

文章编号 1004-924X(2015)06-1695-10

变能量激光选区熔化 IN718 镍基超合金 的成形工艺及高温机械性能

闫岸如, 杨恬恬, 王燕灵, 王智勇*

(北京工业大学 激光工程研究院, 北京 100124)

摘要:开展了基于激光选区熔化技术对 IN718 镍基超合金直接激光熔化成形的研究。将零件分为心部与轮廓区, 通过改变激光线输入量进行选区熔化研究。首先, 建立熔池内烧结的数值模型, 改变激光线输入量, 获得了激光线输入量对零件致密度的影响规律并观察了成形体中的组织生长。然后, 增加轮廓部位扫描, 改变激光线输入量与扫描顺序, 获得其对零件表面质量的影响规律。最后, 通过优化热处理工艺提高零件高温拉伸强度和高温持久性能。试验结果表明, 在激光线输入量为 300 J/m 时, 成形体致密度最高, 为 98.9%, 成形体沿层间方向组织为树枝晶加等轴晶, 在层内方向组织为等轴晶。采用心部+后轮廓扫描的方式, 轮廓激光线输入量为 100 J/m 时表面质量最优, 粗糙度为 3.1 μm 。对成形体采用 1 065 $^{\circ}\text{C}$ 固溶+双时效的热处理可以获得最佳高温性能组合, 高温拉伸强度为 1 356 MPa, 高温持久时间为 34 h。结果显示, 通过激光选区熔化制作 IN718 镍基超合金可以满足航空结构件对致密度、表面质量和高温性能要求。

关键词: IN718 镍基超合金; 变能量激光选区熔化; 激光成形; 致密度; 表面质量; 高温机械性能

中图分类号: TG665 **文献标识码:** A **doi:** 10. 3788/OPE. 20152306. 1695

Forming process and high-temperature mechanical properties of variable energy laser selective melting manufacturing IN718 superalloy

Yan An-ru, Yang Tian-tian, Wang Yan-ling, Wang Zhi-yong*

(*Institute of Laser Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China*)

* *Corresponding author, E-mail: zywang@bjut.edu.cn*

Abstract: Selective laser melting manufacturing IN718 powder with changed laser energy densities was researched. The part to be machined was divided into a core and a contour, and the selective laser melting manufacturing was performed by changing the laser energy density. Firstly, a numerical model of sintering in melting pool was set up, the influencing factors of changed laser energy densities on the densification of the part were obtained by changing laser energy densities, and the microstructure features of the formed part were observed. Then, by increasing scanning for the contour and changing the laser energy densities, the effect law of changed laser energy densities on the surface quality of the part was also obtained. Finally, the heat treatment processing was optimized and the high-temperature tensile strength and high temperature lasting time properties of the part were improved to obtain the perfect surface quality. The results indicate when the linear laser energy

收稿日期: 2014-10-15; 修订日期: 2014-12-03.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (No. 61006040)

density is 300 J/m, the optimal densification level of formed part is as high as 98.9%. In this condition, the typical microstructures of the formed part are dendrite and equiaxial crystals along the deposition direction and are equiaxial crystal along the inside layer. Using the core + contour scanning way, the optimal surface quality of the part is obtained in laser energy densities of 100 J/m with the roughness of 3.1 μm . The optimal high temperature performance of the formed part is realized by solution + double aging combination in 1 065 $^{\circ}\text{C}$, in which the high temperature tensile strength is 1 356 MPa and the high temperature lasting time is 34 h. Results show that the IN718 nickel-based super alloy manufactured by selective laser melting can satisfy the demands of complex aerospace parts for the densification level, good forming quality and high-temperature mechanical properties.

Key words: IN718 nickel-based superalloy; variable energy laser selective melting; laser-forming; density; surface quality; high temperature mechanical property.

1 引言

激光选区熔化技术(Selective Laser Melting, SLM)是激光快速成形技术的最新发展形式,它能直接成形高致密度、高精度、高复杂度的金属零件。相对于基础激光选区烧结技术,激光选区熔化技术克服了不能采用纯金属粉末制备、成形致密性及力学性能差、后处理工艺复杂的缺点,其可采用的材料范围涵盖多种纯金属及合金粉末,成形致密度接近 100%,达到了冶金学中锻件的致密标准(96%),力学性能堪比锻件,并且尺寸精度与表面粗糙度好,经简单处理后即可直接使用^[1-3]。

40 多年以来,人们一直投入巨大精力研究镍基超合金^[4-5]。IN718 是一种沉淀硬化型的镍基超合金,由美国的 INCO Huntington Alloys 公司于 20 世纪 50 年代开发并成功应用于航空发动机的涡轮叶片,目前 IN718 已成为航空发动机应用最为广泛的高温合金。IN718 的使用温度通常为 700 $^{\circ}\text{C}$ 以上,要求具有良好的高温拉伸性能与高温持久性能。IN718 所采用的锻压与铸造工艺路线与标准已经较为成熟,但是由于一些航空部件用量少且具有复杂的内腔结构与悬臂结构,传统的混合制作方法工艺复杂、材料损耗率高、开模费用高昂且常常无法完全满足使用要求。采用 SLM 能够克服上述传统方式制造加工 IN718 的困难,对于具有复杂内腔结构的高温合金部件可一体成形;且成形质量好,复杂腔体内可不进行后处理;经过热处理后的高温性能与传统加工相当甚至更高;材料损耗率为零,免去了混合制作时高昂的人力物力成本;制作的工件与设计图纸无失真^[6-11]。Li Peng^[12]等人利用正交试验的方法研究了采用

