

镍基单晶高温合金选区激光熔化成形工艺及组织

潘爱琼^{1,2*}, 张辉¹, 王泽敏²

¹ 郑州科技学院机械工程学院, 河南 郑州 450064;

² 华中科技大学武汉光电国家实验室, 湖北 武汉 430074

摘要 采用选区激光熔化(SLM)技术,研究了工艺参数对成形 SRR99 镍基单晶高温合金裂纹、气孔、显微组织等的影响。结果表明,在激光功率一定的条件下,设置合理的扫描速度、扫描间距、分层厚度可成形高致密度试样。激光体能量密度是影响 SRR99 合金裂纹和气孔的重要因素。裂纹数量和尺寸随激光体能量密度的增大急剧增加。裂纹大多始于熔覆层的层间交界处,有明显的沿晶开裂特征。激光体能量密度过低时,气孔呈不规则形;随着激光体能量密度增大,气孔形貌向圆形转变。SLM 沉积试样组织为微细的枝晶组织,一次枝晶间距随沉积高度的增加略有增大,二次枝晶不发达。

关键词 激光技术; 选区激光熔化; 镍基单晶高温合金; 致密度; 显微组织

中图分类号 TG249

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.1102007

Process Parameters and Microstructure of Ni-Based Single Crystal Superalloy Processed by Selective Laser Melting

Pan Aiqiong^{1,2*}, Zhang Hui¹, Wang Zemin²

¹ School of Mechanical Engineering, Zhengzhou University of Science and Technology, Zhengzhou, Henan 450064, China;

² Wuhan National Laboratory for Optoelectronics, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan, Hubei 430074, China

Abstract To investigate the impacts of process parameters on the cracking behavior, porosity, and microstructure, an SRR99 nickel-based superalloy was fabricated by selective laser melting (SLM) technology. The results show that high-density samples can be prepared by setting reasonable scanning velocity, hatch spacing, and layer thickness under the fixed laser power. The laser volume energy density is the main parameter that affects crack and porosity of the SRR99 nickel-based superalloy. The number and size of cracks increase sharply as the laser volume energy density rises. It is found that most of the cracks originate in the interface of cladding layers and propagate along intergrain boundaries. At the same time, the pores are irregularly shape when the laser volume energy density is inadequate, whereas they gradually transform from irregularity to roundness with the increase of the laser volume energy density. The microstructures of the SLM deposition samples are superfine columnar dendrites. In addition, the primary dendrite spacing increases slightly with the increase of building height, and secondary dendrite arms are underdeveloped.

Key words laser technique; selective laser melting; Ni-based single crystal superalloy; relative density; microstructure

OCIS codes 140.3390; 140.3510; 160.3900

1 引言

镍基单晶高温合金具有较好的抗蠕变性能和持久性能,被广泛用于制造先进燃气涡轮发动机导向叶片和工作叶片等关键部件,其性能主要取决于合

金成分和制备工艺。镍基单晶高温合金主要由 Ni 和合金元素 Cr、Co、Al、Ti 等组成。由于减少了能够降低熔点的晶界强化元素,镍基单晶高温合金的强度比等轴晶和定向柱状晶高温合金提高很多^[1-2]。传统的定向凝固技术 Bridgman 是制备单晶叶片最

收稿日期: 2019-04-26; 修回日期: 2019-05-21; 录用日期: 2019-07-11

基金项目: 国家 973 计划(613281)、国防科工局技术基础科研项目(JSCG2016204B001)

* E-mail: panaiqiong@163.com

有效的一种方法,但该方法最大的技术缺陷是温度梯度随着凝固过程的进行下降很快,难以制备大尺寸复杂结构的工业燃气轮机叶片。增大工艺的温度梯度和冷速成为单晶叶片制备的发展方向^[3-4]。

选区激光熔化(SLM)成形是一种先进的增材制造技术。该技术基于分层制造理念,可在不使用模具的条件下成形尺寸精度高、冶金结合良好的任意复杂形状的零部件^[5-6]。SLM技术利用高能激光束将金属粉末完全熔化,成形时微熔池内部的冷却速率可高达 10^6 K/s^[7],温度梯度可达 10^7 K/m^[8],是一种非常有潜力的制备单晶叶片的新工艺。

