再增加。气孔是 SLM 过程中粉末

材料快速熔化凝固导致的环境气体卷入(一般为球形)。熔池凝固速率对气孔形成有着显著的影响,过高的凝固速率会导致气体来不及从熔池中逸出。提高预热温度或者降低扫描速度,有助于控制凝固速率,即减小熔池与环境的温度梯度,便于气体从熔池逸出,避免气孔缺陷。但是当扫描速度过低(700 mm/s)时,能量密度输入高(101.79 J/mm³),导致熔池回流及填充滞后,金属蒸气不能完全逸出,从而导致孔洞的形成,同时金属气化对熔池的反冲压力会产生飞溅,也导致孔洞形成^[14]。

熔池液态停留时间过长,熔池与环境的接触时间过长,过多的环境气体进入熔池内部,在样件内部形成小气孔,尺寸一般小于 100 μm 。当扫描速度为 900 mm/s、1100 mm/s 时,几乎看不到明显的缺陷。随着扫描速度进一步增大,当扫描速度 ≥ 1300 mm/s 时,样件内部缺陷逐渐增多,且出现大量不规则缺陷。这是因为随着扫描速度增大,熔池流动的不稳定性增大,熔池飞溅增加,样件表面形成凹坑或者不连续,在下一层熔覆时样件内部形成气孔^[15]。同时扫描速度较快,激光扫描在金属粉末上的时间缩短,能量输入小,

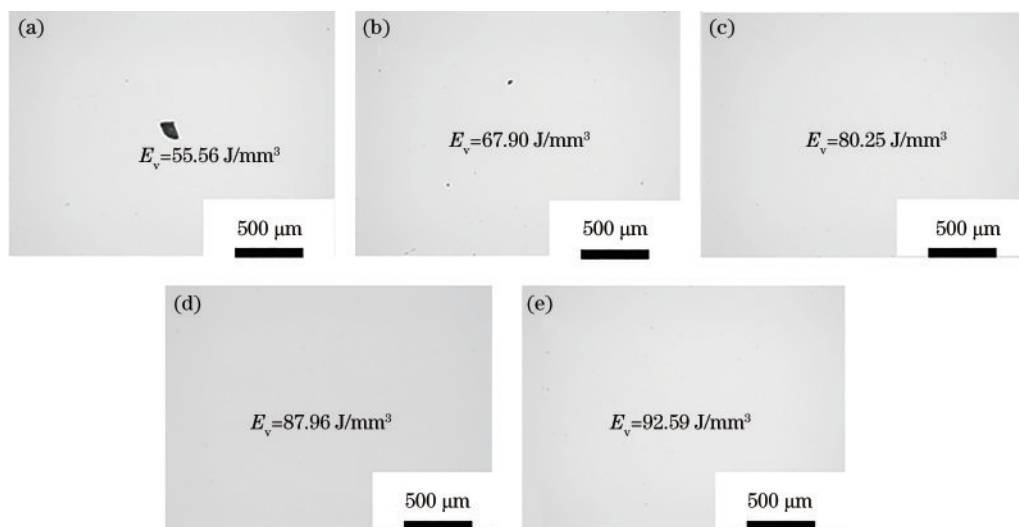


图 3 不同激光功率下样件的光镜结果。(a) 180 W;(b) 220 W;(c) 260 W;(d) 285 W;(e) 300 W

Fig. 3 Light microscope results of sample under different laser powers. (a) 180 W; (b) 220 W; (c) 260 W; (d) 285 W; (e) 300 W

