

# 选区激光熔化成形多孔铝合金的显微组织及 微观力学性能研究

钱德宇<sup>1,2</sup> 陈长军<sup>2</sup> 张 敏<sup>2</sup> 王晓南<sup>3</sup> 敬和民<sup>1</sup>

<sup>1</sup>安徽工业大学材料科学与工程学院, 安徽 马鞍山 243002

<sup>2</sup>苏州大学机电工程学院激光加工中心, 江苏 苏州 215021

<sup>3</sup>苏州大学沙钢钢铁学院, 江苏 苏州 215021

**摘要** 选区激光熔化(SLM)技术是一种典型的快速成形技术,使用高能激光束熔化金属粉末,逐层堆积,直接成形复杂高性能金属零部件。为了对SLM成形多孔铝合金的性能进行研究,利用扫描电子显微镜、能量色散X射线荧光光谱、纳米压痕等测试手段分析了多孔铝合金的表面形貌、孔隙率、显微组织、相组成及微观力学性能。结果表明,激光功率为130 W时,孔隙率达到最大,多孔合金的显微组织细化,晶粒尺度达到纳米级别;激光功率变化对多孔铝合金的纳米硬度影响较大,但对弹性模量的影响不明显,其中 $\alpha$ -Al相的弹性模量约为65 GPa, $\alpha$ -Al+Si共晶组织相的弹性模量约为85 GPa。

**关键词** 激光技术; 选区激光熔化; 多孔铝合金; 孔隙率; 显微组织; 纳米压痕; 微观力学性能

中图分类号 TG456.7 文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201643.0403002

## Study on Microstructure and Micro-Mechanical Properties of Porous Aluminum Alloy Fabricated by Selective Laser Melting

Qian Deyu<sup>1,2</sup> Chen Changjun<sup>2</sup> Zhang Min<sup>2</sup> Wang Xiaonan<sup>3</sup> Jing Hemin<sup>1</sup>

<sup>1</sup>School of Materials Science and Engineering, Anhui University of Technology, Maanshan, Anhui 243002, China

<sup>2</sup>Laser Processing Research Center, School of Mechanical and Electrical Engineering, Soochow University, Suzhou, Jiangsu 215021, China

<sup>3</sup>School of Iron and Steel, Soochow University, Suzhou Jiangsu 215021, China

**Abstract** Selective laser melting (SLM) is a typical rapid forming technique, and complex metallic components with high performance are fabricated directly by using high energy laser beam for melting the metallic powder and layer-by-layer deposition. To investigate the properties of porous aluminum alloy fabricated by SLM, surface morphology, porosity, microstructure, phase composition and micro-mechanical properties of porous aluminum alloy are studied by the scanning electron microscope, energy dispersive X-ray spectroscopy and nanoindentation. The results show that the porosity of the porous aluminum alloy reaches its maximum, the microstructure is refined and the grain size reaches the nanometer level when the laser power is 130 W. The nano hardness of the porous aluminum alloy changes with laser power, while the the elastic modulus does not change obviously. The elastic modulus of the  $\alpha$ -Al phase is around 65 GPa, and the elastic modulus of the  $\alpha$ -Al+Si phase is around 85 GPa.

**Key words** laser technique; selective laser melting; porous aluminum alloy; porosity; microstructure; nanoindentation; micro-mechanical properties

**OCIS codes** 140.3390; 350.3390; 140.3590

收稿日期: 2015-10-28; 收到修改稿日期: 2015-12-01

基金项目: 科技部重大合作项目(2010DFB3100)、国家自然科学基金(51104110)

作者简介: 钱德宇(1989—),男,硕士研究生,主要从事激光增材制造方面的研究。E-mail: 306813862@qq.com

导师简介: 陈长军(1976—),男,博士,教授,主要从事激光制造与再制造方面的研究。

E-mail: chjchen2001@aliyun.com(通信联系人)

## 1 引言

多孔材料相对于实体金属具有相对密度小、比表面积大、电磁屏蔽性能好、吸能减震性能好等特点,还有优异的物理特性和良好的力学性能,在高端技术领域获得了广泛应用<sup>[1]</sup>。

多孔金属的制备方法很多,主要有熔体发泡法<sup>[2]</sup>、粉末冶金法<sup>[3]</sup>、固/气共晶凝固法<sup>[4]</sup>等。熔体发泡法虽然工艺简单、成本低廉,但存在一定的局限性,如制备的多孔体结构不均匀,材料结构强度较低,多孔金属内部易生成裂纹等。粉末冶金法虽然具有生产周期短、效率高等优点,但存在强度不高、精度较低、空隙中残留物较多、孔的形状大小分布不易控制等缺点。固/气共晶凝固法可以通过改变工艺参数控制孔径的大小及分布,但其对控制过程要求极高,不易实现。上述方法在各自特定领域内有一定的适用性,但其工艺局限性也很突出,因此,开发新型制备工艺技术具有重要意义。

