

粉末床熔融成形18Ni300合金的性能一致性研究

张长春, 闫琴, 李华, 倪允强, 孙玉成, 孟晓曦, 张军利

潍柴动力股份有限公司 山东潍坊 261061

摘要: 马氏体时效钢强度高、韧性好, 在航天航空、石油化工、海洋装备等领域应用广泛。通过以18Ni300合金为研究对象, 探讨了不同区域成形18Ni300合金的缺陷及性能一致性。结果表明: 不同单光束区成形的试样致密度变化趋势基本一致, 采用响应曲面法对各工艺参数进行了分析, 获得了致密度与激光功率、扫描速度和扫描间距的关系模型, 确定了优选参数。在优选参数下, 整个幅面成形的18Ni300合金试样力学性能优良, 且差异率低。单光束区试样抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为1180~1186MPa、1024~1034MPa和13%, 双光束区试样抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为1166MPa、1015MPa和12%。单光束、双光束区试样的抗拉强度、屈服强度和伸长率差异率分别为1.1%、0.9%和5.2%, 表现出很好的一致性。打印过程中断再继续接在中断处会产生台阶痕迹, 拉伸性能轻微降低。

关键词: 18Ni300合金; 工艺参数; 致密度; 双光束; 力学性能; 打印中断

Study on consistency of properties of 18Ni300 alloy fabricated by laser powder bed fusion

ZHANG Changchun, YAN Qin, LI Hua, NI Yunqiang, SUN Yucheng, MENG Xiaoxi, ZHANG Junli

Weichai Power Co., Ltd., Weifang 261061, Shandong, China

Abstract: Martensitic aging steel has high strength and excellent toughness, and is widely used in aerospace, petrochemical, marine equipment and other fields. Taking 18Ni300 alloy as the research object, the defects and properties of 18Ni300 alloy fabricated in different areas were discussed in this paper. The results showed that the variation trend of the density of the samples fabricated in different single-laser areas was basically the same. The response surface method was used to analyze the process parameters, and the relationship model between the density and the laser power, scanning speed and hatch distance was obtained, and the preferred parameters were determined. Under the preferred parameters, the mechanical properties of the 18Ni300 samples fabricated in the whole area were excellent and the difference rate was low. The tensile strength, yield strength and elongation of the samples in the single-laser area were 1180~1186MPa, 1024~1034MPa and 13%, respectively, and those of the samples in the dual-laser area were 1166MPa, 1015MPa and 12%, respectively. The difference rates of tensile strength, yield strength and elongation in the single-laser and dual-laser areas were 1.1%, 0.9% and 5.2%, respectively, showing good consistency. If the printing process was interrupted and then resumed, a step mark would be generated at the break, and the tensile property would be slightly reduced.

Keywords: 18Ni300 alloy; process parameters; relative density; dual-laser; mechanical properties; process interrupt

1 序言

马氏体时效钢强度高、韧性高、机械加工性好,在火箭发动机壳体、飞机起落架、导弹壳体等航天航空领域零部件中得到了广泛应用^[1]。此外,在石油化工、海洋装备、汽车和机械等领域的应用也很广泛。根据Ni含量将其分为18Ni、20Ni和25Ni。相较于20Ni和25Ni,18Ni马氏体时效钢塑性更优。

粉末床熔融(Laser Powder Bed Fusion, LPBF)技术通过三维模型直接成形产品,大幅弱化了成形过程中产品几何结构带来的限制,为高精度复杂结构、集成化设计、轻量化设计的实现提供了思路^[2-4]。

目前,LPBF成形18Ni300合金的研究主要集中在成形工艺和热处理方面。通过调整工艺参数(如激光功率、扫描速度、层厚、扫描间距等),控制激光能量输入,实现试样高致密成形。与成形态(As-built)相比,通过时效处理(Direct Aging Treatment, DA)或者固溶+时效处理(Solution+Aging Treatment, SA),能显著提高18Ni300合金的强度和硬度,提高耐磨性。与时效

和固溶+时效热处理不同,固溶处理(Solution Treatment, ST)可以降低成形态试样的硬度和强度,改善18Ni300合金的加工性能,同时消除了残余应力。因此,18Ni300合金的交货状态一般为固溶态,用户进行机械加工后,再进行时效处理。表1中列出了LPBF成形18Ni300合金不同状态下的力学性能。

上述研究均采用单光束设备,虽然可以成形力学性能优良的样件,但成形效率偏低。众所周知,制约LPBF技术批量应用的两个主要因素是成形效率和成形尺寸。目前的解决方案主要有多光束和高功率成形。其中高功率成形虽然可以提高成形效率,但因为层厚增大或功率太高,导致打印的样件尺寸精度较低,后处理难度高。而多光束技术采用多个激光阵列排布的方式,可显著提高打印效率和扩大打印幅面,样件表面质量高、性能优良,是目前最优的解决方案。但多光束同样面临挑战,主要有:①不同光束成形质量的一致性。②拼接区成形。③烟尘的过滤。这些问题是多光束技术发展中必须要解决的。