激光增材制造镍基合金过程中工艺参数对成形的影响规律;Dinda G P^[13]等人研究了镍基合金激光增材制造过程中扫描路径对组织的影响;王华明^[14]等人研究了采用激光增材制造镍基合金的组织;LIU Fengcheng^[15]等人研究了热处理工艺对激光增材制造镍基合金组织性能的影响。综上所述,关于激光选区制造镍基合金目前主要集中在成形工艺、组织特点和热处理后的组织性能分析上,鲜有针对致密度与表面质量对激光能量输入量的不同需求进行变能量扫描的研究。

本文通过 SLM 变能量成形 IN718 镍基超合金粉末,并分析激光能量输入量对致密度、表面质量的影响规律以及成形态的组织结构特点,同时考察热处理机制对成形件高温拉伸性能与高温持久性能的影响,旨在为难以进行二次处理的复杂航空部件寻求兼具好的致密度与表面质量的工艺路线。

2 试验材料、烧结模型与试验方法

2.1 试验材料

试验材料为 IN718 镍基合金近球形粉末,平均粒度为 20 μm ,化学成分见表 1,粉末形貌如图 1 所示。

表 1 IN718 粉末化学成分

| C | Si | Mn | P | Cr | S |
|----------|--------|---------|---------|-------|---------|
| 0.052 | 0.054 | 0.007 1 | <0.005 | 19.59 | 0.001 1 |
| Ni | Cu | Mo | Ti | Nb | Al |
| 53.1 | <0.005 | 3.09 | 0.99 | 5.04 | 0.61 |
| B | Co | Fe | O | | |
| <0.000 5 | 0.13 | 13.72 | 0.005 8 | | |

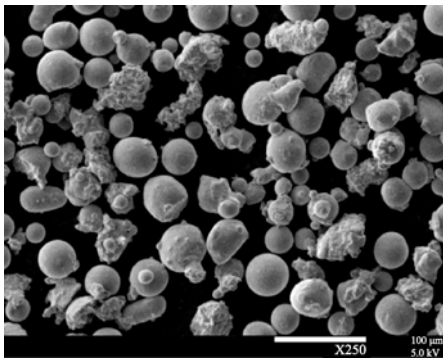
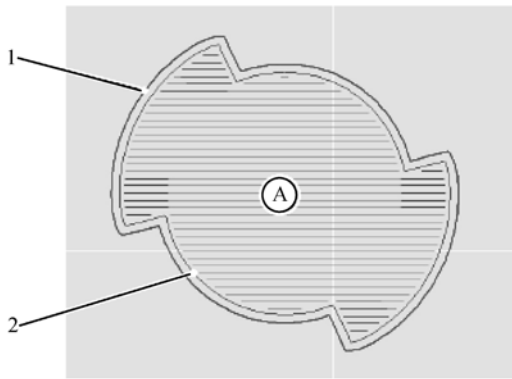


图 1 IN718 合金粉末扫描电镜形貌

Fig. 1 Characteristic morphology of IN718 powders by scanning electron microscope

试验采用德国 EOS 公司的 M270 型设备,其主要由光纤激光器、扫描振镜及聚焦系统、工作缸及预热系统、铺粉辊、充气系统、控制系统组成。激光器波长为 1 090 nm,激光束光斑直径为 100 μm。激光器输出功率 200 W 范围内连续可调,激光选区熔化一层粉末后铺粉平台下降 20 μm。扫描 n 层与 n+1 层时扫描线间的夹角为 67°,逐层扫描线轨迹见图 3。工作过程充入 Ar 气保护,工作舱内氧含量低于 0.1%。



1,2:轮廓区域,A:心部区域
图 2 层内激光扫描路线

Fig. 2 Laser scanning strategy of inner layer
1,2: contour area, A: core area

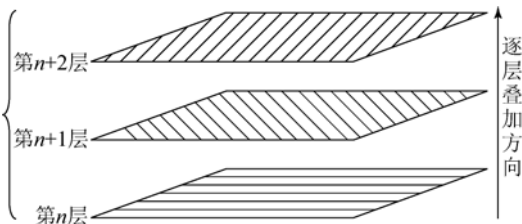


图 3 激光逐层扫描线轨迹

Fig. 3 Laser scanning strategy used in SLM experiment

2.2 建立烧结模型

SLM 过程中为获得冶金学中致密度良好的成形体(96%以上),需要熔池中的金属粉末完全熔化,即熔池中的温升 Δt 要达到金属粉末熔点以上。建立简化的熔池内烧结模型,为选取工艺参数作参照。

假设熔池中的理想化条件为:

- (1) 聚焦光斑为圆形且功率均匀分布^[16];
- (2) 粉末全部为均匀球形;

(3) 图 4 中激光光斑面积为 s ,光斑内平行于 x 轴存在一粒与光斑相切的直径为 h 的粉末,其投影面积为 A ,假设粉末对激光能量的吸收率为 α ,且吸收的能量全部用来使该粉末升温。

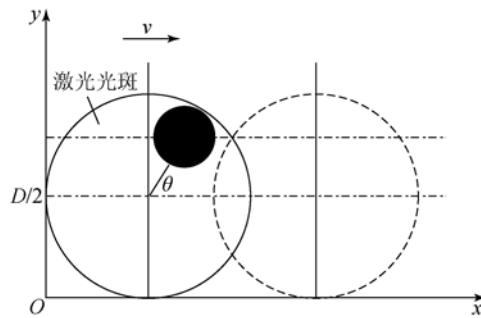


图 4 扫描过程中激光光斑的移动

Fig. 4 Movement of laser spot during scanning process

令激光扫描速度平行于 x 轴,则投影面积为 A 的粉末受激光照射时间为:

$$t = \frac{D \cos \theta}{v} \quad (0 \leq \theta \leq 180^\circ). \quad (1)$$

投影面积为 A 的粉末吸收激光的能量为:

$$Q = \frac{4 \alpha P}{\pi D^2} \cdot A \cdot \frac{D \cos \theta}{v}, \quad (2)$$