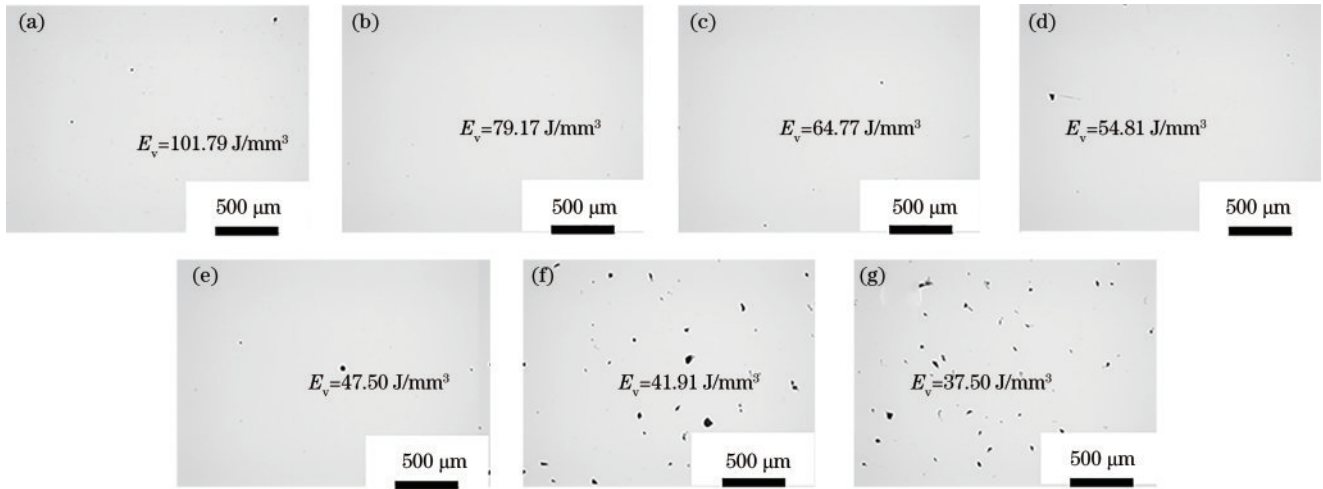


图4 不同扫描速度下样件的光镜结果。(a) 700 mm/s;(b) 900 mm/s;(c) 1100 mm/s;(d) 1300 mm/s;(e) 1500 mm/s;(f) 1700 mm/s;(g) 1900 mm/s

Fig. 4 Light microscope results of sample under different scanning speeds. (a) 700 mm/s; (b) 900 mm/s; (c) 1100 mm/s; (d) 1300 mm/s; (e) 1500 mm/s; (f) 1700 mm/s; (g) 1900 mm/s

难以使金属粉末完全熔化,部分粉末夹杂。此外熔池冷却快,液态金属铺展性差,未能完全填充熔池,导致缺陷形成。通常缺陷内会包含未熔合的金属粉末,缺陷尺寸一般较大。

图5为不同扫描间距下样件的光镜结果。从图5可以看出,控制激光功率为285 W、扫描速度为810 mm/s不变,随着扫描间距逐渐增大,样件内部缺陷增多,不规则缺陷的数量增多,样件内部出现许多细小微裂纹。扫描间距为0.1 mm时,样件内部无明显的缺陷,较为致密。扫描间距为0.14 mm时,样件内部出现少量的规则气孔缺陷。扫描间距进一步增加(≥ 0.18 mm),单位体积能量密度降低到48.87 J/mm^3

以下时,样件内部存在大量不规则缺陷及微裂纹。扫描间距增大,能量密度降低,粉末熔化不充分,液态金属流动性差,同时相邻单道之间搭接区域变少,单道搭接之间易存在未熔合缝隙,导致单道之间的结合质量差,大量不规则未熔合缺陷及微裂纹存在。

对比图4(f)、图5(d)、图5(e),发现其能量密度接近,但是内部缺陷的差异较大。图4(f)主要是气孔缺陷,而图5(d)和图5(e)主要是未熔合缺陷、锁孔及微裂纹,这说明在保证能量密度的情况下,扫描间距对于样件质量的影响较大。这是因为扫描间距过大,受光斑直径(0.1 mm)的影响,样件内部更容易出现搭接不良等缺陷。