选区激光熔化(SLM)技术是一种新型的快速成形技术,该技术在航空航天、汽车制造、生物医学等领域具有良好的应用前景,是近年来金属增材制造领域的研究热点<sup>[5-9]</sup>。目前,国内外对SLM技术在铝合金粉末上的应用都有一定的研究。Kempen等对两种不同的AlSi10Mg粉末进行了SLM成形试验研究,通过对扫描速度、扫描间距和激光功率的优化,获得了99%致密度和约20  $\mu\text{m}$ 表面粗糙度的成形性能,分析发现粉末形状、粒径及化学成分是影响成形质量的主要因素。张冬云等<sup>[10]</sup>认为不同的铝合金粉末具有不同的加工阈值,分析了铝合金SLM制造中铺粉性能和表面性能差的原因,为获得完全致密的铝合金零件提供了可能。国内外对SLM成形铝合金中氧化、残余应力、孔隙缺陷及致密度等问题的研究获得一定的进展<sup>[11]</sup>,但鲜有研究工艺参数对多孔铝硅合金的组织及微观力学性能影响的报道。

本文将SLM技术应用于多孔铝硅合金的制备,成功制备出直通孔的铝合金块体,分析试样的孔隙结构,并着重研究了试样的成形机制和微观组织特征。由于SLM技术制备试样的显微组织极度细化,为更精确地研究其不同相的力学性能,采用纳米压痕技术对多孔铝硅合金的纳米硬度、弹性模量变化规律进行了分析。

## 2 试验材料与方法

试验采用AlSi12粉末,其中Si的质量分数为12%,Al的质量分数为88%。图1为AlSi12粉末表面形貌照片,可看出粉末大多呈不规则形状,少数为球状,粉末粒度分布在10~30  $\mu\text{m}$ 。

试验采用SD-MD-APH500型固体脉冲激光器(福克斯激光科技有限公司,中国)构建成形平台。SLM成形示意图如图2所示。首先将铝合金基板固定在工作台上,由于铝合金板具有高反射性,所以试验前要对铝合金板进行黑化处理<sup>[12]</sup>。在基板上铺上一层预设厚度的粉末(约为30~200  $\mu\text{m}$ ),设置好成形参数,激光按照正交扫描路径熔化选区内的金属粉末,扫描路径如图3所示。激光扫描熔化一层后,工作台向下移动一个层厚的距离,逐层铺粉形成一层实体,逐层熔化成形,直至得到完整块状试样。最后对试样进行打磨、抛光、腐蚀,腐蚀液选用5%(体积分数)的HF溶液。采用Axio Vert A1金相显微镜(Carl Zeiss AG公司,德国)观察金相,然后利用S-4700冷场发射扫描电子显微镜(SEM, Hitachi, 日本)观察分析多孔铝硅合金的宏观形貌及微观组织,并对其成分进行能谱分析。多孔铝硅合金维氏硬度采用HXD-1000TMC/LCD显微硬度计测量。利用G200 Nano Indenter型纳米压痕仪(Agilent Technologies公司,德国)测量纳米显微硬度及弹性模量。