本文以18Ni300合金为研究对象,开展双光束下不同区域成形质量一致性研究。首先,通过响应

表1 LPBF成形18Ni300合金力学性能

来源	状态	维氏硬度HV (洛氏硬度HRC)	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率(%)
金赞 ^[5]	As-built	376	1159	1060	11
	ST	307~315	889~990	821~883	11~13
	SA	398~589	1235~1860	1203~1755	3~19
李东洋 ^[6]	As-built	391	1136	—	15
	ST	315	863	—	15
	DA	624	2055	—	4
	SA	619	1975	—	8
赖莉等 ^[7]	As-built	376	1161	1159	12
	DA	651	1923	1809	3
	SA	643	1872	1689	4
魏富涛 ^[8]	As-built	348	1101	—	6
	SA	367~538	1300~1550	—	0.13~0.14
果城 ^[9]	As-built	340	1120	—	16
	SA	627	1920	—	8
	DA	630	2010	—	6
吴文伟等 ^[10]	As-built	(36.6)	1147	1090	14.5
	SA	(54.7)	2114	2059	6
	DA	(52.3)	1931	1854	8.5
许大杨等 ^[11]	As-built	356	1061	942	14.6
	DA	608~662	1173~1738	1000~1677	7.2~15
MAO等 ^[12]	As-built	—	1245	1052	10.5
	SA	—	1915	1762	5
KEMPEN等 ^[13]	Wrought	(35)	1000~1170	760~895	6~15
	Wrought+Aging	(54)	1951~2041	1910~2020	11

曲面法，对工艺参数进行了优化；其次，对单光束与双光束区显微组织、力学性能进行了比较；最后，对打印过程中断对力学性能产生的影响进行了探究。

2 试验与方法

2.1 试验设备

试验使用SLM Solutions研发的SLM 280双光束设备，成形幅面为280mm×280mm，配备2台400W光纤激光器，波长1.07μm，有效光斑直径为80~120μm。每台激光器分别负责一个区域的加工（称为单光束区），双光束区由2台激光器共同完成该区域加工，如图1所示。

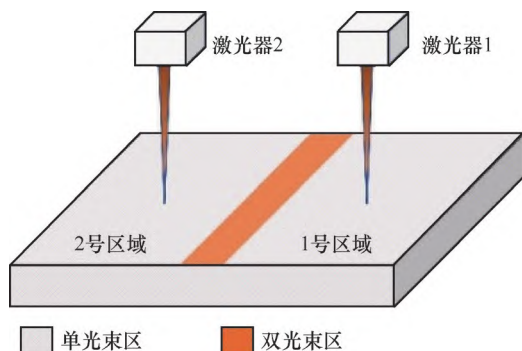


图1 不同成形区域划分

2.2 试验材料

原材料为气雾化的18Ni300合金粉末，形貌如图2所示，主要合金元素为 $w_{Co}=8.93\%$ ， $w_{Ni}=18.34\%$ ， $w_{Mo}=4.77\%$ ， $w_{Ti}=0.61\%$ 。粉末形貌大部分为球形，部分粉末上附着小卫星粉末。粉末粒径 D_{10} 和 D_{90} 分别为17μm和58μm， D_{50} 为34μm。

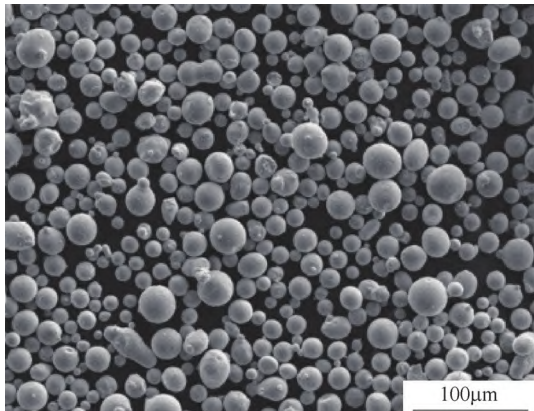


图2 18Ni300合金粉末形貌

2.3 试验方案

试样成形采用填充+轮廓的扫描策略，先填充

试样内部后再扫描轮廓。填充偏置设置为0.12mm，如图3所示。为改善成形表面平整度，设置层间相位角67°变化，即下一层扫描方向会在当前层基础上旋转67°。

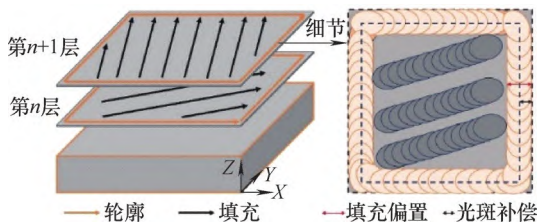


图3 18Ni300试样成形扫描策略示意

双光束区采用交错拼接方式，不重熔双光束区，两束激光沿成形方向呈曲线交错扫描，尽量降低熔道两端带来的影响，如图4所示。

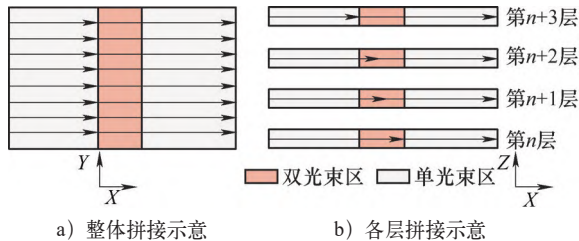


图4 双光束区拼接方式

试验采用Ar保护，整个成形过程氧含量控制在200ppm（1ppm=10⁻⁶）以下，保护气压力维持在15mbar（1mbar=0.1kPa）左右，基板预热温度为100℃，基板上试样烧结顺序为逆风烧结。

本研究将层厚设定为30μm，采用响应曲面法研究激光功率（Laser Power, LP）、扫描速度（Scanning Speed, SS）和扫描间距（Hatch Distance, HD）对致密度（Relative Density, RD）的影响，获得30μm层厚（Slice Thickness, ST）下优化工艺窗口，建立致密度-工艺参数关系模型，为打印不同致密度产品提供理论指导。