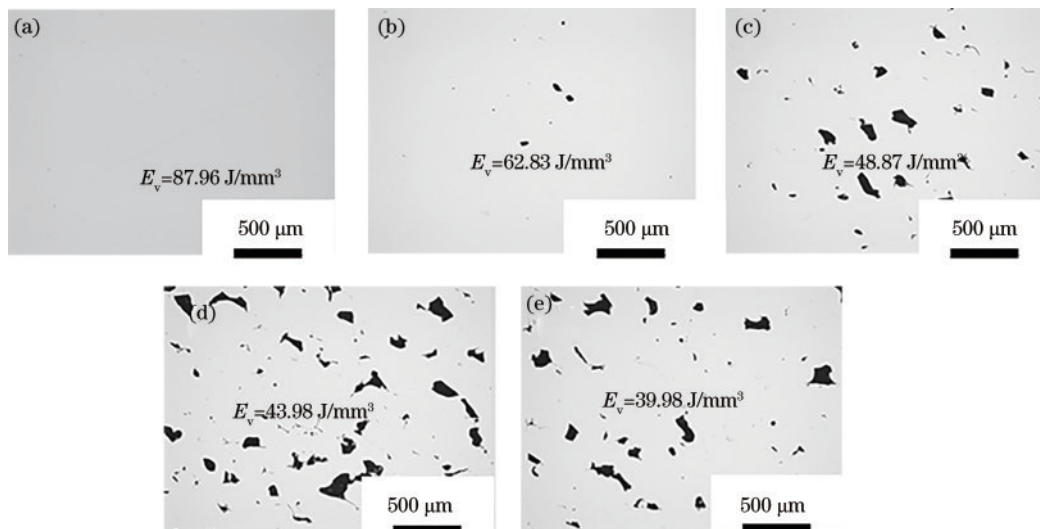


图5 不同扫描间距下样件的光镜结果。(a) 0.1 mm;(b) 0.14 mm;(c) 0.18 mm;(d) 0.2 mm;(e) 0.22 mm

Fig. 5 Light microscope results of sample under different scanning spacings. (a) 0.1 mm; (b) 0.14 mm; (c) 0.18 mm; (d) 0.2 mm; (e) 0.22 mm

能量密度对样件致密度的影响如图6所示。可以看出,随着能量密度的增大,样件致密度逐渐增加后趋

于平稳。随着能量密度的降低,单位体积粉末吸收的能量减少,样件内部会产生缺陷,致密度降低。能量密

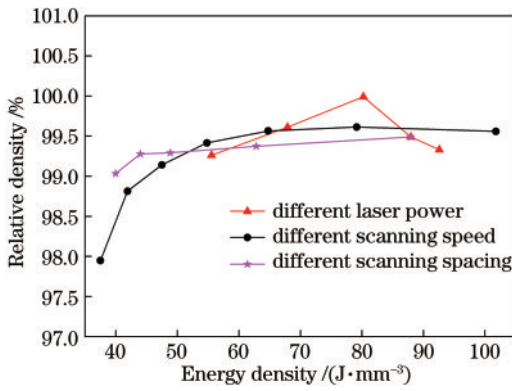


图6 能量密度与致密度的关系

Fig. 6 Relationship between energy density and relative density

度进一步降低,粉末熔化不充分,在相邻扫描焊道之间或者沉积层之间,金属粉末不足以填充焊道间隙,会导致焊道之间存在大量不规则未熔合缺陷。同时样件内部存在微裂纹,这是因为成形的GH3536中存在脆性相碳化物,易在熔池内部产生裂纹源。此外,微裂纹的形成与温度分布、残余应力及熔合不良有关,其中残余应力及凝固时间是微裂纹产生的主要原因。由于SLM快速凝固的特点,残余应力出现,并且样件内部存在大量的未熔合,这些均导致样件开裂,形成微裂纹^[16-18]。从图6还可以看出,不同扫描速度及不同激光功率导致的能量密度变化,使得样件致密度曲线波动较大,这说明扫描速度及激光功率对样件质量的影响较大。这是因为未熔合发生在相

邻熔道/堆积层之间(一般为片状或狭长不规则形状),输入能量不足(激光功率偏低或者扫描速度偏高)时,材料没有完全熔化,尤其是较高的扫描速度会加剧熔池的波动,导致未熔合和孔隙;而充足的输入能量会提高熔体的温度,从而降低熔体的动力黏度、提高浸润性,改善相邻熔道/堆积层的熔合性,从而避免未熔合缺陷。因此,当铺粉层厚确定时,激光功率和扫描速度对未熔合的影响较大,导致样件致密度波动较大。

3.2 工艺参数对缺陷类型、尺寸、数量的影响

能量密度与样件内部缺陷类型的关系如图7所示,样件抛光态照片如图8所示。从图7可以看出,能量密度在79.17~92.59 J/mm³范围内时,样件内部均无明显的缺陷,较为致密。继续降低能量密度,当能量密度在55.56~67.90 J/mm³范围内,或者提升能量密度至101.79 J/mm³时,样件内部出现少量的孔隙,从图8(a)可以看到,孔隙尺寸较小且呈现圆球形。这是因为在SLM过程中,金属粉末中的水分在高温下分解为H₂,部分H₂未及时逸出而残留在试样内部。同时,熔池流动导致成形仓内的气体未能及时排出。因此,样件内部形成冶金气孔,且气孔较为规则。随着能量密度进一步降低,当能量密度≤48.87 J/mm³时,样件内部会出现大量不规则缺陷。从图8(b)可以看到,样件内部除了大量不规则孔隙外,还存在微裂纹。图8(c)显示,较大尺寸的孔隙内存在金属粉末,因此不规则缺陷包括锁孔和未熔合。