其中:激光线输入量为:

$$\eta = P/v, \quad (3)$$

式中: P 为激光能量; v 为光斑扫描速度。

熔池内温升 Δt 为:

$$\Delta t = \frac{Q}{m C_p}. \quad (4)$$

将式(1)、式(2)、式(3)带入式(4)中,可以得到:

$$\Delta t = \frac{6 \alpha \eta \cos \theta}{\pi D \rho h C_p}, \quad (5)$$

式中: D 为激光聚焦光斑直径; ρ 为材料密度; C_p 为材料比热容。

将本实验的相应数值带入上式中,预测良好熔

化 IN718 粉末需要的激光线输入量最低为 200 J/m 以上。

2.3 试验方法

首先,将心部激光线输入量分别设定为 180, 200, 220, 240, 260, 280, 300, 320 和 340 J/m, 获得致密度与激光线输入量间的关系;其次,加入轮廓区域扫描,通过改变轮廓与心部区域的扫描顺序,得到表面质量与扫描顺序的关系;再次,通过改变轮廓区域激光线输入量,得到表面质量与轮廓激光线输入量间的关系,扫描轮廓区激光线输入量分别为 140, 130, 120, 110, 100, 90 和 80 J/m。制备用于金相分析的试样尺寸为 8 mm × 8 mm × 6 mm。致密度测试采用阿基米德法。选用王水作腐蚀剂,腐蚀时间为 20~30 s,用于分析金相。利用 QUANTA 2000 型扫描电镜分析试样的微观组织,利用 WYKON7110 干涉仪测定表面粗糙度。

选定最佳工艺参数后,制备高温拉伸与高温持久试样,两种试样制备依据为 ASTM E139:2006。

IN718 合金拉伸试样成形后,采用两种热处理方案对其进行热处理,分别为:

1. 980℃ 固溶 1 h,空冷+720℃ 保温 8 h,空冷,620℃ 保温 8 h,空冷;(以下简称热处理 1)

2. 1 065℃ 固溶 1 h,空冷+720℃ 保温 8 h,空冷,620℃ 保温 8 h,空冷。(以下简称热处理 2)

对 SLM 成形态、热处理 1 和热处理 2 的试样分别进行高温瞬时拉伸与高温持久试验,两种试验中,同种状态试样分别进行 3 次实验,并取平均值。高温试验机器为 ZWICK Z100。高温拉伸试验的条件为 690℃;高温持久实验的条件为 690℃/650 MPa,拉伸时间超过 23 h 后,每间隔 8 h 将施加压力增加 34.5 MPa。

3 试验结果及分析

3.1 激光线输入量对致密度的影响

SLM 过程中,粉末层的熔化状态主要取决于激光输入材料的能量。分析激光线输入量对于心部成形质量的影响,分为以下几种情况:

(1)成形不良区(心部激光线输入量为 180~240 J/m),如图 5 所示。熔滴润湿良好的结果如图 6 所示。图 5 所示区域产生的主要原因是激光

线输入量小,传递至熔池底部的热量不足以使粉末熔化,无法浸润已凝固实体,熔滴的表面张力 r_{sl} 试图将金属材料球化,若形成的金属球下方不能及时填充金属溶液就会形成孔洞,表现如图 7(a)所示,阿基米德法测试致密度低于 85%;随着激光线输入量的增加,孔洞减少,如图 7(b)所示,激光线输入量为 240 J/m 时,致密度升至 92%。

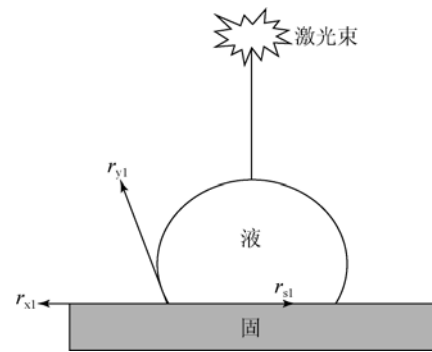


图 5 熔滴发生球化示意图

Fig. 5 Schematic of droplet spheroidization

(2)完全成形区(心部激光线输入量为 260~300 J/m),结果如图 7(c)所示。随着激光线输入量增大,传递至熔池底部的能量也增大,熔池底部粉末吸收能量熔化,与凝固体浸润程度增加;同时由于熔池的温度升高,熔滴表面张力减小,使得熔池球化趋势被遏止。此区间内,成形体的致密度从 96% 提高到 98.9%,此时激光线功率密度为 300 J/m。

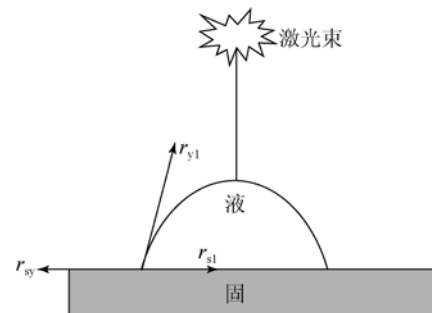


图 6 熔滴润湿良好

Fig. 6 Drop and substrate in good wetting condition

(3)过烧开裂区(心部激光线输入量高于 300 J/m)。激光线输入量超过 300 J/m 时,成形体致密度开始下降,如图 7(d)所示。激光线输入量过高有两种情况:一是激光功率太高,熔池心部