试验因素及水平见表2。整体试验包含15个试验点（12个轴向试验点，3个中心重复试验点），每个试样的工艺参数见表3。

表2 试验因素及水平

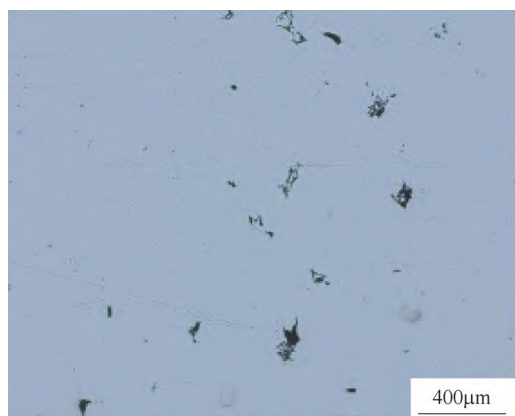
因子	水平		
	-1	0	1
激光功率/W	180	200	220
扫描速度/(mm/s)	600	800	1000
扫描间距/mm	0.10	0.12	0.14

表3 18Ni300合金响应面试验设计

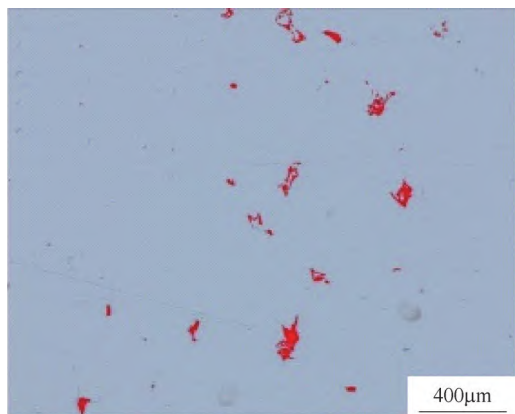
编号	激光功率/W	扫描速度/(mm/s)	扫描间距/mm
1	180	600	0.12
2	220	600	0.12
3	180	1000	0.12
4	220	1000	0.12
5	180	800	0.10
6	220	800	0.10
7	180	800	0.14
8	220	800	0.14
9	200	600	0.10
10	200	1000	0.10
11	200	600	0.14
12	200	1000	0.14
13	200	800	0.12
14	200	800	0.12
15	200	800	0.12

2.4 分析测试及表征

(1) 缺陷表征 试样打印完成后,沿成形方向切分,用于缺陷分析。采用图像法表征块体的孔隙率,具体操作:①试样经预磨及抛光后,拍摄金相照片。②提取孔隙特征,统计孔隙所占的面积百分比,如图5所示。



a) 金相照片



b) 孔隙特征

图5 LPBF成形试样内部缺陷统计示例

(2) 组织表征 将研磨、抛光后的试样用4%的硝酸酒精溶液进行腐蚀,使用Axio Imager M2m光学显微镜观察试样组织。

(3) 硬度表征 试样经镶嵌、预磨、抛光后,使用FALCON500维氏硬度计测试显微硬度,载荷为500g,加载时间10s。测试依据GB/T 4340.1—2009《金属材料 维氏硬度试验 第1部分:试验方法》进行。

(4) 表面形貌表征 使用VHX-7000超景深显微镜拍摄试样表面形貌。

(5) 拉伸性能表征 拉伸试样依据GB/T 228.1—2021《金属材料 拉伸试验 第1部分:室温试验方法》设计,如图6所示。使用MTS电子万能试验机进行测试,拉伸速率为2mm/min。

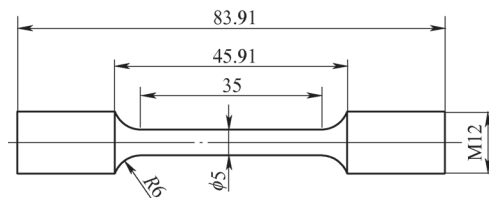


图6 拉伸试样尺寸

3 结果分析及讨论

3.1 工艺参数优化

在1#和2#区域分别打印1~15号试样,打印完成后,对试样的致密度进行统计分析,结果如图7所示。从图7中可看出,虽然不同区域相同参数下成形的试样致密度存在一定的差异,但波动不大。

采用响应面试验分析方法,对工艺参数进行优选,建立致密度与工艺参数的关系模型,为致密

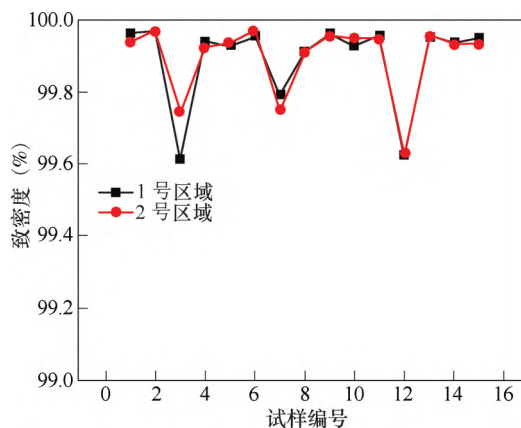


图7 不同区域成形的18Ni300合金试样致密度比较

度的快速预测提供理论依据。

采用二次多项式拟合，拟合优度 $R^2=0.9879$ 。工艺参数（激光功率、扫描速度、扫描间距）的编码值（各工艺参数取值统一为-1、0、1等3个值，分别对应各工艺参数的低、中、高3个工艺水平）与致密度的关系模型为

$$RD = 99.94 + 0.0509A - 0.071B - 0.0708C + 0.0382AB + 0.0311AC - 0.0766BC - 0.0131A^2 - 0.033B^2 - 0.0362C^2 \quad (1)$$

式中 A ——激光功率（W）；

B ——扫描速度（mm/s）；

C ——扫描间距（mm）；

RD ——试样致密度（%）。

该模型采用了工艺参数编码值，工艺参数前的系数绝对值大小反映了该工艺参数对致密度的影响程度，系数正负则反映了该工艺参数与致密度的正负相关性。

式（1）表明，在本试验方案的各参数范围内，3个工艺参数对成形件致密度的影响大小关系为：扫描速度>扫描间距>激光功率。其中，致密度与激光功率呈正相关关系，与扫描速度、扫描间距呈负相关关系。