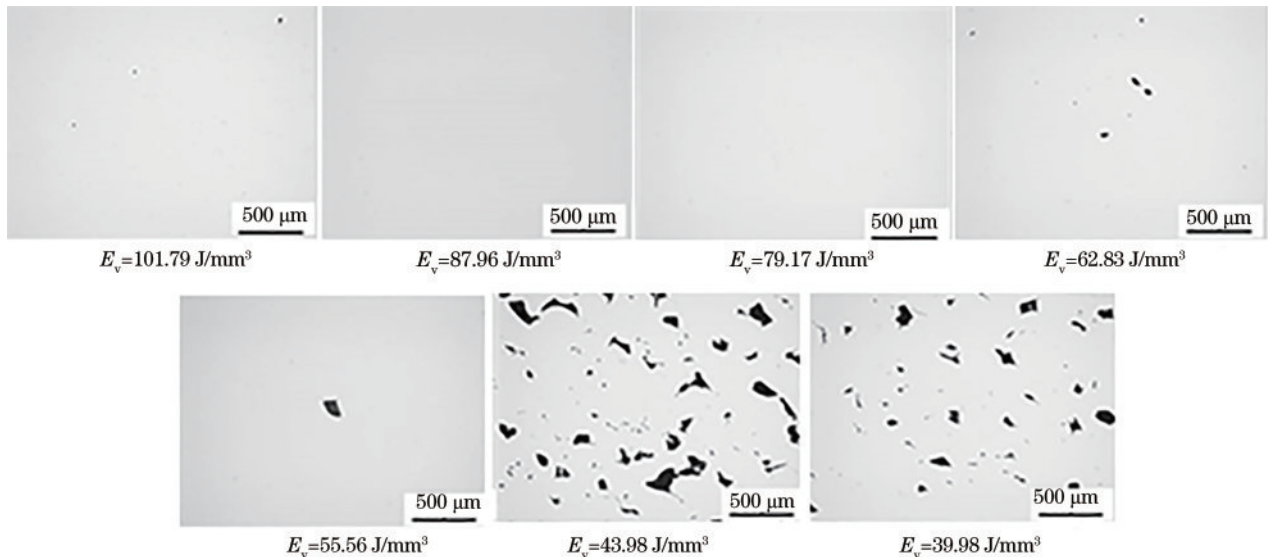


图7 能量密度与样件内部缺陷类型的关系

Fig. 7 Relationship between energy density and internal defect type of sample

在SLM过程中,当能量密度较小,金属粉末熔化不充分,熔化的液相金属不能够完全填充扫描线之间的间隙时,就会出现大尺寸锁孔,部分孔隙内部还存在球形的金属粉末;若某一层出现球化现象,会导致下一层铺粉不均匀,层与层之间也会形成缺陷。当能量密