温度很高,导致有些金属甚至发生气化,给熔池一个反冲力,造成粉末或熔融金属飞溅,在已成形表面形成熔瘤,激光扫描下一层时,由于熔瘤相粉体对激光的吸收率小很多,其会在成形体中形成夹渣^[17],且夹渣周围会产生孔隙;另一种是扫描速度太慢,激光束在某点停留时间较长,致使金属粉末吸收能量较大,熔池对周围粉末吸入量增多,当激光移动到下一点时,由于粉末已被前面吸走,没有足够粉末熔化,不能形成新的熔池,只有移动一定距离后,才有新的熔池,在两个熔池间由于粉末损失严重,仅靠沿扫描方向的金属熔体回流不能补足损失的材料,故存在凹缝,在铺设下一层粉时依然会出现同样的问题,最终在烧结体中存在孔洞。

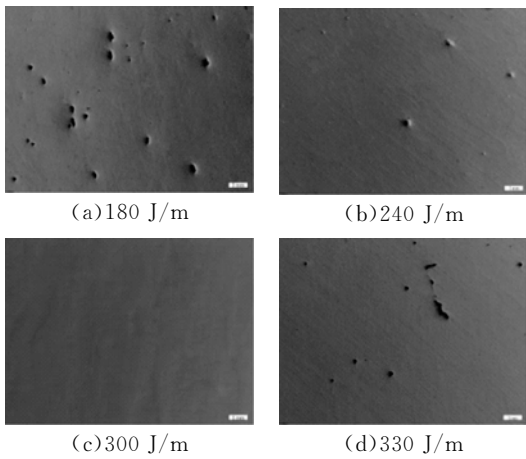


图 7 不同激光功率密度下芯部致密度光镜照片

Fig. 7 OM images of densification of core area at various laser line energy densities

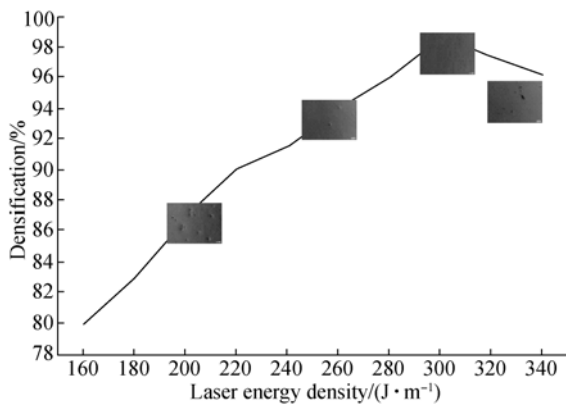
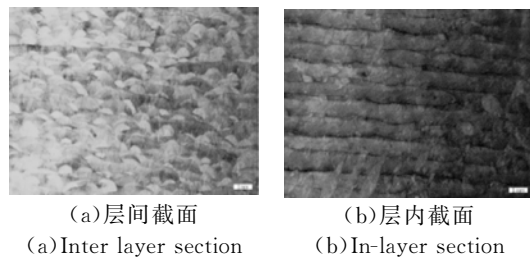


图 8 激光能量输入量对于成形件致密度影响

Fig. 8 Effect of laser energy density on densification level of SLM-processed IN718 parts

图 8 为本次试验中获得的致密度与激光能量输入量的关系曲线,要形成致密度在 96% 以上的成形体,激光能量输入量阈值为 260~300 J/m,一定程度上符合数值模型的预测范围。该模型的建立,有助于工艺参数的选取。在今后的试验中还需进一步完善这个模型。

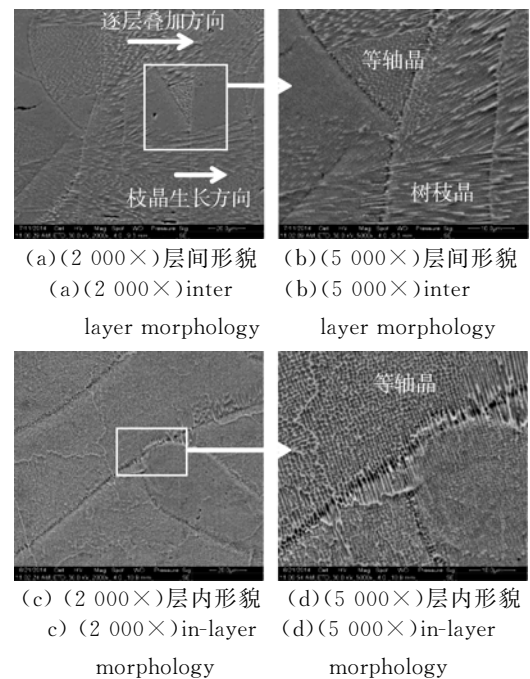
图 9 是完全成形区层间截面与层内截面的宏观形貌。图 9(a)为层间截面局部放大扫描电镜照片,沿成形体增长方向观察,层与层之间的形成界面上显微组织主要是树枝晶,且树枝晶方向沿着层面的法向,表明了基体的连生生长,树枝晶之外还有等轴晶存在;图 9(b)为层内截面,主要形态是等轴晶,等轴晶的晶粒大小约为 1 μm。这样每层均由等轴晶和树枝晶组成,整个成形体层层叠加,其中,等轴晶所占体积大于树枝晶。



(a)层间截面 (b)层内截面
(a)Inter layer section (b)In-layer section

图 9 成形体截面形貌光镜照片

Fig. 9 Optical microstructures of SLMed IN718 samples



(a)(2 000×)层间形貌 (b)(5 000×)层间形貌
(a)(2 000×)inter layer morphology (b)(5 000×)inter layer morphology
(c)(2 000×)层内形貌 (d)(5 000×)层内形貌
(c)(2 000×)in-layer morphology (d)(5 000×)in-layer morphology