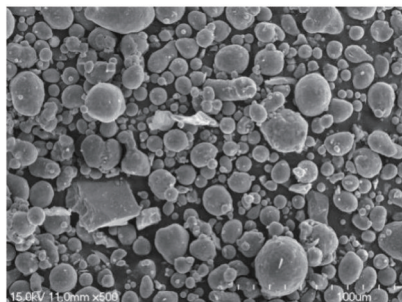


图1 AlSi12粉末形貌

Fig.1 Morphology of AlSi12 powder

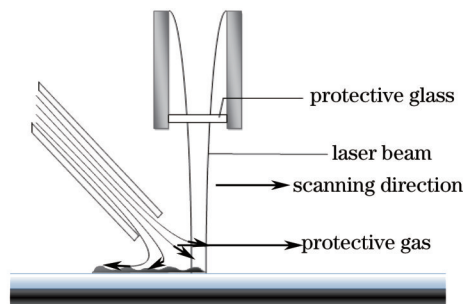


图2 选区激光熔化技术示意图

Fig.2 Schematic diagram of selective laser melting technique

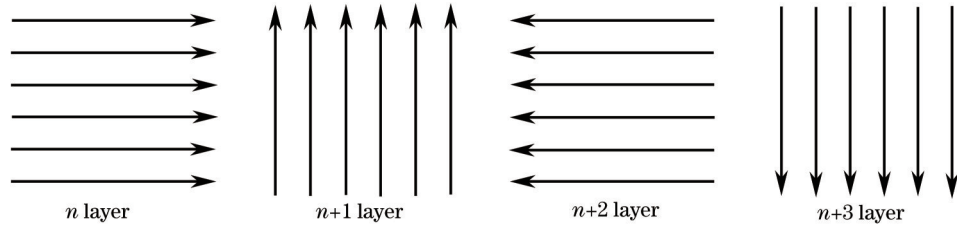


图3 激光束扫描路径示意图

Fig.3 Schematic diagram of laser scanning path

### 3 试验结果与分析

根据单道扫描试验确定激光加工参数范围,主要研究不同功率对SLM技术制取多孔铝合金的影响,具体激光加工工艺参数如表1所示。图4为SLM技术制备的多孔铝合金实物图,外观尺寸为6 mm×6 mm×9 mm。激光扫描成形是一个快速的过程,激光束能量与金属粉末的作用时间为0.25~0.5 ms<sup>[13]</sup>,金属粉末的熔化和凝固在瞬间完成,在如此短暂的热循环之下,只能通过金属粉末颗粒的粘性流动或者熔化的方式快速粘结成形<sup>[14]</sup>。

表1 激光工艺参数

Table 1 Laser processing parameters

Power <i>P</i> /W	Pulse width <i>W</i> /ms	Frequency <i>f</i> /Hz	Defocusing amount <i>J</i> /mm	Scanning speed <i>v</i> /(mm/s)	Line spacing <i>d</i> /mm	Spot diameter <i>D</i> /mm
110	3	30	0	3	1	0.6
120	3	30	0	3	1	0.6
130	3	30	0	3	1	0.6
140	3	30	0	3	1	0.6
150	3	30	0	3	1	0.6
160	3	30	0	3	1	0.6

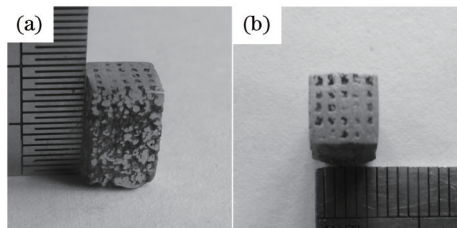


图4 多孔铝合金照片。(a)纵向;(b)横向

Fig.4 Photographs of porous aluminum alloy. (a) Longitudinal section; (b) cross section

#### 3.1 孔隙率分析

图5为不同功率下的多孔铝合金宏观形貌,由图5(a)可知,在110 W较低功率时成形质量较差,网格形貌不连续,预留孔隙形状不规则;从图5(b)~(d)看出,功率在120、130、140 W时都能形成规则的预留孔隙,且随着功率的增大熔化的金属粉末越来越多,单道熔敷线宽度逐渐增加,随着功率的增加,预留孔隙被完全熔化或半熔化状态的铝硅粉末颗粒堵塞;图5(e)、(f)为功率为150 W、160 W时的孔隙形貌图,可以看出当功率增大时,预留孔隙逐渐变小,且试样表面出现明显的气孔缺陷,这是由于功率密度较大导致金属发生严重的汽化和蒸发,当蒸发的金属离开熔池时会对熔池内部的液态金属产生反作用力,导致熔池内的液态金属被挤压至小孔四周无法及时填充,在试样表面形成气孔。分析孔隙形貌变化的主要原因为:1)当激光束辐照于铝硅粉末时,激光束产生的高温使得金属粉末发生熔化形成熔池,具有流动性和对流性的液态熔池会流向熔池区域附近预留孔位置,使预留孔隙处的粉末发生熔化从而堵塞预留孔,该部分的固态为完全熔化的铝硅组织;2)脉冲激光器发出的激光能量呈高斯分布,光斑中心区域能量最高,光斑边缘能量较低。当激光束辐照于金属铝硅粉末时,熔池区域的边缘为热影响区,热影响区与预留孔隙部分区域重合,由于熔池边缘的热影响区温度不足以使金属铝硅粉末发生完全熔化,形成半熔化状态的铝硅颗粒,堵塞预留孔(大部分依赖于预留孔内壁),最终使得实际得到的孔径尺寸小于预留孔径。