目前,关于镍基单晶高温合金激光成形的研究较多:Gäumann等^[9-10]采用激光立体成形技术在铸造单晶基板上快速成形了CMSX-4定向凝固组织,并研究了单晶合金枝晶的生长行为;梁静静等^[11]采用激光立体成形技术在同种成分的传统铸造单晶合金(001)晶面上外延生长了修复层;罗登^[12]研究了镍基单晶高温合金激光修复工艺及其生长行为。这些研究都为激光成形单晶高温合金提供了理论依据。SLM技术相对激光立体成形技术而言,在零件成形精度和柔性化程度等方面均有更优异的表现^[13-15],但采用SLM技术成形镍基单晶高温合金的相关研究迄今还鲜有报道。在前期研究的基础上^[16-17],本文利用SLM技术成形了一种镍基单晶高温合金,重点研究了工艺参数对试样致密度、气孔、裂纹和显微组织的影响,该研究可为复杂单晶零件的SLM成形提供参考。

2 实验

2.1 设备

SLM成形实验采用自主研发的NRD-SLM100型设备,该设备配有IPG光纤激光器,波长为1070 nm,最大输出功率为200 W,光斑直径为100 μm 。在成形过程中,成形腔内充满纯度为99.99%的氩气以防止成形件被氧化。

2.2 材料

实验以雾化SRR99镍基单晶高温合金粉末为原料,其化学成分(质量分数)为Al(5.5%),Ti(2.2%),Cr(8.5%),Co(5.0%),Ta(2.8%),W(9.5%),C(0.015%),Ni余量,理论密度约为8.56 g/cm³。粉末形貌如图1所示,粒径不大于45 μm ,且大部分粉末颗粒呈球形,表面光滑,具有较好的流动性,有利于成形。

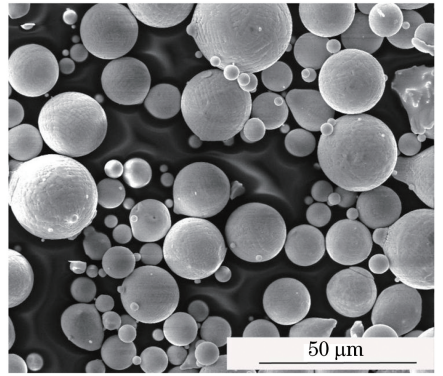


图1 SRR99粉末的扫描电子显微镜(SEM)形貌

Fig. 1 SEM image of SRR99 powder

2.3 方法

在实验前,将粉末在干燥炉中烘干,以去除粉末中的水分,提高粉末的流动性和成形质量。烘干温度设为120 $^{\circ}\text{C}$,保温60 min。选用传统定向凝固的SRR99单晶高温合金作为基板,在其(001)晶面上进行SLM成形。成形前,用砂纸将基板表面打磨平整,然后用酒精和丙酮依次清洗基板表面,并将其固定在设备成形腔内调平备用。根据前期基础工艺实验结果,采用正交层错扫描策略成形,即激光在成形当前粉末层时采用蛇行路径扫描,下一层成形时激光扫描方向顺时针旋转90 $^{\circ}$ 。实验参数如表1所示,成形的块体试样尺寸为6 mm \times 4 mm \times 6 mm。用线切割方式将成形的块体试样从基板上取下来,用阿基米德排水法测算试样的密度,其与标准密度(8.56 g/cm³)的比值即为块体试样的致密度(相对密度),然后依次对试样进行镶嵌、研磨、抛光、腐蚀,制作金相试样。采用EPIPHOT300光学显微镜(OM)和Quanta 200环境SEM观察SLM成形试样的气孔、裂纹和显微组织。采用X'Pert PRO型X射线衍射仪(XRD)分析试样的物相组成。

表1 SLM实验参数

Table 1 Parameters for SLM process

Parameter	Value
Laser power /W	160
Scanning velocity /($\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$)	10,15,20,25,30,35
Hatch spacing / μm	60,80,100,120
Layer thickness / μm	20,30,40,50,
Phase angle /($^{\circ}$)	90

3 结果与分析

3.1 工艺参数对致密度的影响

在SLM成形过程中,影响试样致密度的工艺

因素主要包括激光功率、扫描速度、扫描间距、分层厚度等,且这些因素是相互关联的。为了综合考虑这些工艺参数对试样致密度的影响,定义激光体能量密度为 E_v ,它不仅充分反映了 SLM 成形过程中激光束以体热源形式作用于粉床的特点,还综合考虑了几个主要工艺参数对成形质量的影响,其表达式为^[18]