LPBF成形工艺参数的实际值与致密度的关系模型为

$$RD = 98.55714 - 0.001354LP + 0.001351SS + 17.94521HD + 9.56 \times 10^{-6}LP \times SS + 0.077785LP \times HD - 0.019156SS \times HD - 3.3 \times 10^{-5}LP^2 - 8.245 \times 10^{-7}SS^2 - 90.49306HD^2 \quad (2)$$

式中 LP ——激光功率（W）；

SS ——扫描速度（mm/s）；

HD ——扫描间距实际值（mm）。

基于式（2）的响应面二次多项式方差分析见表4，该模型的“P-value”值为0.0003，说明该模型与试验获得的实际值匹配程度较高。失拟项的“P-value”值 $0.2637 > 0.05$ ，即失拟性检验不显著，表示该模型试验误差小，可用于准确分析和预测LPBF各工艺参数（激光功率、扫描速度、扫描间距）与致密度之间的关系。此外，该模型方差分析显示，激光功率、扫描速度、扫描间距、激光功率与扫描速度的交互作用、扫描速度与扫描间距的交互作用对致密度的影响非常显著。激光功率与扫描

间距的交互作用、扫描速度、扫描间距的二次方对致密度的影响显著。激光功率的二次方对致密度的影响不显著。

表4 试验结果方差分析

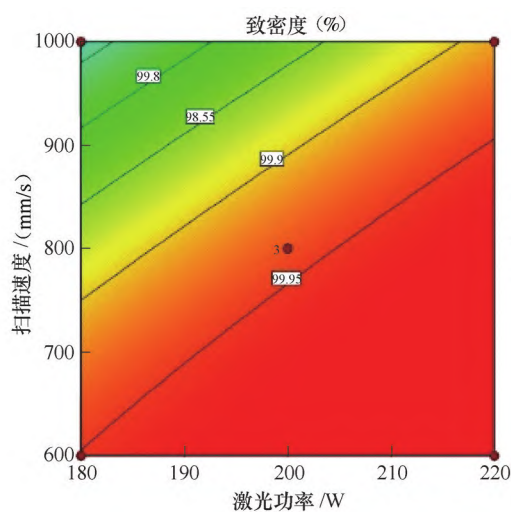
来源	平方和	自由度	均方	F值	P值	显著性
模型	0.1428	9	0.0159	45.31	0.0003	显著
A-激光功率	0.0207	1	0.0207	59.10	0.0006	十分显著
B-扫描速度	0.0403	1	0.0403	115.18	0.0001	十分显著
C-扫描间距	0.0401	1	0.0401	114.54	0.0001	十分显著
AB	0.0058	1	0.0058	16.69	0.0095	十分显著
AC	0.0039	1	0.0039	11.06	0.0209	显著
BC	0.0235	1	0.0235	67.05	0.0004	十分显著
A ²	0.0006	1	0.0006	1.80	0.2369	
B ²	0.0040	1	0.0040	11.47	0.0195	显著
C ²	0.0048	1	0.0048	13.81	0.0138	显著
残差	0.0018	5	0.0004	—	—	—
失拟误差	0.0014	3	0.0005	2.94	0.2637	不显著
纯误差	0.0003	2	0.0002	—	—	—
累计	0.1446	14	—	—	—	—

注：“*”代表显著，“**”代表十分显著。

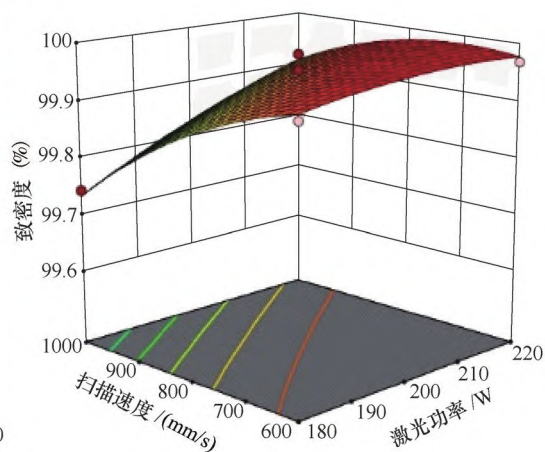
进一步分析各工艺参数对致密度的影响规律。扫描间距为0.12mm，激光功率和扫描速度对致密度的影响如图8所示。从图8可看到，随扫描速度增大，致密度下降，当激光功率 $\leq 200W$ 时，下降趋势比较明显。当激光功率 $> 200W$ 时，致密度随扫描速度的下降趋势变缓。当扫描速度 $\geq 800mm/s$ 时，随激光功率增大，致密度增大；当扫描速度 $< 750mm/s$ 时，激光功率对致密度的影响不明显；当激光功率为180W、扫描速度为1000mm/s时，致密度下降至99.7%左右。

当扫描速度为800mm/s时，激光功率和扫描间距对致密度的影响如图9所示。从图9可看出，当扫描间距 $\leq 0.12mm$ 时，激光功率对致密度的影响不明显；当扫描间距 $\geq 0.13mm$ 时，激光功率对致密度的影响凸显出来。随扫描间距的增大，致密度下降，在激光功率较低时（180W），表现更为明显。尤其是激光功率为180W时，致密度下降明显。当扫描间距增大至0.14mm时，致密度下降至99.7%左右。