度较小时,液态金属冷却时间短,快热快冷导致内应力较大,这些情况导致样件内部存在大量的锁孔、未熔合及微裂纹。

对内部缺陷较多的成形样件进行高精度工业CT检测,图9为高精度工业CT检测结果。从图9可以看

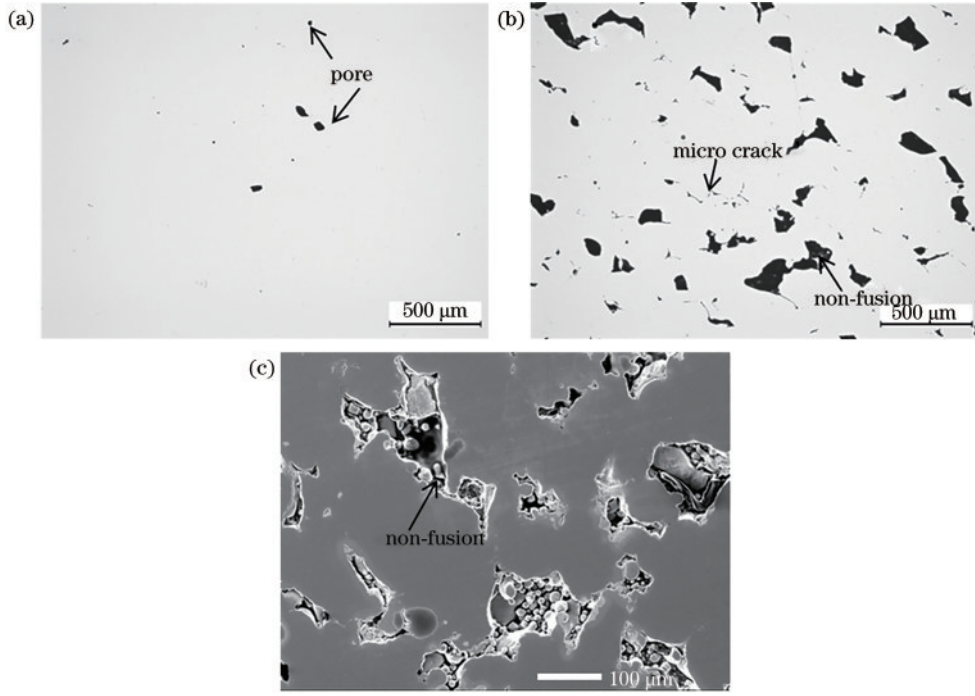


图 8 样件抛光态照片。(a) $E_v=62.83 \text{ J/mm}^3$ 时的光镜照片；(b) $E_v=43.98 \text{ J/mm}^3$ 时的光镜照片；(c) $E_v=43.98 \text{ J/mm}^3$ 时的电镜照片
 Fig. 8 Photos of polished sample. (a) Optical microscope photograph when $E_v=62.83 \text{ J/mm}^3$; (b) optical microscope photograph when $E_v=43.98 \text{ J/mm}^3$; (c) scanning electron microscope photograph when $E_v=43.98 \text{ J/mm}^3$

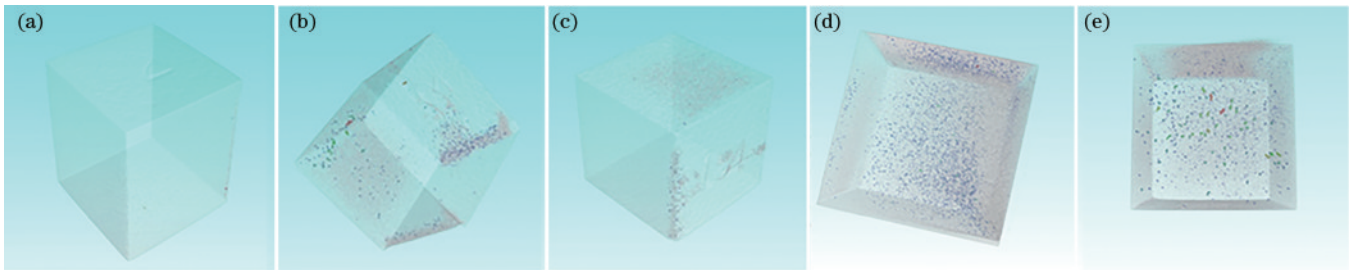


图 9 高精度工业 CT 检测结果。(a) $E_v=80.25 \text{ J/mm}^3$; (b) $E_v=62.83 \text{ J/mm}^3$; (c) $E_v=55.56 \text{ J/mm}^3$; (d) $E_v=41.91 \text{ J/mm}^3$; (e) $E_v=43.98 \text{ J/mm}^3$
 Fig. 9 Results of high precision industrial CT. (a) $E_v=80.25 \text{ J/mm}^3$; (b) $E_v=62.83 \text{ J/mm}^3$; (c) $E_v=55.56 \text{ J/mm}^3$; (d) $E_v=41.91 \text{ J/mm}^3$; (e) $E_v=43.98 \text{ J/mm}^3$

出,能量密度为 80.25 J/mm^3 时,样件内部致密,没有缺陷;能量密度 $\leq 43.98 \text{ J/mm}^3$ 时,样件内部缺陷较多;能量密度为 62.83 J/mm^3 或 55.56 J/mm^3 时,样件内局部存在少量缺陷。