$$E_v = \frac{P}{V \cdot S \cdot L}, \quad (1)$$

式中: P 为激光功率; V 为激光扫描速度; S 为扫描间距; L 为分层厚度。图 2 显示了致密度和激光体能量密度随扫描速度、扫描间距、分层厚度的变化情况。在本系列实验中,激光功率控制在 160 W,其他参数变化见表 1,激光体能量密度最大为 800 J/mm^3 ($V = 10 \text{ m/min}$, $S = 60 \text{ }\mu\text{m}$, $L = 20 \text{ }\mu\text{m}$),最小为 32 J/mm^3 ($V = 50 \text{ m/min}$, $S = 120 \text{ }\mu\text{m}$, $L = 50 \text{ }\mu\text{m}$)。由(1)式可知,当激光功率一定时,激光体能量密度随扫描速度、扫描间距、分层厚度的增大而减小,图 2 中曲线的变化趋势也可以证明这一点。

图 2 中水平虚直线表示试样致密度为 98% 的分界线。从图 2(a)可以明显看到,当扫描间距设置为 $120 \text{ }\mu\text{m}$ 时,在所有扫描速度和分层厚度下,

SRR99 试样的致密度均不高,最高致密度仅为 96.13%。从图 2(b)~(d)可见,随着扫描间距的缩小,试样整体致密度有所上升。当分层厚度设置为 $20 \text{ }\mu\text{m}$ 和 $30 \text{ }\mu\text{m}$ 时,随着扫描速度的提高,试样致密度增大,最高致密度达 99.48%;当分层厚度设置为 $40 \text{ }\mu\text{m}$ 和 $50 \text{ }\mu\text{m}$ 时,试样致密度随扫描速度的提高而先增大后慢慢减小,致密度能超过 98% 的参数明显减少。所以,SRR99 试样 SLM 成形的分层厚度宜设置为 $20 \sim 40 \text{ }\mu\text{m}$ 。图 2(d)显示,当扫描间距缩小到 $60 \text{ }\mu\text{m}$ 时,虽然试样整体致密度不低,但大部分已较难超过 98%;所以,SRR99 试样 SLM 成形的扫描间距宜设置为 $80 \sim 100 \text{ }\mu\text{m}$,这样更有利于提高致密度。在此基础上,通过进一步对比分析不难发现,当扫描速度低于 20 m/min 时,SRR99 试样的致密度相对较低,随着扫描速度的提高,致密度有增大趋势,可见过低的扫描速度不仅成形效率低,而且也不利于试样致密度的提高。综合以上分析可知,设置合理的扫描速度、扫描间距、分层厚度可以得到较致密的试样。当激光功率为 160 W 时,成形试样致密度较好(易超过 98%)的工艺窗口为:扫描速度 $20 \sim 50 \text{ m/min}$,扫描间距 $80 \sim 100 \text{ }\mu\text{m}$,分层厚度 $20 \sim 40 \text{ }\mu\text{m}$ 。