当激光功率为200W时，扫描速度和扫描间距对致密度的影响如图10所示。从图10可看到，等高线图的左下角区域致密度均 $> 99.9\%$ ，即低扫描速度和扫描间距下，致密度变化趋势不明显。当扫描

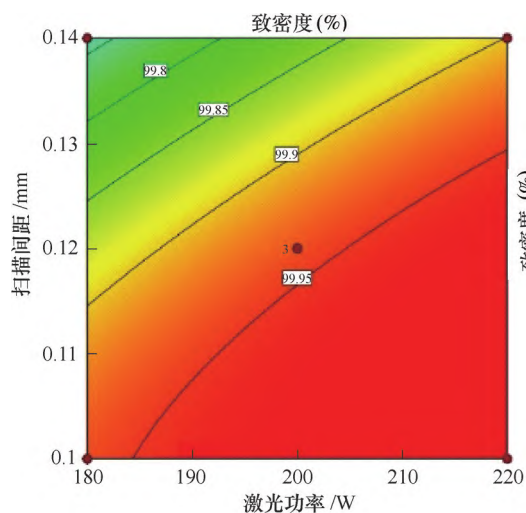


a) 等高线

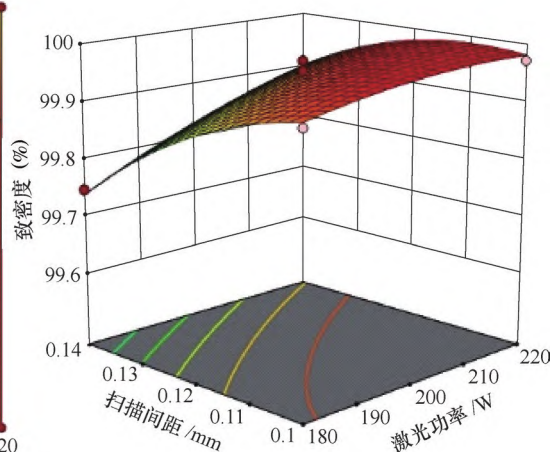


b) 3D曲面

图8 激光功率和扫描速度对致密度的影响 ($HD=0.12\text{mm}$)

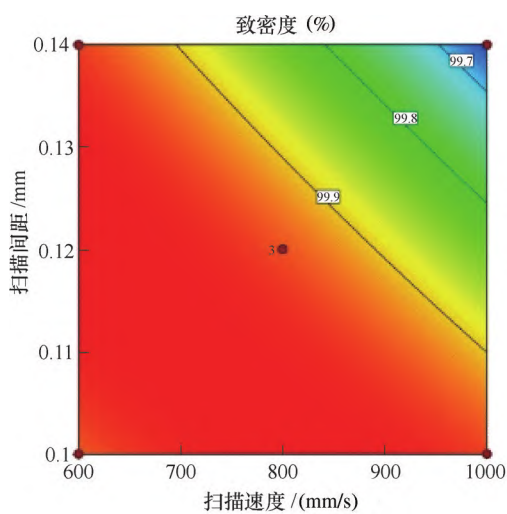


a) 等高线

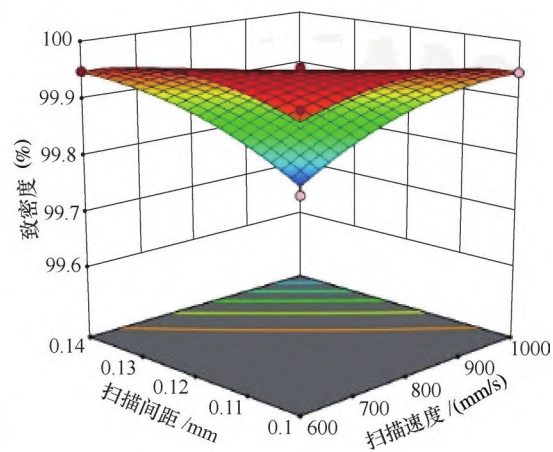


b) 3D曲面

图9 激光功率和扫描间距对致密度的影响 ($SS=800\text{mm/s}$)



a) 等高线



b) 3D曲面

图10 扫描速度和扫描间距对致密度的影响 ($LP=200\text{W}$)

间距和扫描速度均增大时,致密度下降明显;当扫描速度和扫描间距分别增大至1000mm/s和0.14mm时,致密度下降至99.7%以下。

考虑到成形效率及统计误差,致密度优选限定条件定为: $99.10\% < RD < 99.99\%$ 。由此得到的优选工艺参数为:激光功率217W,扫描速度858mm/s,扫描间距0.12mm,该参数下致密度预测值为99.95%。双激光下成形效率约为22.2cm³/h。后续的试样打印均使用该优选参数。

3.2 组织分析

LPBF成形的18Ni300合金试样XZ截面的显微组织如图11所示。从图11a可看出,熔池之间搭接良好,经测量,熔池宽度约200μm,搭接率40%左右,道与道之间冶金结合良好。同时,熔池深度约135μm,约为4个层厚的深度,可有效保证层与层之间的良好冶金结合。轮廓区与填充区结合良好,且缺陷很少,保证了打印样件的表面及次表面成形质量,如图11b所示。

进一步放大后,可以看到外延生长的枝晶,主要表现为胞状和柱状形态。合金在凝固时,在正温

度梯度下,固/液界面前沿存在成分过冷,随着成分过冷度由小变大,界面的生长形态也发生转变,由平滑界面向胞状和树枝状发展。成分过冷的大小取决于 G/R ^[14],即

$$\frac{G}{R} < \frac{mC_0}{D} \times \frac{1-K_0}{K_0} \quad (3)$$

式中 G ——温度梯度(℃);

R ——凝固速率(μm);

m ——液相线斜率;

C_0 ——原合金成分(质量分数,%);

