

# 激光熔化沉积 4045 铝合金显微组织及显微硬度

陈永城 张述泉 田象军 王华明

北京航空航天大学激光材料制备与成形实验室, 北京 100191

**摘要** 采用激光熔化沉积技术制备了 4045 铝合金薄壁试样,研究了沉积试样热处理前后的显微组织演化,并测试其显微硬度。结果表明,沉积试样显微组织具有定向快速凝固特征,由 Al 枝晶和 Al-Si 共晶组成,其一次枝晶间距约 22.3  $\mu\text{m}$ ,二次枝晶间距约 7.5  $\mu\text{m}$ ,体积分数约 42.7%,沉积试样顶部出现柱状树枝晶向等轴树枝晶转变。当前沉积层从底部到顶部冷却速度的降低导致 Si 相从珊瑚形貌向片状形貌转变,足够高的重熔率能保证后续沉积层重熔掉当前沉积层顶部片状 Si 相,以获得变质效果良好的珊瑚形貌 Si 相,热影响作用使紧邻熔合线过热区的珊瑚形貌 Si 相发生粗大等轴粒状化,导致其显微硬度低于层内区。珊瑚形貌 Si 相在 540  $^{\circ}\text{C}$  等温热处理保温 20 min 即可完成粒状化,并且随着保温时间延长,Si 相发生粗化长大,显微硬度下降。

**关键词** 激光技术;激光熔化沉积;Al-Si 合金;显微组织;显微硬度

中图分类号 TG146.2+1

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201542.0303008

## Microstructure and Microhardness of 4045 Aluminum Alloy Fabricated by Laser Melting Deposition

Chen Yongcheng Zhang Shuquan Tian Xiangjun Wang Huaming

Laboratory of Laser Materials Processing and Manufacturing, Beihang University, Beijing 100191, China

**Abstract** Thin plate-like 4045 aluminum alloy sample is fabricated by laser melting deposition (LMD). Microstructure and microhardness of the laser melting deposition 4045 aluminum alloy before and after heat treatment are analyzed. Results indicate that a hypoeutectic microstructure comprising about 42.7% (volume fraction) of directionally solidified Al dendrites with the primary dendrite arm spacing of approximately 22.3  $\mu\text{m}$  and the secondary dendrite arm spacing of approximately 7.5  $\mu\text{m}$  is developed during LMD process. The transition from columnar Al dendrites to equiaxed Al dendrites takes place at the top of the as-deposited sample. Coral-like Si develops at the bottom of the depositing layer and changes to flake-like Si at the top of the depositing layer due to the decrease of the cooling rate. Flake-like Si should be sufficiently remelted out during the subsequent layer deposition to obtain well modified coral-like Si. Coarse equiaxed Si develops at the overheated zone just below fusion line due to the spheroidizing and coarsening of coral-like Si, and the microhardness of the overheated zone is lower than that of the inner zone. Coral-like Si can be totally spheroidized after 540  $^{\circ}\text{C}$  isothermal heat treatment for 20 min, and Si coarsens and grows up leading to the decrease of the microhardness as the holding time extends.

**Key words** laser technique; laser melting deposition; Al-Si alloys; microstructure; microhardness

**OCIS codes** 140.3390; 350.3850; 160.3900

收稿日期: 2014-08-27; 收到修改稿日期: 2014-10-21

基金项目: 北京市科技计划课题(D141100004114001)

作者简介: 陈永城(1990—),男,硕士研究生,主要从事激光材料加工制造方面的研究。E-mail: sanhc@126.com

导师简介: 王华明(1962—),男,博士,教授,博士生导师,主要从事大型金属结构件激光直接制造方面的研究。

E-mail: wanghm@buaa.edu.cn(通信联系人)