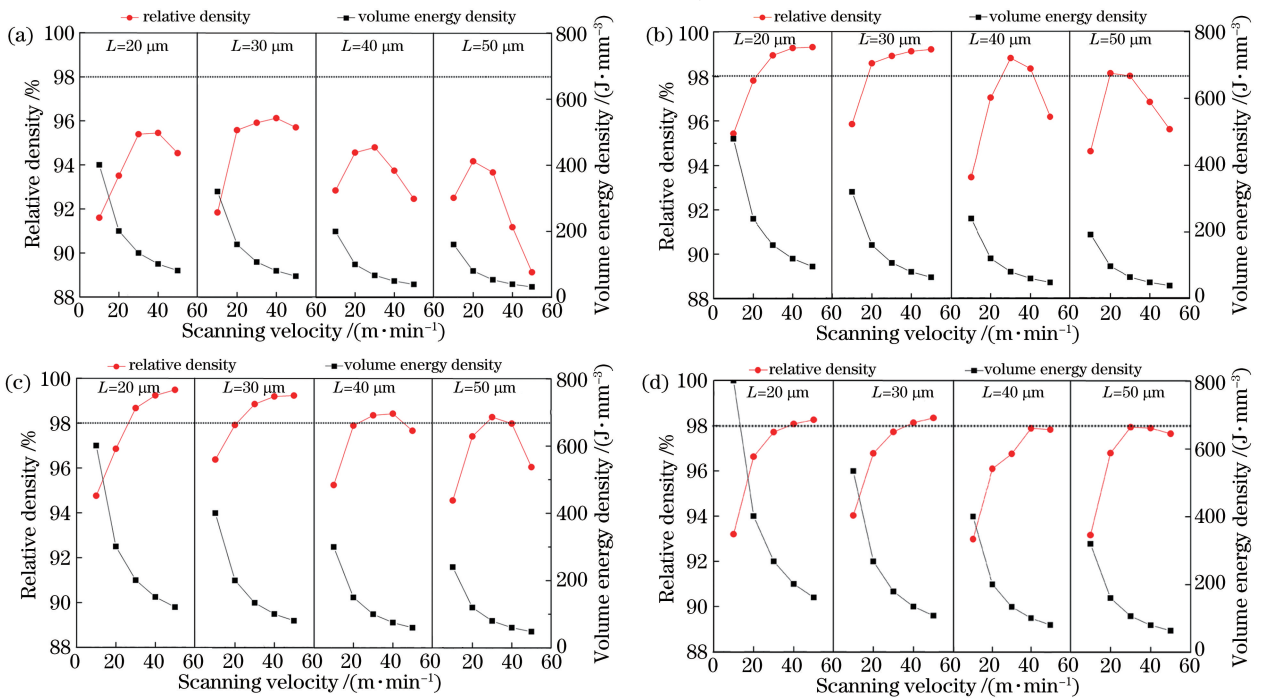


图 2 不同扫描间距下致密度和激光体能量密度随加工工艺参数的变化。

(a) $S = 120 \text{ }\mu\text{m}$; (b) $S = 100 \text{ }\mu\text{m}$; (c) $S = 80 \text{ }\mu\text{m}$; (d) $S = 60 \text{ }\mu\text{m}$

Fig. 2 Variations in relative density and volume energy density with process parameters under different hatch spacings (S). (a) $S = 120 \text{ }\mu\text{m}$; (b) $S = 100 \text{ }\mu\text{m}$; (c) $S = 80 \text{ }\mu\text{m}$; (d) $S = 60 \text{ }\mu\text{m}$

3.2 裂纹及气孔

在 SLM 成形过程中, 高能量密度激光束快速扫过粉体表面, 在极短的时间内使粉体材料熔化并快速凝固, 可产生自下而上超高的温度梯度, 有利于凝固组织的定向生长, 但这种超高的温度梯度也会使 SLM 成形试样产生裂纹。由于从基板到试样上表面温度梯度的大小逐渐降低, 所以具有较大温度梯度的试样近基板侧开裂最严重。

图 3(a)~(d) 是试样近基板侧在不同激光体能量密度下制备的 SRR99 合金成形件的 X-Y 面形貌。当激光体能量密度为 $32 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时, 可在微观结构中观察到极少量裂纹和大量不规则孔洞, 试样致密度仅为 89.14% [图 3(a)]。这是由于在大分层厚度、宽扫描间距下, 激光体能量密度过低, 不能将扫描道上的合金粉末完全熔化, 熔池中金属液的流动性变差, 因而最终出现不规则未熔透孔洞缺陷。此种现象在 SLM 成形 316L 不锈钢、Ti-5Al-2.5Sn

钛合金中也存在^[19-20]。显然, 这种不规则未熔透孔洞的存在严重降低了试样的致密度。当激光体能量密度为 $100 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 时, 试样中仅有极少量的细小裂纹和圆形气孔, 试样致密度为 99.2% , 组织较致密 [图 3(b)]。将激光体能量密度继续提高到 $240 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$, 试样中裂纹和圆形气孔的数量明显增加, 致密度下降到 97.82% [图 3(c)]。观察本组实验最大激光体能量密度 $800 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 下的试样形貌, 发现了大量裂纹和圆形气孔, 裂纹扩展连接呈“口”状, 气孔尺寸也明显增大 [图 3(d)]。可以发现, 气孔形状从不规则形过渡到规则的圆形。这是因为随着能量输入的增加, 液态熔池的对流加剧, 过高的能量输入使得液态金属发生蒸发和气化, 在蒸气压力、液体重力、表面张力等的共同作用下出现小孔塌陷现象, 使得更多的气体被卷入到熔池中形成圆形气孔^[20], 且气孔尺寸随能量输入的增加而增大。