K_0 ——平衡分配系数;

D ——扩散系数。

在LPBF成形过程中,温度梯度极大,导致成分过冷受到抑制,二次枝晶难以发展,因此主要生长为柱状晶。又因为在LPBF成形过程中,熔池不同部位 G 和 R 存在差异,所以LPBF会出现柱状和胞状树枝晶等形态上的差异。

整体而言,不同区域LPBF成形的18Ni300合金显微组织差别不明显,如图12所示。这是因为,虽然试样在不同的区域成形,但工艺参数相同,双光

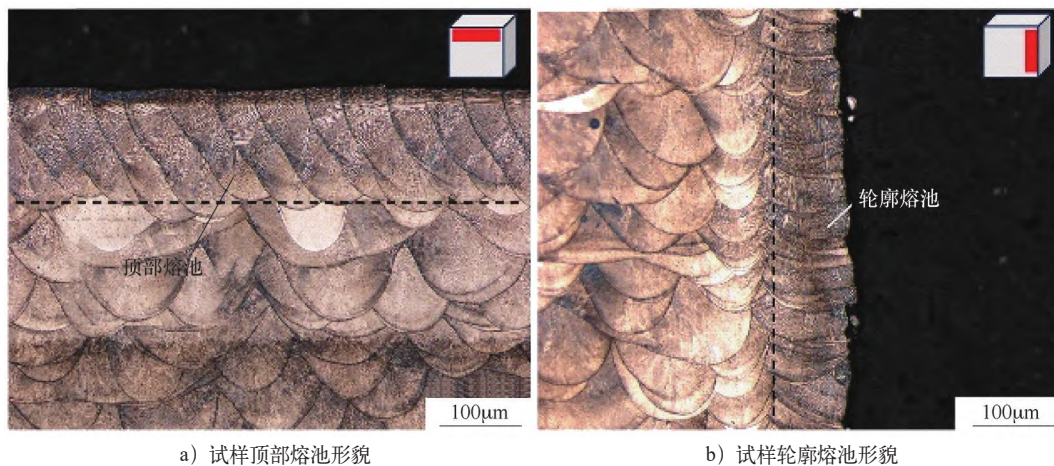


图11 LPBF成形18Ni300合金金相形貌

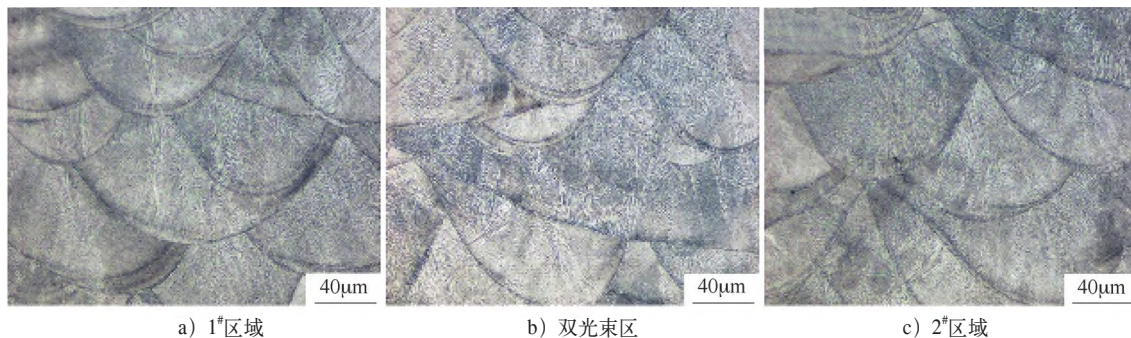


图12 不同区域LPBF成形的18Ni300合金显微组织

束区采用了两束激光交替扫描的方式, 热量累积和单光束区差别不大。因此, 3个区域成形的试样温度梯度和凝固速率基本相同。因此, 不同区域成形的试样, 显微组织差异不明显。

3.3 力学性能

为测试全幅面成形能力, 拉伸试样打印靠基板边沿摆放, 其中7号和8号试样摆放在搭接区, 其他试样摆放在单光束区, 如图13所示。

力学性能测试结果如图14所示。从图14可看出, 对于1#区域, 1~6号试样力学性能相差不大, 抗拉强度、屈服强度和伸长率极差分别为50MPa、72MPa和1.5%, 均值分别为1179.5MPa、1024MPa和12.9%。对于2#区域, 9~14号试样抗拉强度、屈服强度和伸长率极差分别为45MPa、73MPa和1.5%, 均值分别为1186.7MPa、1033.7MPa和12.7%。与单光束区相比, 双光束区试样抗拉强度、屈服强度和伸长率极差分别为15MPa、18MPa

和0.5%, 均值分别为1166.5MPa、1015MPa和12.3%。由此可见, 无论是单光束区还是双光束区, 不同试样之间均表现出良好的一致性。与传统锻造相比^[14], LPBF成形的18Ni300合金抗拉强度和伸长率与锻件相当, 屈服强度优于锻件。

不同区域成形的试样抗拉强度差异率 TDR (Tensile Strength Difference Ratio)、屈服强度差异率 YDR (Yield Strength Difference Ratio) 和伸长率差异率 EDR (Elongation Difference Ration) 可以采用式(4)~式(6)进行评估^[15, 16], 即

$$TDR = \frac{|TS_i - TS_j|}{\max(TS_i, TS_j)} \quad (4)$$

式中 TS_i —— i 区域试样的抗拉强度 (MPa);

TS_j —— j 区域试样的抗拉强度 (MPa)。

$$YDR = \frac{|YS_i - YS_j|}{\max(YS_i, YS_j)} \quad (5)$$

式中 YS_i —— i 区域试样的屈服强度 (MPa);