图 10 凝固组织形貌扫描电镜照片

Fig. 10 SEM microstructures of SLMed IN718 samples

在相同条件下,温度高的成形体冷却时间比温度低的成形体长。因此,温度高的成形体枝晶生长充分,在其它工艺条件不变的情况下,激光线功率密度对枝晶生长情况的影响如图 11 所示,从图中可以看出,随着激光线功率密度的增加,枝晶生长充分,组织变得粗大,但微观组织形态并没有变化,仍为枝晶和等轴晶。

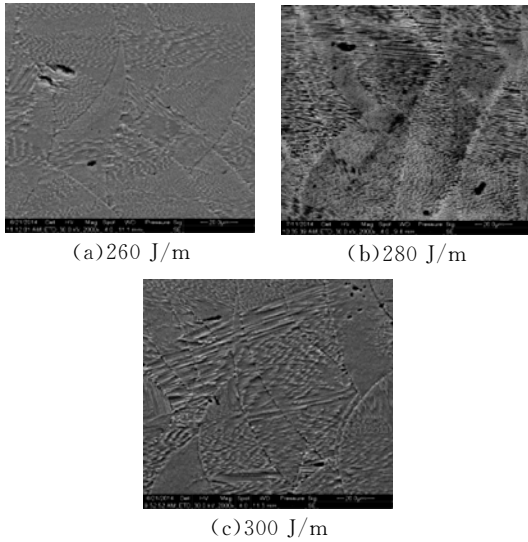


图 11 不同激光线功率密度时的凝固组织特征

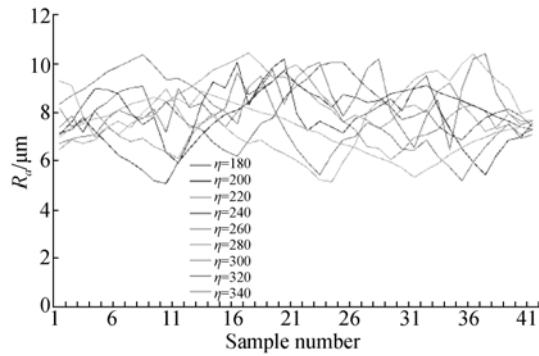
Fig. 11 Microstructures of SLMed IN718 parts at different laser energy densities showed by SEM

3.2 成形参数对表面质量的影响

图 12(a)为只进行心部扫描条件下,改变心部扫描激光线输入量所测得的表面粗糙度。可以看到,随着心部激光线输入量的变化,表面粗糙度在 5~11 μm 之间波动,无明显规律。

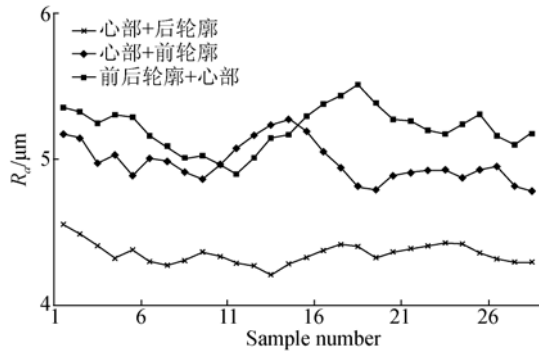
图 12(b)为改变轮廓与心部扫描顺序,保持轮廓与心部激光线输入量不变时所测得的表面粗糙度。选取致密度最高时的心部激光线输入量为 300 J/m,轮廓激光线输入量为 120 J/m。采用心部扫描+后轮廓扫描时,获得的粗糙度低于前轮廓+心部扫描和心部扫描+前后轮廓,粗糙度最小值为 4.2 μm 。

图 12(c)为继续采用心部扫描+后轮廓扫描方式,其中:心部扫描激光线输入量恒定为 300 J/m,测得的轮廓扫描激光线输入量与表面粗糙度之间的关系。轮廓激光线输入量为 100 J/m 时得到的粗糙度最小,为 3.1 μm 。



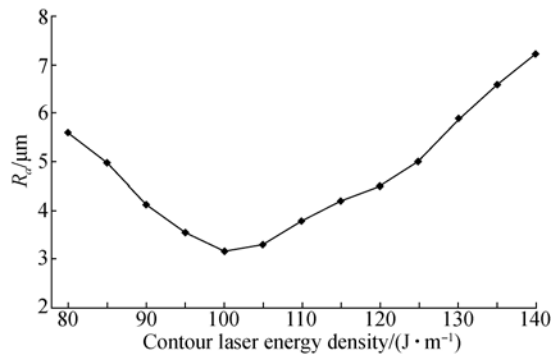
(a)粗糙度与心部激光线功率密度间关系

(a) Roughness varies with laser energy density of core area



(b)粗糙度随扫描方式变化曲线

(b) Roughness varies with scanning mode



(c)粗糙度随轮廓线功率密度变化曲线

(c) Roughness varies with contour laser energy density

图 12 扫描方式、心部/轮廓激光线功率密度对表面粗糙度的影响

Fig. 12 Influence of scanning mode and laser energy density of core or edge on surface roughness

通过分析上述试验结果可知,在心部致密度较高的前提下,改变心部激光线输入量对于表面质量的影响无明显规律,而轮廓激光线输入量的改变对于表面质量的影响明显。轮廓区激光线输入量存在最优值,低于或者超过该值,表面质量都会降低。这是因为如果激光线功率密度太小,不足以使表面发生微熔,则对表面无明显影响;而激