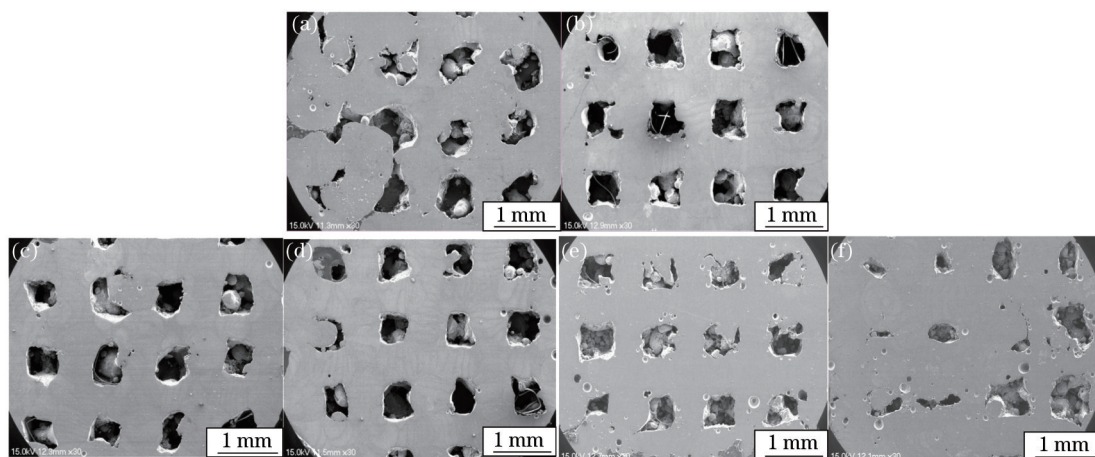


图5 不同功率时多孔铝合金横截面形貌。(a) 110 W; (b) 120 W; (c) 130 W; (d) 140 W; (e) 150 W; (f) 160 W  
 Fig.5 Cross-section morphology of porous aluminum alloy at different powers. (a) 110 W; (b) 120 W; (c) 130 W; (d) 140 W; (e) 150 W; (f) 160 W

图6为不同功率下对应的孔隙率变化,孔隙率在130 W时达到最大,约为21%。功率较低时粉末不能完全熔透,熔化粉末较少,球化严重,预留孔隙被未完全熔化的粉末堵塞,故孔隙率低;随着功率的增大,粉末完全熔化,球化现象减少,孔隙形貌较好;当功率大于130 W时,随着激光能量的增大,熔化粉末较多,预留孔隙逐渐被熔化粉末堵塞,故孔隙率降低。

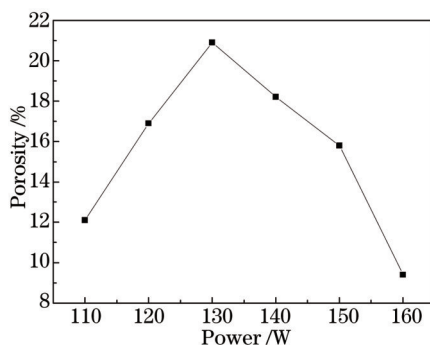


图6 孔隙率随激光功率的变化  
 Fig.6 Porosity as a function of laser power

### 3.2 显微组织分析

图7(a)为多孔铝合金的金相照片,熔敷线层层搭接,形貌清晰可见。图7(b)为功率取130 W时横截面的层层分界面的低倍SEM图像,分层形貌明显,图7(c)~(f)为层层分界面和层间组织的高倍SEM图像,分析发现层层分界面组织可分为两个区域,即晶粒粗大的区域和过渡区域;层间组织为细小的蜂窝状等轴晶,且层层分界面处晶粒粗大,晶粒尺寸分布在1~3 μm之间,层间组织晶粒尺寸约为700 nm。SLM技术制备的多孔铝合金晶粒极度细化,甚至达到纳米级别,主要是由于激光束辐照金属粉末是一个快速熔化和快速凝固的过程,过冷度以及冷却速率较高是晶粒细化的主要原因(冷却速率高达10<sup>6</sup> °C/s<sup>[15]</sup>)。层层分界面实际上为熔池的边界,当激光束按照预设路径扫描加工时,由于存在一定的搭接率,上一个已熔化凝固的未搭接部位没有被下一个激光光斑熔化,该区域被下一个激光光斑进行热处理,相当于退火过程,导致层层分界面区域晶粒变得粗大。

图8为功率取130 W时多孔铝合金纵截面的SEM图像。图8(a)为沉积层低倍形貌,图8(b)为分层结构,图8(c)~(f)分别为层层分界面及层间组织的高倍SEM图像,分析发现层层分界面也分为两个区域,即晶粒粗大区域和过渡区,层层分界面以下为细化的等轴晶粒,层层分界面以上即靠近熔池中心区域为细小的树枝晶组织。由于激光加热和冷却过程非常短暂,导致熔池凝固后熔凝区组织明显细化,呈等轴晶和树枝晶形貌,层层分界面以下未搭接区域在下一个激光光斑作用时发生热量的传导而处于半熔化状态,从而导致层层分界面晶粒粗大的结果。铝合金熔池内部的形核控制因子决定了凝固后的组织形态,即熔池内结晶方