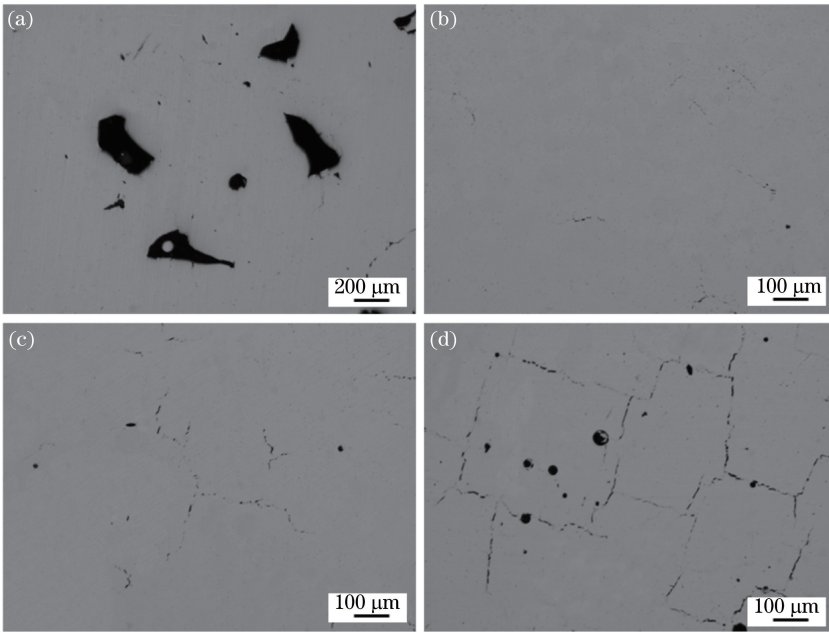


图 3 不同激光体能量密度下制备的 SLM 成形试样的 X-Y 面形貌。(a) $S=120 \text{ mm}, L=50 \text{ mm}, V=50 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}, E_V=32 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$; (b) $S=80 \text{ mm}, L=30 \text{ mm}, V=40 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}, E_V=100 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$; (c) $S=100 \text{ mm}, L=20 \text{ mm}, V=20 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}, E_V=240 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$; (d) $S=60 \text{ mm}, L=20 \text{ mm}, V=10 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}, E_V=800 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$

Fig. 3 Images of X-Y planes in SLM-processed samples at different volume energy densities. (a) $S=120 \text{ mm}, L=50 \text{ mm}, V=50 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}, E_V=32 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$; (b) $S=80 \text{ mm}, L=30 \text{ mm}, V=40 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}, E_V=100 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$; (c) $S=100 \text{ mm}, L=20 \text{ mm}, V=20 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}, E_V=240 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$; (d) $S=60 \text{ mm}, L=20 \text{ mm}, V=10 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}, E_V=800 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$

和其他镍基高温合金类似, SRR99 合金的 Al、Ti 质量分数较高 (大于 6%), 因此在成形过程中热裂敏感性很高^[21], 尤其是在大热输入条件下, 成形试样的裂纹更加严重。图 4 是在 $800 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ 激光

体能量密度条件下, 成形试样 X-Z 面 (沿沉积方向) 的裂纹情况。可以看出, 试样熔覆层间裂纹较多, 裂纹沿沉积方向生长, 大多数裂纹起始于熔覆层间的交界处, 并且萌生于熔池底部, 在下一个熔覆层交界

处转向[图 4(b)],具有明显的沿晶开裂特征。这是由于 SLM 成形是一个温度急剧变化的快冷快热过程,在成形过程中累积了很大的拉应力,而晶界又是

定向凝固组织性能薄弱的环节,因此拉应力积累到一定程度就会导致裂纹沿 SLM 试样晶界产生和扩展。

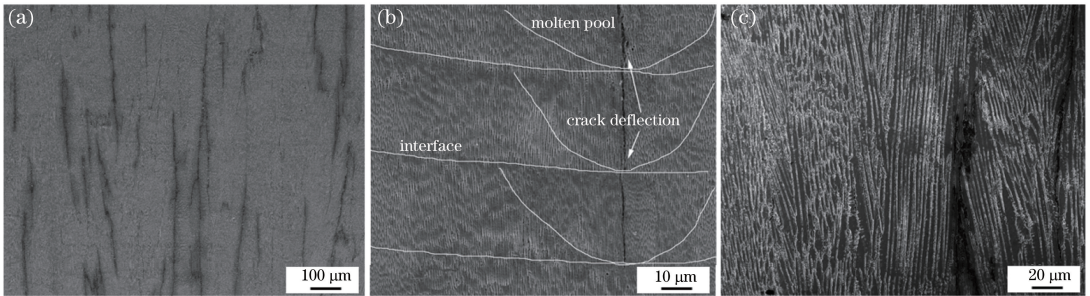


图 4 SRR99 合金 SLM 成形试样 X-Z 面裂纹现象。(a)低倍形貌;(b)高倍形貌;(c)裂纹沿晶间扩展

Fig. 4 Cracking phenomenon of X-Z planes in SLM-processed SRR99 samples.