光线功率密度太大时,轮廓线部位熔池内熔融金属的剧烈运动以及不平衡冷却会造成该面起伏不平。轮廓与心部扫描的先后顺序对表面质量也有明显影响。当采用前轮廓+心部扫描时,在轮廓部位以较低的激光输入量扫描粉末层时,许多粉末未发生熔化,当激光扫描心部区域时,轮廓线处凝结成断续的如同密排小球的轨迹,心部扫描路线作用到已经凝结的轮廓线部位时,由于作用时间很短,且成形体对激光的吸收率远低于粉末层,所以在轮廓线部位没有完全重熔,仍存在起伏不平的小球;当采用心部扫描+后轮廓时,心部扫描的激光功率密度高,粉末层选区内熔化完全,后轮廓扫描如同作用于轮廓线上的激光微熔整形;当采用前轮廓+心部扫描+后轮廓的方式时,熔池内情况与前轮廓+心部扫描类似,后轮廓扫描的微熔未起到很大作用。

所以,采用心部扫描+后轮廓扫描的方式是减小成形体表面粗糙度有效扫描方式,对于无法后处理的内腔与内通道的成形有十分重要的意义。

3.3 高温力学性能

表2中列出了4种状态下,IN718合金的高温瞬时拉伸性能。由表2可知,锻压态试样的高温拉伸强度最低,为1 290 MPa(GB);经过热处理1后试样的高温拉伸强度最高,达到1 410 MPa;未做热处理和经过热处理2的拉伸强度分别是1 341 MPa和1 356 MPa。

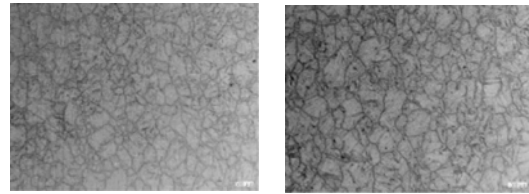
表2 不同状态下高温瞬时拉伸强度

Tab. 2 Instantaneous high-temperature tensile strength in different states

| 状态(649℃) | 高温瞬时拉伸强度/MPa |
|----------|--------------|
| 锻压 | 1 290 |
| 沉积凝固态 | 1 341 |
| 热处理1 | 1 410 |
| 热处理2 | 1 356 |

图13为IN718合金分别经过热处理1、热处理2后的组织特征。热处理后,原成形体中外延生长的树枝晶发生了重结晶,转变成了等轴晶,经过热处理2后的晶粒尺寸大于经过热处理1后的晶粒尺寸。重结晶的驱动力是快速加热与冷却过程

中所积累的残余热应力。与传统锻压IN718合金相比,残余热应力小于机械变形的应变应力,所以晶粒尺寸在静态重结晶后($>100 \mu\text{m}$)大于锻压后的晶粒($24 \mu\text{m}$)^[18]。



(a) 热处理1 (b) 热处理2
(a) Heat treatment 1 (b) Heat treatment 2

图13 不同热处理状态下的光镜照片

Fig. 13 Microstructures of SLMed parts at different heat treatment states showed by OM

IN718的主要强化相为 γ' -Ni₃(Al, Ti)相及 γ'' -Ni₃(Nb, Ti, Al)相。 γ' 相与基体 γ 相相同,都是面心立方结构,点阵常数与基体相近,仅有低于1%的失配,紧密良好的匹配降低了表面能使得 γ - γ' 能长久稳定共存。914℃时, γ' 相开始从 γ 基体中析出,呈颗粒状分布在晶粒内^[19],此时, γ 基体中 γ' 的体积分数能达到60%。 γ' 相在基体中能阻碍位错运动,产生显著的强化作用。 γ'' 相为体心立方结构,呈片状分布在晶粒内部,它的强化机制与 γ' 相同,对于IN718合金, γ'' 相起主导强化作用^[20]。 γ' 相与 γ'' 相强化作用的影响因素为晶粒尺寸大小与体积分数,基体强度随着强化相体积分数的增加而升高,同时, γ' 相与 γ'' 相的大小存在一个最优范围,为 $0.25 \sim 1 \mu\text{m}$,超过或者低于这个范围,强化作用均会削弱^[21]。 γ'' 相是一种亚稳定相,在675℃时,会转变为 γ' 相和 δ 相。 δ 相是一种硬脆的铁素体相,在晶界处析出,对晶界有强化作用。

IN718高温合金的热处理工艺中,固溶处理阶段主要有3个作用:1. 溶解基体中所有相;2. 完全重结晶;3. 均匀化组织。950℃以上固溶处理能将粗大的 γ' 相和 γ'' 相溶解,将 γ - γ' 、 γ - γ'' 共晶中的 γ' 、 γ'' 相变为细小的 γ' 、 γ'' 相,重新析出于基体上,从而提高拉伸强度。J. R. Davis等人的研究表明^[22], γ' 相强化在649~871℃出现峰值。但是, γ' 与 γ'' 相强化不是高温拉伸性能的唯一指标,如果晶内强度太高,晶界强度低,二者严重不平衡,晶界处难以释放应力,则合金容易过早失效。

675℃以上晶界处析出的 δ 相能抑制晶界的膨胀与位错的滑移,从而提高了抗拉强度^[23]。同时,当温度升高到 725℃以上后,晶界处会析出离散颗粒状碳化物 $M_{23}C_6$,二者共同作用可以强化晶界。所以进行 980℃固溶处理后,IN718 合金的高温拉伸强度高于未作热处理的状态,此时 γ' 相、 γ'' 相沉淀强化和 δ 相、 $M_{23}C_6$ 晶界强化对于拉伸强度的提高共同起作用。固溶处理的温度继续升高, δ 相开始发生溶解,到 1010℃时, δ 相已溶解完全,晶界处基本没有 δ 相。此时对于强度起决定性作用的为 γ' 相、 γ'' 相沉淀强化,失去 δ 相钉扎的晶界弱化导致拉伸强度降低^[24]。经过两种热处理后的高温瞬时拉伸强度均高于锻压态,从前面锻压态晶粒尺寸与激光熔化成形态晶粒尺寸的比较可以看出物相变化的影响更大,还需要进行进一步研究分析。