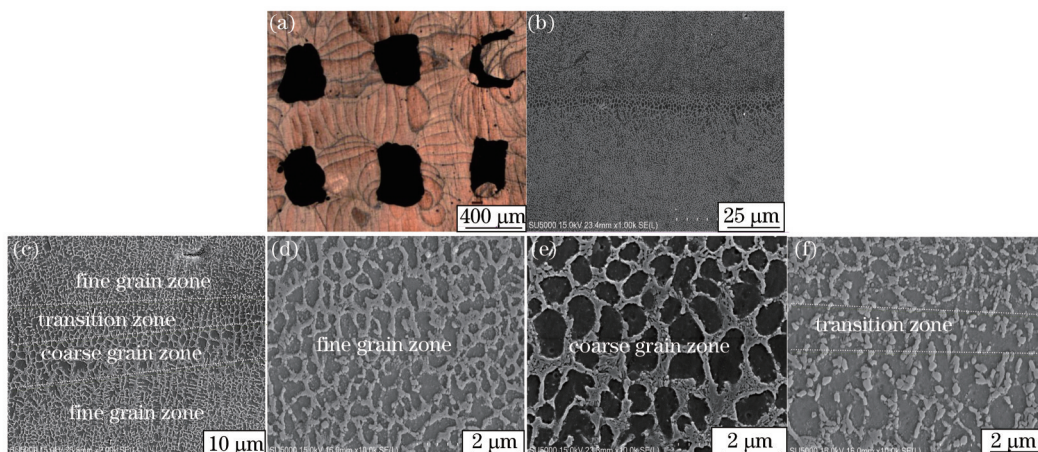


图7 功率为130 W时多孔铝合金横截面微观组织。(a) 搭接形貌; (b) (c) 层层分界面; (d) 细晶区; (e) 粗晶区; (f) 过渡区  
Fig.7 Cross-section microstructure of porous aluminum alloy at 130 W. (a) Overlapping morphology; (b) (c) layer-layer interface; (d) fine grain zone; (e) coarse grain zone; (f) transition zone

向上的温度梯度  $G$  和凝固速度  $R$  (即凝固界面在法线方向上的推进速率) 之比  $G/R$ 。熔池不同位置凝固条件不同, 最终形成的组织结构不同。根据武晓雷等<sup>[16]</sup>的分析可知, 在熔池底部, 凝固速率  $R$  趋近于 0, 使得  $G/R$  值非常高, 温度梯度很大, 凝固组织为胞状晶, 随着向熔池上部推进,  $R$  逐渐增大, 则  $G/R$  逐渐减小, 温度梯度减小, 平面失稳, 出现胞状晶区与枝晶转变区以及枝晶形态的领先相与枝晶间共晶的生长形态, 组织向树枝晶转变, 在表层形成细小的树枝晶组织。

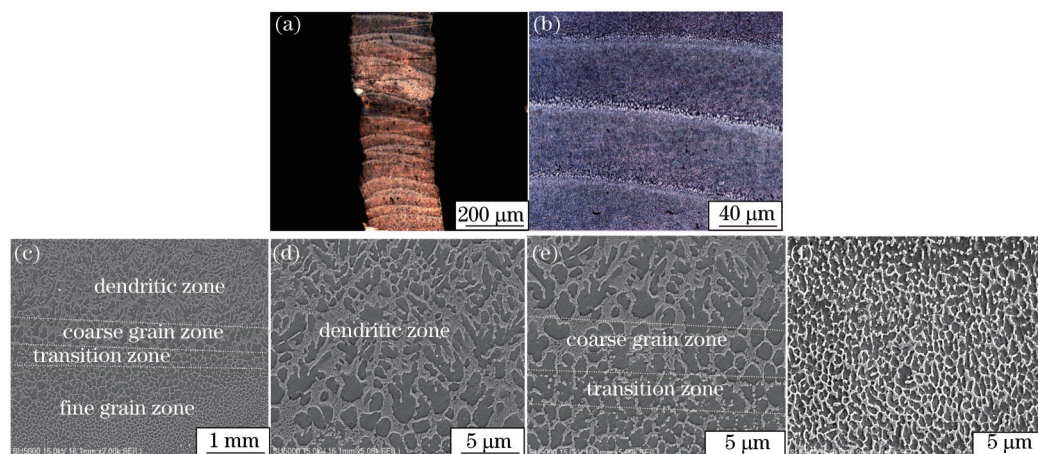


图8 功率为130 W时多孔铝合金纵截面微观组织。(a) 沉积层形貌; (b) 层状结构; (c) 层层分界面; (d) 枝晶区; (e) 过渡区; (f) 细晶区

Fig.8 Longitudinal section microstructure of porous aluminum alloy at 130 W. (a) Morphology of deposit layer; (b) layered structure; (c) layer-layer interface; (d) dendritic zone; (e) transition zone; (f) fine grain zone