(a) Macroscopic morphology; (b) microscopic morphology; (c) crack propagation along crystal boundary

3.3 显微组织

SRR99 是一种以 γ 相为基体的镍基高温合金,对 Cr、Co、W 等元素有很大的溶解度,铸态组织中含有大量的 $Ni_3(Al, Ti)\gamma'$ 相,其强化主要是靠 γ 基体的固溶强化和 γ' 相的沉淀强化来实现。SRR99 镍基高温合金的铸态组织一般较粗大,一次枝晶间距可达几百微米,不利于其力学性能的提高。图 5 显示了 SLM 沉积试样 X-Z 面的显微组织,可以看出,SLM 沉积试样组织为微细的枝晶组织,从铸态基板沿着沉积方向自底部向上生长,并与基板实现了良好的冶金结合,SLM 试样层间痕迹明显,但不影响枝晶的定向生长。在靠近基板处,一次枝晶间距很小,仅为 $1\sim 2\ \mu m$ 。随着沉积高度的增加,一次枝晶间距略微增大,且出现不发达的二次枝晶[图 5(b)]。这是由于在 SLM 成形初期,微小的高温液态熔池在相对巨大的冷却基板上形成,熔池中的热

量迅速被基板带走,形成了自底向上极大的温度梯度和凝固速度,这使得 SLM 试样具有细小的组织。随着沉积过程的进行,已沉积部分累积的热量未能充分扩散,使熔池的温度梯度有所降低,这就导致试样一次枝晶间距随成形高度增加而略有增大,并出现不发达的二次枝晶。仔细观察发现,在 SLM 试样的微观组织上存在着白色、细小、少量弥散分布的块状析出物[图 5(a)]。已有研究表明,镍基单晶高温合金中的这种析出物是 MC 碳化物^[11,22]。通过 EDS 能谱分析发现,析出物中含有大量的 Ta、Ti 和 C 元素,这就证明了 SLM 组织中碳化物的存在,其尺寸比铸态组织中的细小了很多。此外,还可以发现,在铸态基板的 γ 相上弥散均匀地分布着大量的立方状 γ' 相,但在 SLM 组织中却没有发现 γ' 相。这主要是由于 SLM 成形时冷却速度太快, γ' 相的尺寸十分细小,因此即使在高倍 SEM 组织中也很难被发现。

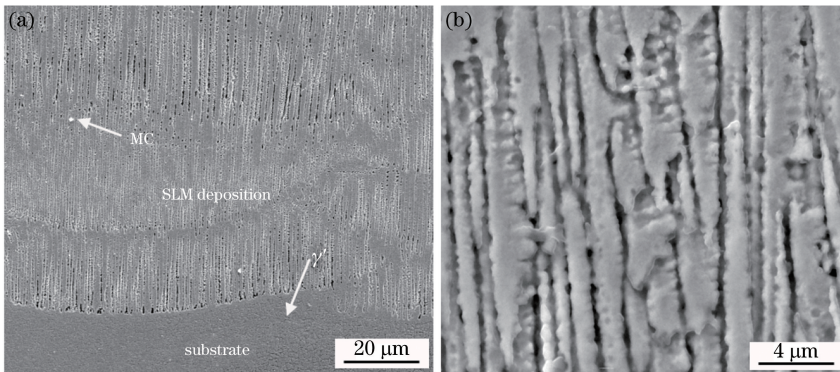


图 5 SLM 沉积试样 X-Z 面 SEM 组织。(a)底部;(b)中部

Fig. 5 SEM microstructures of SLM deposition sample. (a) Bottom; (b) middle

3.4 物相分析

图 6 所示为 SRR99 镍基高温合金粉末、铸造基

板及不同激光体能量密度下制备的 SLM 试样的 XRD 分析结果。可以看出,铸造基板及不同工艺成

形的 SLM 试样均存在 γ 相和 γ' 相,凝固速率的提高并不影响物相的类型,只是使各物相得到了极大的细化。SLM 试样和定向凝固铸造基板均有强烈的(200)择优取向,结合图 5 可发现,SLM 试样组织保

持了单晶铸态基板的生长取向,有较好的外延生长特性。与定向凝固铸造基板的衍射峰相比,SLM 试样的衍射峰略微向低角度移动[图 6(b)],这主要是由于在 SLM 快速凝固过程中发生了晶格畸变^[23-24]。