表 3 中列出了 4 种状态下的高温持久性能,经热处理 2 后获得的持久时间最长为 34 h,凝固态持久时间最短,只有 4 h。在前面的分析中已知,固溶温度为 1 065℃时,晶界处的 δ 相已经完全溶解,失去钉扎的晶界容易迁移,晶粒长大明显;固溶温度为 980℃时, δ 相在晶界存在,晶粒长大有限。二者的对比结果表明,晶粒长大对高温持久性能起决定性作用,而 δ 相的存在会削弱高温持久性能。

表 3 不同状态下的高温持久强度

Tab. 3 Creep rupture strength in different conditions (MPa)

| 状态(649℃/650MPa) | 高温持久时间/h |
|-----------------|-------------------|
| 锻压 | 23 |
| 凝固态 | 4 |
| 热处理 1 | 17.3 |
| 热处理 2 | 34(最终加载压力为 724.5) |

为了进一步探究高温持久拉伸的断裂机理,进行了未作热处理状态及两种热处理状态下的断口表面分析,如图 14 所示。沉积凝固态断口中心部分呈现凹凸不平状,存在较深孔洞(图 14(a)),说明合金在持久变形时,变形是不均匀的,放大倍数观察(图 14(b)),断口表面上韧窝较少,表明合金变形小。合金在持久变形时,碳化物,微孔等缺

陷均是薄弱环节,裂纹往往在这些地方萌生,使合金的有效承力面积减小,应力增大,裂纹很快向外扩展,导致合金断裂。

试样分别经热处理 1、2,经过相同条件持久后,断口形貌如图 14(c)、(e)所示。两种热处理后的持久断口中间都较平坦,表明合金变形时,变形是均匀的;由图 14(d)、(f)的高倍图可以看出,微观断口上均匀布满细小的韧窝,表现出韧性断裂的形貌。经过热处理 2 后的断口韧窝变大变深,也表明这种热处理状态下的试样持久强度最好。

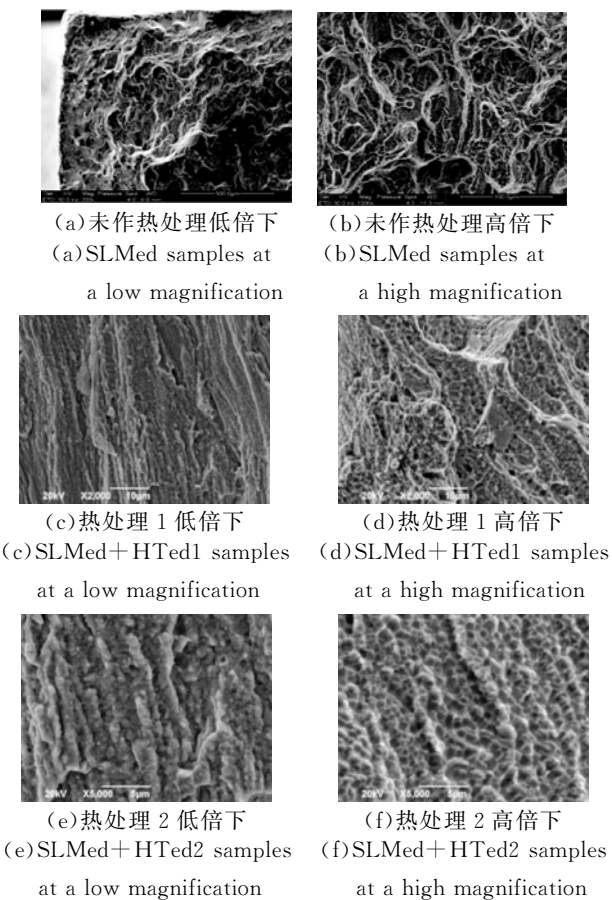


图 14 成形件在不同状态下的高温持久断口形貌扫描照片

Fig. 14 SEM fractographs of IN718 at different states after persistent high temperature

4 结 论

本文介绍了 SLM 成形 IN718 超合金粉末过程中,激光输入量对致密度、表面质量的影响规律以及通过热处理提高高温性能的方法。主要结论

概括为以下几点:IN718 SLM 零件致密度取决于心部激光线输入量,在激光线输入量为 300 J/m 时,心部致密度最大为 98.9%;IN718 SLM 成形件表面质量决定于心部、轮廓的扫描顺序与轮廓激光线输入量,当采用心部+后轮廓的扫描方式,轮廓激光线功率密度为 100 J/m 时,表面粗糙度最小,为 3.1 μm ;IN718 SLM 成形件获得最佳高温瞬间拉伸强度的热处理工艺为:980 $^{\circ}\text{C}$ 固溶1 h,空冷

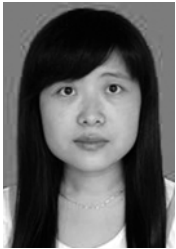
+720 $^{\circ}\text{C}$ 保温 8 h,空冷,620 $^{\circ}\text{C}$ 保温 8 h,空冷,高温瞬间拉伸强度为 1 410 MPa;获得最佳高温持久性能的热处理工艺为 1 065 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 1 h,空冷+720 $^{\circ}\text{C}$ 保温 8 h,空冷,620 $^{\circ}\text{C}$ 保温 8 h,空冷,高温持久时间为 34 h。高温瞬时拉伸强度由晶内与晶界析出相, γ' 相、 γ'' 相、 δ 相以及碳化物共同作用决定;高温持久性能则更多取决于晶粒长大, δ 相的存在会削弱高温持久性能。