YS_j —— j 区域试样的屈服强度 (MPa)。

$$EDR = \frac{|EL_i - EL_j|}{\max(EL_i, EL_j)} \quad (6)$$

式中 EL_i —— i 区域试样的伸长率 (%);

EL_j —— j 区域试样的伸长率 (%)。

计算得到单光束区之间的 TDR 、 YDR 和 EDR 分别为0.6%、0.9%和1.9%, 单光束区1#与双光束区之间的 TDR 、 YDR 和 EDR 分别为1.1%、0.9%和5.2%。由此可见, 单光束区之间、单光束区与双光束区之间的性能差异率很小, 整个幅面成形的试样力学性能一致, 为成形力学性能优良的零件提供了良好的基础。

3.4 打印过程中断对成形质量的影响

在增材制造过程中, 可能会出现打印过程中断的情况, 如粉仓粉末不足、氩气耗尽等。但已打印的零件表面平整, 并未发生翘曲或严重的凸起现象, 此时若安装基板重新打印不仅会增加成本, 也会延迟产品交付。下面对打印过程中断再续接样件成形质量进行研究, 评估续接打印的可行性。

打印竖直生长拉伸试棒, 总高度84mm, 在打印至42mm时, 中断打印过程, 停机16h后再继续打印, 续接时重熔一次。打印完成后的试样在中断处有明显的中断痕迹, 如图15所示。中断处的台阶高度差约0.1mm, 可见中断一段时间后原打印部

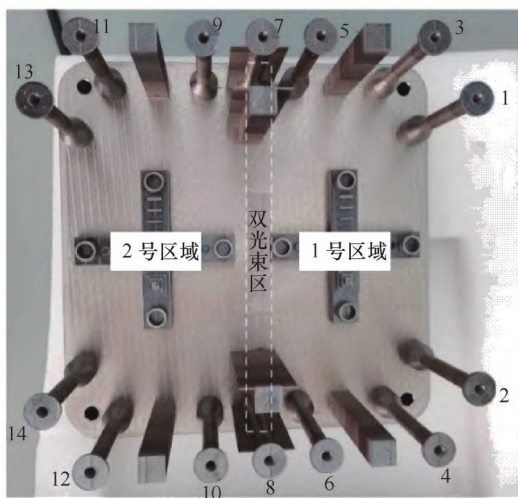


图13 LPBF成形18Ni300合金的拉伸试样

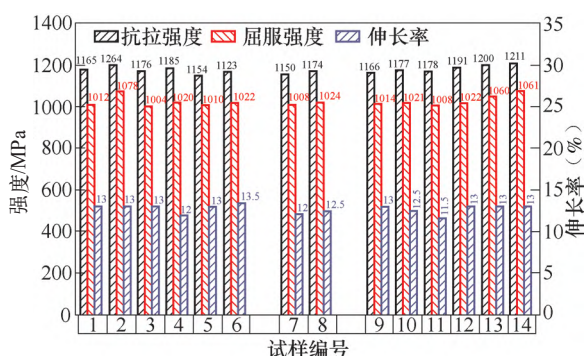


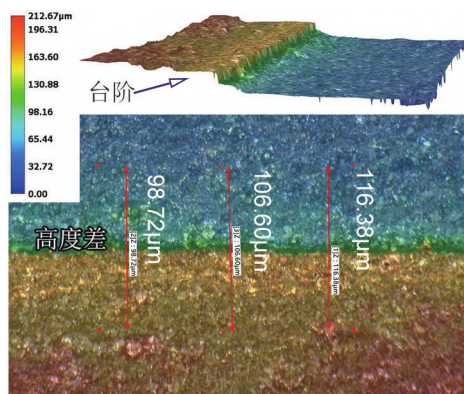
图14 LPBF成形的18Ni300合金力学性能

分产生了一定的收缩量,相比于试样尺寸(宽度14mm),收缩率仅0.7%左右,中断对试样宏观尺寸影响很小。中断处的金相组织如图16所示。从图16可看到,金相中有一条明显的接痕,但并无缺陷,上下两部分冶金结合良好。进一步放大,显微

组织无明显差别。中断处附近的显微硬度变化情况如图17所示。从图17中可看出,续接打印部分的硬度有轻微下降。这主要是因为打印中断后,试样冷却至室温,再续接打印相当于在小基板上打印试样,传热环境发生变化,会导致析出相及缺陷发生