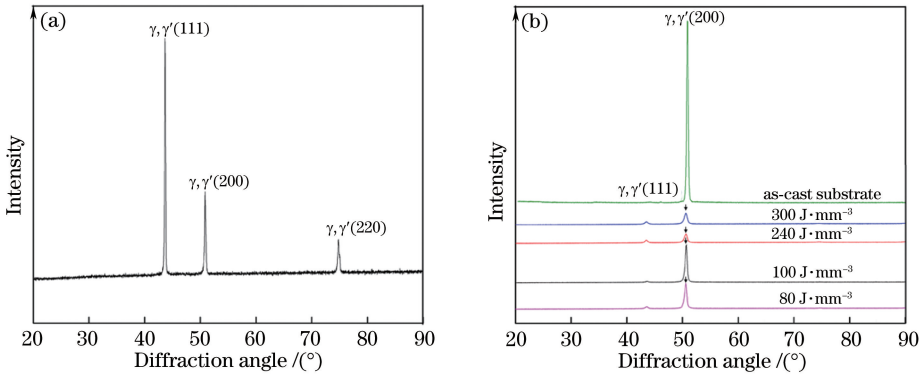


图 6 XRD 衍射图谱。(a) 粉末;(b) 铸态基板和不同激光体能量密度下 SLM 沉积试样

Fig. 6 XRD diffraction patterns. (a) Powder; (b) as-cast substrate and SLM deposition samples with different volume energy densities

4 结 论

采用 SLM 技术制备了 SRR99 镍基单晶高温合金块体。研究发现,试样致密度受激光功率、扫描速度、扫描间距和分层厚度等工艺参数的影响。当激光功率为 160 W 时,在扫描速度 20~50 m/min、扫描间距 80~100 μm 、分层厚度 20~40 μm 的工艺窗口下更容易制得高致密度(98%)的试样。激光体能量密度对成形试样中的裂纹和气孔有重要影响。在可成形热输入条件下,试样中的裂纹数量和尺寸随激光体能量密度的增大而急剧增大。研究发现大多数裂纹起始于熔覆层间的交界处,并在下一个熔覆层交界处转向,有明显的沿晶开裂特征。气孔形貌主要呈不规则形和圆形两种:当激光体能量密度过低时,气孔呈不规则形;随着激光体能量密度增大,气孔形貌转为圆形。试样组织为微细的枝晶组织,一次枝晶间距仅为 1~2 μm ,且随沉积高度增加而略有增大,二次枝晶不发达。SLM 试样主要由 γ 相和 γ' 相组成,此外还有弥散分布的 MC 碳化物。与铸态基板组织相比,SLM 试样的 XRD 衍射图谱向低角度移动,说明其发生了晶格畸变。

参 考 文 献

[1] Hu Z Q, Liu L R, Jin T, *et al.* Development of the Ni-base single crystal superalloys [J]. *Aeroengine*, 2005, 31(3): 1-7.
胡壮麒, 刘丽荣, 金涛, 等. 镍基单晶高温合金的发展 [J]. *航空发动机*, 2005, 31(3): 1-7.

[2] Sun X F, Jin T, Zhou Y Z, *et al.* Research progress of nickel-base single crystal superalloys [J]. *Materials China*, 2012, 31(12): 1-11.
孙晓峰, 金涛, 周亦胄, 等. 镍基单晶高温合金研究进展 [J]. *中国材料进展*, 2012, 31(12): 1-11.

[3] Carter P, Cox D C, Gandin C A, *et al.* Process modelling of grain selection during the solidification of single crystal superalloy castings [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, 280 (2): 233-246.

[4] Wang F, Ma D X, Zhang J, *et al.* A high thermal gradient directional solidification method for growing superalloy single crystals [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214(12): 3112-3121.

[5] Ma M M, Wang Z M, Wang D Z, *et al.* Control of shape and performance for direct laser fabrication of precision large-scale metal parts with 316L stainless steel [J]. *Optics & Laser Technology*, 2013, 45: 209-216.

[6] Wang Z M, Guan K, Gao M, *et al.* The microstructure and mechanical properties of deposited-IN718 by selective laser melting [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2012, 513: 518-523.

[7] Khairallah S A, Anderson A. Mesoscopic simulation model of selective laser melting of stainless steel powder [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214(11): 2627-2636.

[8] Wang J C. Research on the temperature field and the heat transfer of tiny molten pool during selective laser melting of Inconel 718 [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016.