参考文献:

- [1] DADBAKSH S, HAO L. Effect of Al alloys on selective laser melting behaviour and microstructure of in situ formed particle reinforced composites [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2012, 514(30): 328-334.
- [2] SONG B, DONG SH J, CODDET P, et al.. Microstructure and tensile behavior of hybrid nano-micro SiC reinforced iron matrix composites produced by selective laser melting [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 579(10): 415-421.
- [3] VRANCKEN B, THIJS L, KRUTH J P. Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: microstructure and mechanical properties [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2012, 541(22): 177-185.
- [4] ZHANG B CH, FENINECHE NE, LIAO H L. Microstructure and magnetic properties of Fe/Ni alloy fabricated by selective laser melting Fe/Ni mixed powders [J]. *Journal of Materials Science and Technology, Shenyang*, 2013, 29(8): 757-760.
- [5] AHMAD M, AKHTER J I, SHAHZAD M, et al.. Cracking during solidification of diffusion bonded Inconel 625 in the presence of Zircaloy-4 interlayer [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, 457(1-2): 131-134.
- [6] MUDGE R P, WAID N R. Laser engineered shaping advances additive manufacturing and repair [J]. *Welding Journal*, 2007, 86(1): 478-85.
- [7] DAS M, BALLA V K, BASU D, et al.. Laser processing of SiC particle reinforced coating on titanium [J]. *Scripta Materialia*, 2010, 63(4): 438-41.
- [8] YAN H, ZHANG P L, YU Z S. Development and characterization of laser surface cladding (Ti, W)C reinforced Ni-30Cu alloy composite coating on copper [J]. *Optics and Laser Technology*, 2012, 44(5): 1351-8.
- [9] CAM G, KOCAK M. Progress in joining of advanced materials [J]. *International Materials Reviews*, 1998, 43: 1-44.
- [10] 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: 133-164.
- [11] HUANG W D, LI Y M. Laser solid forming of metal powder materials [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2002, 3: 40-3.
- [12] PENG L, TAIPING Y, SHENG L, et al.. Direct laser fabricating of laser alloy samples [J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2005, 45(11): 1288-1294.
- [13] DINDA G P, DASGUPTA A K, MAZUMDER J. Texture control during laser deposition of nickel-based superalloy [J]. *Scripta Materialia*, 2012, 67(5): 503-506.
- [14] 王华明. 金属材料激光表面改性与高性能金属零件激光快速成形技术研究进展 [J]. *航空学报*, 2002, 23(5): 473-478.
- WANG H M. Research progress on laser surface modifications of metallic materials and laser rapid forming of high performance metallic components [J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2002, 23(5): 473-478. (in Chinese)
- [15] LIU F, LIN X, YANG G, et al.. Recrystallization and its influence on microstructures and mechanical properties of laser solid formed nickel base superalloy Inconel 718 [J]. *Rare Metals*, 2011, 30(1): 433-438.
- [16] 吴伟辉, 杨永强, 来克翊. 选区激光熔化快速成型过程分析 [J]. *华南理工大学学报*, 2007, 35(3): 22-27.
- WU W H, YANG Y Q, LAI K X. Process analysis

- of rapid prototyping with selective laser melting [J]. *Journal of South China University of Technology*, 2007, 35(3):22-27. (in Chinese)
- [17] JIA Q B, GU D D. Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts; Desification, microstructure and properties [J]. *Journal Alloys and Compounds*, 2014, 585(6):713-721.
- [18] 张剑锋. Ni 基金属粉末激光直接烧结成形及关键技术研究[D]. 南京:南京航空航天大学, 2002.
ZHANG J F. *Study on direct selective laser sintering of Ni-based metallic powder and key technologies*[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2002. (in Chinese)
- [19] LIU F CH, LIN X, SONG M H, *et al.*. Effect of intermediate heat treatment temperature on microstructure and notch sensitivity of laser solid formed Inconel 718 superalloy [J]. *Journal of Wuhan University of Technology-Mater*, 2011, 26(5):908-913.
- [20] ZHAO X M, CHEN J, LIN X, *et al.*. Study on microstructure and mechanical properties of laser rapid forming Inconel 718 [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 478(1-2):119-124.
- [21] DAVIS NIKEL J R. *Cobalt, and Their Alloys* [M]. USA: ASM International, Metals Park, OH, 2000.
- [22] MATTHEW J. *Donachie. Superalloys-A technical guide*[M]. USA: ASM International, Metals Park, OH, 2002.
- [23] WEI X P, ZHENG W J, SONG ZH G. Elemental partitioning characteristics of equilibrium phases in inconel 718 Alloy at 600-1 100°C [J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2013, 20(6):88-94.
- [24] JIA Q B, GU D D. Selective laser melting additive manufactured Inconel 718 superalloy parts: High-temperature oxidation property and its mechanisms [J]. *Optics & Laser Technology*, 2014, 62(10):161-171.

作者简介:



闫岸如(1988—),女,山西原平人,博士研究生,主要从事激光选区熔化方面研究。E-mail: yananru @ emails. bjut. edu. cn

导师简介:



王智勇(1970—),男,重庆人,研究员,博士生导师,1992年于北京理工大学获得学士学位,1995年、1998年于北京工业大学分别获得硕士、博士学位,主要从事大功率半导体激光器,大功率光纤激光器,激光加工方面的研究。E-mail: zywang@bjut. edu. cn

(本栏目编辑:马 健)

(版权所有 未经许可 不得转载)