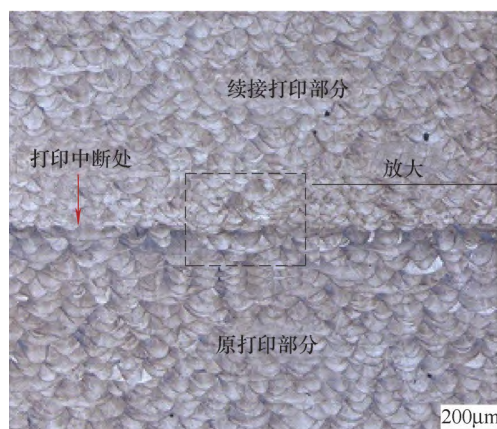


a) 中断表面形貌



b) 中断台阶高度分析

图15 LPBF成形的18Ni300合金试样中断处表面形貌



a) 中断处金相



b) 中断处放大

图16 LPBF成形的18Ni300合金试样中断处金相组织

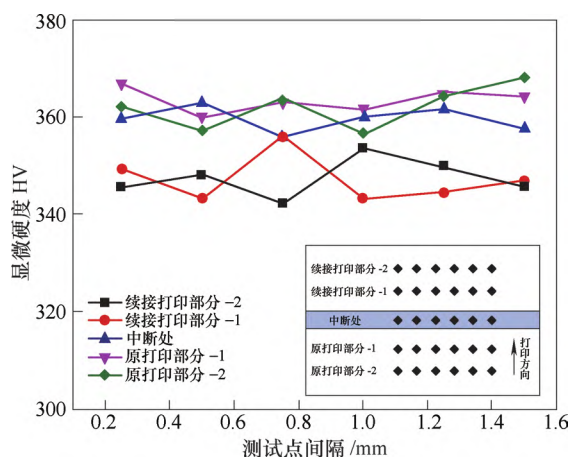


图17 18Ni300合金试样中断处显微硬度

改变,从图16a也可以看到,续接打印部分气孔有所增加。

与无中断试样相比,中断试样的抗拉强度低1.4%,屈服强度低2.5%,伸长长率13.2%,如图18所示。从图18可见,中断后再续接打印会使试样力学性能轻微下降,但降低幅度不大,仍具有优良的静态力学性能。对于动态力学性能受影响程度,仍需要进一步试验论证。

4 结束语

本文以18Ni300合金为研究对象,通过响应曲面法对工艺进行了优化,对单光束、双光束区试样

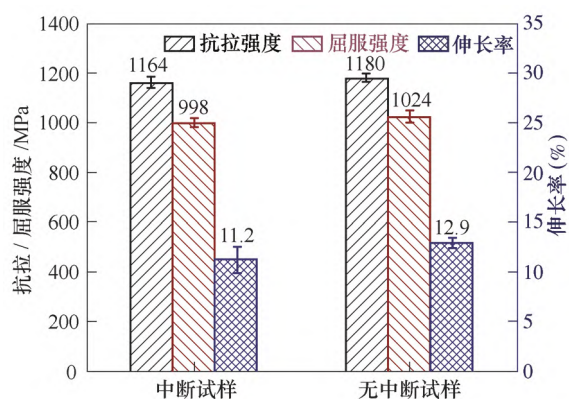


图18 LPBF成形的18Ni300合金中断与无中断试样性能

的力学性能及打印中断对力学性能的影响进行了探究, 结论如下。

1) 通过响应曲面法建立了致密度与激光功率、扫描速度和扫描间距之间的关系模型, 确定了LPBF成形18Ni300合金的优化参数: 激光功率217W, 扫描速度858mm/s, 扫描间距0.12mm, 层厚0.03mm。

2) 整个幅面成形的18Ni300合金试样力学性能优良, 一致性高。单光束区试样抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为1180~1186MPa、1024~1034MPa和13%, 双光束区试样抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为1166MPa、1015MPa和12%, 单光束、双光束区试样的抗拉强度、屈服强度和伸长率差异率分别为1.1%、0.9%和5.2%。

3) 打印过程中断再续接会使18Ni300合金试样拉伸性能轻微降低, 中断处会产生台阶痕迹, 虽然试样原打印部分收缩, 但收缩率很低(0.7%), 对宏观尺寸影响很小。

参考文献:

[1] 周菲. 时效工艺对3D打印18Ni300马氏体时效钢组织及性能的影响[D]. 上海: 上海工程技术大学, 2020.

[2] XIAO Z X, ZHOU J F, QI Y, et al. The effect of support structure on residual stress in laser powder bed fusion of Ti6Al4V alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 7927-7934.

[3] ZHANG C C, ZHU H H, HU Z H, et al. A comparative study on single-laser and multi-laser selective laser melting AlSi10Mg: defects, microstructure and mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 746: 416-423.

[4] 李子澈, 吉辰, 黄焕杰, 等. 镁合金激光粉末床熔融技术研究进展[J]. 金属加工(热加工), 2024

(8): 1-16.

[5] 金赞. 选区激光熔化18Ni300成形及热处理前后组织及性能的研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2019.

[6] 李东洋. 激光能量密度对SLM成型18Ni300马氏体时效钢和力学性能的影响[D]. 长春: 长春工业大学, 2023.

[7] 赖莉, 徐震霖, 何宜柱. 热处理对SLM18Ni300马氏体时效钢组织及腐蚀性能的影响[J]. 表面技术, 2019, 48(12): 328-335.

[8] 魏富涛. 激光选区熔化成形18Ni300模具钢的工艺优化及性能研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2019.

[9] 果城. 模具钢18Ni300选区激光熔化工艺优化方法的研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2019.

[10] 吴文伟, 向超, 张涛, 等. 热处理工艺对选区激光熔化成形18Ni300马氏体时效钢微观组织演变及力学性能的影响[J/OL]. 金属学报, 2024: 1-17[2024-12-05]. <https://link.cnki.net/urlid/21.1139.TG.20240515.1544.004>.

[11] 许大杨, 陈婉琦, 万继方, 等. 时效温度对SLM 18Ni300马氏体时效钢显微组织和力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2023, 48(2): 144-150.

[12] MAO Z F, LU X D, YANG H G, et al. Processing optimization, microstructure, mechanical properties and nanoprecipitation behavior of 18Ni300 maraging steel in selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 830: 142334.

[13] KEMPEN K, YASA E, THIJS L, et al. Microstructure and mechanical properties of selective laser melted 18Ni-300 steel[J]. Physics Procedia, 2011, 12: 255-263.

[14] LIU G, SU Y G, PI X Y, et al. Achieving high strength 316L stainless steel by laser directed energy deposition-ultrasonic rolling hybrid process[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 903: 146665.

[15] 韩婕. 激光选区熔化成形Ti6Al4V合金的各向异性研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2016.

[16] HU Z H, ZHANG H, ZHU H H, et al. Microstructure, mechanical properties and strengthening of AlCu5MnCdVA aluminum alloy fabricated by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 759: 154-166.