- 王佳琛. Inconel 718 合金选区激光熔化温度场及微熔池传热研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.
- [9] Gäumann M, Bezençon C, Canalis P, *et al.* Single-crystal laser deposition of superalloys: processing-microstructure maps[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(6): 1051-1062.
- [10] Gäumann M, Henry S, Cléton F, *et al.* Epitaxial laser metal forming: analysis of microstructure formation[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 271(1/2): 232-241.
- [11] Liang J J, Yang Y H, Zhou Y Z, *et al.* Microstructures of nickel-base single-crystal superalloy prepared by laser solid forming[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, 46(12): 3753-3759.
梁静静, 杨彦红, 周亦胄, 等. 激光立体成形镍基单晶高温合金显微组织研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2017, 46(12): 3753-3759.
- [12] Luo D. Research on process and growth behavior in laser repairing of nickel-base single crystal superalloy [D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2016.
罗登. 镍基单晶高温合金激光修复工艺及生长行为研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2016.
- [13] Yang Y Q, Wang D, Wu W H. Research progress of direct manufacturing of metal parts by selective laser melting[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2011, 38(6): 0601007.
杨永强, 王迪, 吴伟辉. 金属零件选区激光熔化直接成型技术研究进展(邀请论文)[J]. *中国激光*, 2011, 38(6): 0601007.
- [14] Domashenkov A, Plotnikova A, Movchan I, *et al.* Microstructure and physical properties of a Ni/Fe-based superalloy processed by selective laser melting [J]. *Additive Manufacturing*, 2017, 15: 66-77.
- [15] Carter L N, Wang X, Read N, *et al.* Process optimisation of selective laser melting using energy density model for nickel based superalloys [J]. *Materials Science and Technology*, 2016, 32(7): 657-661.
- [16] Pan A Q, Zhang L, Wang Z M. Directional solidification microstructure and segregation of SRR99 superalloys by selective laser melting [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2017, 54(10): 101409.
潘爱琼, 张莉, 王泽敏. 选区激光熔化 SRR99 高温合金的定向凝固组织及偏析[J]. *激光与光电子学进展*, 2017, 54(10): 101409.
- [17] Pan A Q, Zhang H, Wang Z M. Molten pool microstructure of Ni-based single crystal superalloys fabricated by selective laser melting [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2017, 54(7): 071402.
潘爱琼, 张辉, 王泽敏. 选区激光熔化镍基单晶高温合金的熔池显微组织 [J]. *激光与光电子学进展*, 2017, 54(7): 071402.
- [18] Wei K W, Wang Z M, Zeng X Y. Element loss of AZ91D magnesium alloy during selective laser melting process[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2016, 52(2): 184-190.
魏恺文, 王泽敏, 曾晓雁. AZ91D 镁合金在激光选区熔化成形中的元素烧损[J]. *金属学报*, 2016, 52(2): 184-190.
- [19] Kamath C, El-Dasher B, Gallegos G F, *et al.* Density of additively-manufactured, 316L SS parts using laser powder-bed fusion at powers up to 400 W [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, 74: 65-78.
- [20] Gao P, Wei K W, Yu H C, *et al.* Influence of layer thickness on microstructure and mechanical properties of selective laser melted Ti-5Al-2.5Sn alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2018, 54(7): 999-1009.
高飘, 魏恺文, 喻寒琛, 等. 分层厚度对选区激光熔化成形 Ti-5Al-2.5Sn 合金组织与性能的影响规律 [J]. *金属学报*, 2018, 54(7): 999-1009.
- [21] Sun H Q, Zhong M L, Liu W J, *et al.* Cracking sensitivity on laser cladding Inconel 738 on directionally solidified Ni-base superalloy[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2005, 25(2): 26-31.
孙鸿卿, 钟敏霖, 刘文今, 等. 定向凝固镍基高温合金上激光熔覆 Inconel 738 的裂纹敏感性研究[J]. *航空材料学报*, 2005, 25(2): 26-31.
- [22] Han G M, Yang Y H, Yu J J, *et al.* Temperature dependence of anisotropic stress-rupture properties of nickel-based single crystal superalloy SRR99 [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, 21(8): 1717-1721.
- [23] Gu D D, Hagedorn Y C, Meiners W, *et al.* Densification behavior, microstructure evolution, and wear performance of selective laser melting processed commercially pure titanium [J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(9): 3849-3860.
- [24] Wang F D. Mechanical property study on rapid additive layer manufacture Hastelloy® X alloy by selective laser melting technology [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, 58: 545-551.