图7和图8中暗灰色区域组织为 $\alpha$ -Al固溶体,  $\alpha$ -Al固溶体之间白色发亮的区域为 $\alpha$ -Al+Si共晶组织。图9为SLM技术制备多孔铝合金的面扫描图像, 从图9(b)、(c)可见, 在蜂窝状的等轴晶粒中, Al元素主要填补于胞状结构内部, Si元素主要存在于胞状边界处。SLM技术制备的多孔铝合金维氏显微硬度约为130 HV, 比铸造铝硅合金的显微硬度70 HV提高了约90%, 这是因为合金元素Si在 $\alpha$ -Al中的固溶度增加产生固溶强化(Al-Si合金平衡状态最大固溶极限为1.78%, 快速凝固固溶量为16%<sup>[17]</sup>); 晶粒细小。根据Hall-Petch公式  $H=H_0+Kd^{-1/2}$  ( $H_0$ 为晶内对变形的阻力,  $K$ 为与晶体结构类型相关的常数,  $d$ 为晶粒平均直径<sup>[18-19]</sup>, 晶粒越细小, 显微硬度越高。

### 3.3 微观力学性能分析

纳米压痕技术能够以纳牛和纳米的分辨力连续测控载荷和位移的变化, 所以在测定微小组织的力学性能时能够有效排除周围组织对被测组织的影响, 相对准确地对微小组织的力学性能进行表征。该技术通过

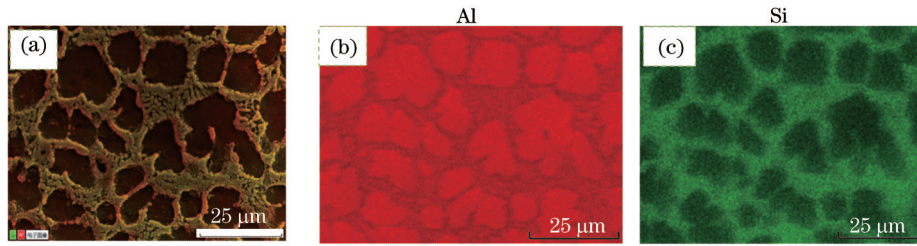


图9 多孔铝合金的面扫描分析。(a) 扫描区域; (b) Al元素; (c) Si元素

Fig.9 Map scanning analysis of porous aluminum alloy. (a) SEM image of scanning area; (b) Al element image; (c) Si element image  
 具有极高力分辨率和位移分辨率的纳米硬度计,在压针压入过程中连续获得载荷-压深加载和卸载曲线,利用 Oliver-Phar 方法对加卸载曲线进行数学解析<sup>[20]</sup>,获得最大压深处的载荷  $P_{max}$  和接触投影面积  $A_c$ ,即可得到材料的纳米硬度和弹性模量值。

实验所用的纳米压痕仪为 G200 Nano Indenter 型,采用 Berkovich 型压头,系统的载荷分辨率为 50 nN,位移分辨率为 0.01 nm。实验加载过程如下:采用载荷控制模式,加载过程中保持加载速率/载荷( $R/P$ )恒定,取  $R/P=0.05 \text{ s}^{-1}$ ,直到压深达到 400 nm,然后以相同速率完成卸载。图 10(a)、(b)分别为 SLM 技术制备的多孔铝合金  $\alpha$ -Al 和  $\alpha$ -Al+Si 共晶组织的纳米压痕载荷位移曲线。由图可知,不同功率下  $\alpha$ -Al 和共晶组织的纳米压痕载荷位移曲线具有相同的趋势,卸载曲线的斜率明显大于加载曲线的斜率,说明压头压入时发生了明显的塑性变形。对于最大位移 400 nm,功率为 110、120、130、140 W 时,对应的  $\alpha$ -Al 相最大载荷分别为 3.55、4.72、5.34、5.66 mN,  $\alpha$ -Al+Si 共晶组织最大载荷分别为 5.02、6.47、7.09、7.59 mN,随着功率的增大,压入相同深度时  $\alpha$ -Al 和  $\alpha$ -Al+Si 两相需要的力越来越大,即随着功率的增加  $\alpha$ -Al 和  $\alpha$ -Al+Si 两相的纳米硬度增加,这是由于随着功率的增大试样组织更加细小致密。同一功率下,压入相同深度时,作用在  $\alpha$ -Al+Si 共晶组织上的载荷大于作用在  $\alpha$ -Al 相的载荷,即  $\alpha$ -Al+Si 共晶组织的纳米硬度大于  $\alpha$ -Al 组织的硬度。