按照缺陷尺寸 $\leq 0.1 \text{ mm}$ 、 $>0.1 \text{ mm}$,对 CT 测试结果进行统计整理,图 10 显示了能量密度与缺陷尺寸的关系。从统计结果可以看出,单一控制扫描速度或者扫描间距,能量密度的变化规律与成形件内部缺陷数量的变化规律保持一致。同时在相同的能量密度下,改变扫描间距,成形件内部缺陷数量增多,因此扫描间距对成形件内部缺陷数量的影响更为显著。随着能量密度的降低,样件内部缺陷数量先增大后逐渐减小。此外随着能量密度的降低,样件内部尺寸 $>0.1 \text{ mm}$ 的缺陷数量逐渐增多,而尺寸 $\leq 0.1 \text{ mm}$ 的缺陷数量减小。这是因为能量密度降低,样件内部会出

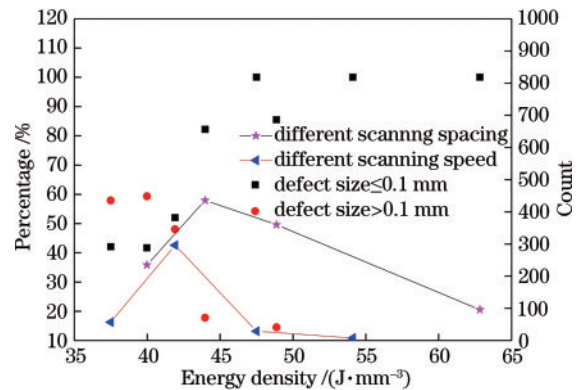


图 10 能量密度与缺陷尺寸的关系
 Fig. 10 Relation between energy density and defect size

现气孔缺陷,一般气孔的尺寸 $<0.1 \text{ mm}$;而随着能量密度进一步降低,样件内部会出现大量的未熔合缺陷,未熔合缺陷的尺寸较大 ($>0.1 \text{ mm}$)。

4 结 论

采用 SLM 工艺制备了 GH3536 合金试样,对其缺陷类型、数量及尺寸进行研究,得出以下结论:

1) 通过调整激光功率、扫描速度、扫描间距工艺参数改变能量密度。SLM 成形高温合金 GH3536 样件的致密度随着能量密度的增加趋于稳定。能量密度在 $79.17\sim 92.59\text{ J/mm}^3$ 范围内时,样件内部均无明显的缺陷,致密度 $>99.5\%$,成形件质量良好。此外,随着能量密度的升高或者降低,样件内部会出现气孔、未熔合及微裂纹等缺陷。

2) 能量密度增大到 101.79 J/mm^3 或者在 $54.81\sim 79.17\text{ J/mm}^3$ 范围内时,样件内部缺陷主要为气孔,尺寸小于 $100\text{ }\mu\text{m}$,且气孔数量超过总缺陷数量的 80% ;能量密度 $\leq 48.87\text{ J/mm}^3$ 时,样件内部缺陷主要为未熔合及微裂纹,其中尺寸大于 $100\text{ }\mu\text{m}$ 的缺陷占 60% 。

由于 GH3536 合金的广泛应用,对 SLM 成形 GH3536 零件的内部质量及缺陷随工艺参数变化的研究对于零部件制造具有重要的参考意义。

参 考 文 献

- [1] 中国航空材料手册:第 2 版[M]. 北京: 中国标准出版社, 2002: 224-225.
China aeronautical materials handbook[M]. Beijing: Standards Press of China, 2022: 224-225.
- [2] 计霞, 楚瑞坤, 陈志茹, 等. 激光选区熔化 GH3536 高温合金的成形工艺及组织性能[J]. 金属热处理, 2020, 45(11): 205-210.
Ji X, Chu R K, Chen Z R, et al. Forming process and microstructure and properties of selective laser melted GH3536 superalloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45(11): 205-210.
- [3] 孙闪闪, 滕庆, 程坦, 等. 热处理对激光选区熔化 GH3536 合金组织演变规律的影响研究[J]. 机械工程学报, 2020, 56(21): 208-218.
Sun S S, Teng Q, Cheng T, et al. Influence of heat treatment on microstructure evolution of GH3536 superalloy fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2020, 56(21): 208-218.
- [4] 王会阳, 安云岐, 李承宇, 等. 镍基高温合金材料的研究进展[J]. 材料导报, 2011, 25(S2): 482-486.
Wang H Y, An Y Q, Li C Y, et al. Research progress of Ni-based superalloys[J]. Materials Review, 2011, 25(S2): 482-486.
- [5] 林万明, 段剑锋, 王春龙, 等. 高温时效对高温镍基合金沉淀强化的影响[J]. 金属热处理, 2008, 33(12): 66-68.
Lin W M, Duan J F, Wang C L, et al. Influence of high temperature aging on precipitation strengthening of Ni-based superalloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2008, 33(12): 66-68.
- [6] 秦天, 葛沈瑜, 黄进浩, 等. 金属增材制造技术的理论研究现状讨论[J]. 材料开发与应用, 2016, 31(2): 94-102.