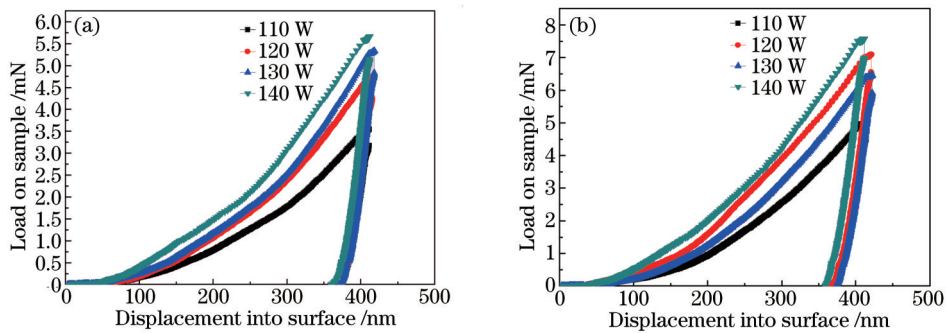


图 10 多孔铝合金的纳米压痕载荷位移曲线。(a)  $\alpha$ -Al 固溶体; (b)  $\alpha$ -Al+Si 共晶组织

Fig.10 Nanoindentation load-displacement curves of porous aluminum alloy. (a)  $\alpha$ -Al solid solution; (b)  $\alpha$ -Al+Si eutectic structure

图 11 为多孔铝合金的两相显微组织硬度与弹性模量随功率的变化。由图 11(a)可见,  $\alpha$ -Al+Si 和  $\alpha$ -Al 的纳米显微硬度随着功率的增加逐渐增大,且  $\alpha$ -Al+Si 的硬度高于  $\alpha$ -Al; 由图 11(b)可知,随着功率的增加,两相

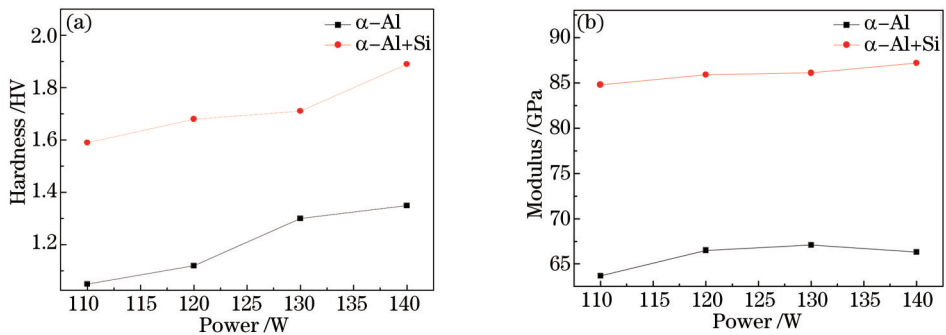


图 11 不同功率下  $\alpha$ -Al 和  $\alpha$ -Al+Si 两相的比较。(a) 纳米显微硬度; (b) 弹性模量

Fig.11 Nano microhardness and elastic modulus of  $\alpha$ -Al and  $\alpha$ -Al+Si at different powers. (a) Nano microhardness; (b) elastic modulus

的弹性模量变化不大, $\alpha$ -Al相的弹性模量在 65 GPa 左右, $\alpha$ -Al+Si 共晶组织相的弹性模量约为 85 GPa,弹性模量是原子间结合力的一种表征,对材料的组织不敏感<sup>[21]</sup>。

## 4 结 论

利用 SLM 技术成功制备了直通孔的多孔铝硅合金,功率为 110、120、130、140、150、160 W 时的孔隙率分别为 12%、17%、21%、18%、15% 和 9%,功率为 130 W 时孔隙率达到最大且孔隙分布均匀。

SLM 技术制得试样的显微组织为蜂窝状等轴晶,晶粒极度细化,层间组织晶粒尺寸达到纳米级,约为 700 nm,层层分界面区域晶粒尺寸为 1~3  $\mu\text{m}$ 。基体组织由 $\alpha$ -Al 相和 $\alpha$ -Al+Si 共晶组织相构成,且 Al 元素主要填补于胞状结构内部,Si 元素主要存在于胞状边界处。由于细晶强化及固溶强化,多孔铝合金的显微硬度约为 130 HV。

随着功率的增加, $\alpha$ -Al 相和 $\alpha$ -Al+Si 共晶组织相的纳米显微硬度逐渐增加,分别由功率为 110 W 时的 1.05 GPa、1.59 GPa 增加到 140 W 时的 1.35 GPa、1.89 GPa。两相的弹性模量变化不明显, $\alpha$ -Al 相的弹性模量在 65 GPa 左右, $\alpha$ -Al+Si 共晶组织相的弹性模量约为 85 GPa。