- Qin T, Ge S Y, Huang J H, et al. Discussion of theoretical research on metal additive manufacturing technology[J]. Development and Application of Materials, 2016, 31(2): 94-102.
- [7] 郑寅岚, 何艳丽, 陈晓晖, 等. 选区激光熔化成形 GH3536 合金的高温拉伸性能及断裂行为分析[J]. 中国激光, 2020, 47(8): 0802008.
Zheng Y L, He Y L, Chen X H, et al. Elevated-temperature tensile properties and fracture behavior of GH3536 alloy formed via selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(8): 0802008.
- [8] 闵师领, 侯娟, 张恺, 等. 激光粉末床技术制造 GH3536 合金研究现状[J]. 激光与光电子学进展, 2021, 58(17): 1700008.
Min S L, Hou J, Zhang K, et al. Laser Powder bed fusion of GH3536 alloy[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2021, 58(17): 1700008.
- [9] 肖来荣, 谭威, 刘黎明, 等. 后处理对增材制造 GH3536 合金组织与性能的影响[J]. 激光与光电子学进展, 2021, 58(17): 1714010.
Xiao L R, Tan W, Liu L M, et al. Effect of post treatment on the microstructure and properties of the GH3536 alloy formed by additive manufacturing[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2021, 58(17): 1714010.
- [10] 吴伟辉, 杨永强, 王迪. 选区激光熔化成型过程的球化现象[J]. 华南理工大学学报(自然科学版), 2010, 38(5): 110-115.
Wu W H, Yang Y Q, Wang D. Balling phenomenon in selective laser melting process[J]. Journal of South China University of Technology (Natural Science Edition), 2010, 38(5): 110-115.
- [11] Esmaeilzadeh R, Keshavarzkermani A, Ali U, et al. Customizing mechanical properties of additively manufactured Hastelloy X parts by adjusting laser scanning speed[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 812: 152097.
- [12] Han Q Q, Gu Y C, Setchi R, et al. Additive manufacturing of high-strength crack-free Ni-based Hastelloy X superalloy[J]. Additive Manufacturing, 2019, 30: 100919.
- [13] 程坦, 张振雨, 刘演冰, 等. 在线稳恒磁场对激光选区熔化成形 GH3536 组织和性能各向异性的影响[J]. 中国激光, 2022, 49(8): 0802017.
Cheng T, Zhang Z Y, Liu Y B, et al. Effects of online static magnetic field on anisotropy of microstructure and mechanical properties of GH3536 fabricated by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(8): 0802017.
- [14] 谢寅, 滕庆, 沈沐宇, 等. 多激光粉末床熔融成形 GH3536 合金搭接区域组织与性能特征研究[J]. 中国激光, 2023, 50(8): 0802004.
Xie Y, Teng Q, Shen M Y, et al. Study on microstructure and properties of the overlap regions of GH3536 nickel-based superalloy processed by multi-laser powder bed fusion[J]. Chinese Journal of Laser, 2023, 50(8): 0802004.
- [15] 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.
- [16] 魏菁, 李雅莉, 何艳丽, 等. Hastelloy-X 粉末成分对激光选区熔化成形各向成形性能的影响[J]. *中国激光*, 2018, 45(12): 1202011.
- Wei J, Li Y L, He Y L, et al. Influence of Hastelloy-X powder composition on anisotropic forming performance of selective laser melting[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(12): 1202011.
- [17] 胡聿珩, 彭为康, 润长生, 等. 选区激光熔化 GH3536 合金的热处理工艺[J]. *金属热处理*, 2021, 46(3): 56-61.
- Hu Y H, Peng W K, Run C S, et al. Heat treatment of selective laser melting GH3536 alloy[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2021, 46(3): 56-61.
- [18] 曹龙超, 周奇, 韩远飞, 等. 激光选区熔化增材制造缺陷智能监测与过程控制综述[J]. *航空学报*, 2021, 42(10): 524790.
- Cao L C, Zhou Q, Han Y F, et al. Review on intelligent monitoring of defects and process control of selective laser melting additive manufacturing[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2021, 42(10): 524790.