## 参 考 文 献

- 1 Barnhart J. Manufacturing routes for metallic foams[J]. *Solidification Science*, 2000, 52(12): 22-27.
- 2 Matijasevic-Lux B, Banhart J, Fiechter S, *et al.*. Modification of titanium hydride for improved aluminum foam manufacture[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54(7): 1887-1900.
- 3 Wen C E, Mabuchi M, Yamanda Y, *et al.*. Processing of biocompatible porous Ti and Mg[J]. *Scripta Materialia*, 2001, 45(10): 1147-1153.
- 4 Nakajima H. Fabrication, properties and application of porous metals with directional pores [J]. *Progress in Materials Science*, 2007, 52(7): 1091-1173.
- 5 Wang Junwei, Chen Jing, Liu Yanhong, *et al.*. Research on microstructure of TC17 titanium alloy fabricated by laser forming[J]. *Chinese J Lasers*, 2010, 37(3): 847-851.  
王俊伟,陈静,刘彦红,等.激光立体成形 TC17 钛合金组织研究[J]. *中国激光*, 2010, 37(3): 847-851.
- 6 Yang Haiou, Lin Xin, Chen Jing, *et al.*. Functionally gradient materials prepared with laser rapid forming[J]. *Chinese J Lasers*, 2005, 32(4): 567-570.  
杨海鸥,林鑫,陈静,等.利用激光快速成形技术制造高温合金不锈钢梯度材料[J]. *中国激光*, 2005, 32(4): 567-570.
- 7 Wu Weihui, Yang Yongqiang. Key techniques of selective laser melting rapid prototyping system[J]. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2007, 43(8): 175-180.  
吴伟辉,杨永强.选区激光熔化快速成形系统的关键技术[J]. *机械工程学报*, 2007, 43(8): 175-180.
- 8 Lu Ying, Zhao Jibin, Qiao Hongchao. Investigation of technical and strengthening mechanism research of TiAl alloy by laser shock peening [J]. *Chinese J Lasers*, 2014, 41(10): 1003013.  
陆莹,赵吉斌,乔红超. TiAl 合金激光冲击强化工艺探索及强化机制研究[J]. *中国激光*, 2014, 41(10): 1003013.
- 9 Li Yang, Chen Changjun, Wang Xiaonan, *et al.*. Study on the process and properties of biomedical 316L porous stainless steel prepared by selective laser melting technique[J]. *Applied Laser*, 2015, 35(3): 319-323.  
李洋,陈长军,王晓南,等.选区激光熔化技术制备 316L 多孔不锈钢工艺及性能研究[J]. *应用激光*, 2015, 35(3): 319-323.
- 10 Zhang Dongyun. Model manufacturing process from aluminum alloys using selective laser melting[J]. *Chinese J Lasers*, 2007, 34(12): 1700-1704.  
张冬云.采用区域选择激光熔化法制造铝合金模型[J]. *中国激光*, 2007, 34(12): 1700-1704.
- 11 Zhang Xiaoli, Qi Huan, Wei Qingsong. Experimental study of selective laser melted AlSi12[J]. *Applied Laser*, 2013, 33(4): 391-397.  
张晓丽,齐欢,魏青松.铝合金粉末选择性激光熔化成形工艺优化试验研究[J]. *应用激光*, 2013, 33(4): 391-397.
- 12 Cao Yupeng, Feng Aixin, Xue Wei, *et al.*. Experimental research and theoretical study of laser shock wave induced dynamic strain on 2024 aluminum alloy surface[J]. *Chinese J Lasers*, 2014, 41(9): 0903004.  
曹宇鹏,冯爱新,薛伟,等.激光冲击波诱导 2024 铝合金表面动态应变特性试验研究及理论分析[J]. *中国激光*, 2014, 41(9): 0903004.
- 13 Agarwala M, Bourell D, Beaman J. Direct selective laser sintering of metals[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 1995, 1(1): 26-36.
- 14 Sun Daqing. Study on melting metal powder by selective laser melting[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2007.

- 孙大庆. 金属粉末选区激光熔化实验研究[D]. 北京: 北京工业大学, 2007.
- 15 Chen Guang, Fu Hengzhi. Non equilibrium solidification of new metal materials (2<sup>nd</sup> edition)[M]. Beijing: Science Press, 2005: 64-65.  
陈 光, 傅恒志. 非平衡凝固新型金属材料(第二版)[M]. 北京: 科学出版社, 2005: 64-65.
- 16 Turnbull D. Under what condition can a glass be formed[J]. Contemporary Physics, 1969, 10(5): 473-488.
- 17 Zhang Jinshan. The principle of liquid metal[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2011: 138-142.  
张金山. 金属液态成性原理[M]. 北京: 化学工业出版社, 2011: 138-142.
- 18 Hall E O. The deformation and ageing of milled steel: III discussion of results[J]. Proceedings of the Physical Society Section B, 1951, 64(9): 747-752.
- 19 Petch N J. The cleavage strength of polycrystals[J]. Journal of the Iron and Steel Institute, 1953, 174: 25-28.
- 20 Oliver W C, Pharr G M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments[J]. Journal of Materials Research and Technology, 1992, 7(6): 1564-1583.
- 21 Ren Mingxing, Li Bangsheng, Yang Chuang, *et al.*. Hardness and elastic modulus of microcastings by nanoindentation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(2): 231-236.  
任明星, 李邦盛, 杨 闯, 等. 纳米压痕法测定微铸件硬度及弹性模量[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(2): 231-236.

栏目编辑: 吴秀娟