## 1 引言

Al-Si合金具有铸造性良好、焊接性优越、耐磨性高等优点,使其在航空、航天、汽车等领域得到广泛的应用。Al-Si合金的力学性能优劣主要取决于Al二次枝晶间距的大小、Si相的形态与大小、共晶片层间距、金属间化合物析出相大小等因素,而这些因素极大程度上取决于冷却速度的快慢<sup>[1]</sup>。传统的铸造工艺冷却速度较慢,其显微组织粗大、固溶度低,导致Al-Si合金的力学性能难以提高。所以快速凝固技术逐渐被引入高性能Al-Si合金的研究。目前,Al-Si合金的快速凝固研究主要集中在熔体快淬<sup>[2]</sup>、雾化法<sup>[1]</sup>、高能束表面重熔<sup>[3]</sup>,但这些方法都存在难以直接制备大型零部件的局限性。

激光熔化沉积制造技术(LMD)是将快速凝固激光材料制备加工技术与快速原型制造技术相结合的先进高性能金属材料成形技术,可直接制备成形出细小致密、成分均匀、性能优异、具有快速凝固组织的高性能金属材料及其近净成形的零部件<sup>[4]</sup>。目前,激光熔化沉积技术已经在钛合金、高温合金、梯度材料等方面获得重要应用,并在相关基础研究方面取得重要进展<sup>[5-8]</sup>。由于铝合金具有对激光能量吸收率低、导热率高、易氧化等特点使其激光快速成形具有一定的困难,导致有关激光快速成形Al-Si合金研究较少,且主要集中在铺粉选区激光熔化沉积成形<sup>[9-10]</sup>,而关于同轴送粉激光熔化沉积Al-Si合金研究鲜有报道。采用激光熔化沉积技术制备了4045铝合金薄壁板状试样,研究其显微组织及显微硬度,以期为高性能Al-Si合金构件的激光熔化沉积制备提供实验数据和理论基础。

## 2 实验方法

激光熔化沉积4045铝合金薄壁板状试样实验是在自行研制的激光直接制造系统上进行的,该系统主要由光纤型激光器、双筒送粉器、3轴激光成形机床(行程2000 mm×900 mm×600 mm)及数控系统、氩气保护气氛熔化沉积箱组成。所用粉末为氮气雾化4045铝合金粉末,粉末成分(质量分数,%)为Si:10.8,Fe:0.121,Al:Bal,尺寸约200 μm。所用的基材为铸铝ZL105,实验前先对基材表面进行清理,用砂纸机械打磨,后用丙酮清洗,成形前所用粉末要真空烘箱100℃烘干6 h。成形工艺参数为:激光功率6000 W,光斑直径4~5 mm,扫描速度500 mm/min,沉积薄壁板形尺寸约61 mm×7 mm×40 mm(图1)。

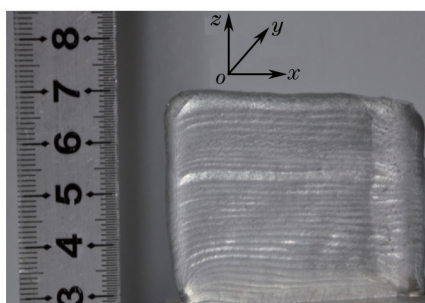


图1 激光熔化沉积4045铝合金薄壁板状试样

Fig.1 Thin plate sample of 4045 aluminum alloy fabricated by laser melting deposition

使用电火花切割方法从沉积试样切取试样,采用箱式电阻炉对试样进行等温热处理,热处理温度为540℃,时间分别为5、20、60 min,冷却方式为空冷,沉积试样和热处理试样要经过砂纸打磨、机械抛光之后腐蚀观察组织,用100 mL H<sub>2</sub>O, 2.5 mL HNO<sub>3</sub>, 1.5 mL HCl, 1.0 mL HF混合液进行腐蚀,腐蚀时间为12~14 s(深腐蚀时腐蚀时间为30 min),迅速用水洗净并吹干。利用Olympus BX51M型光学显微镜(OM)、CS3400型扫描电镜(SEM)对显微组织和成分进行观察与分析。利用RigakuD/max2200旋转阳极X射线衍射仪(XRD, Cu-K<sub>α</sub>)来分析相组成。利用Image-Pro Plus图像软件统计Al枝晶的体积分数。利用HXZ.1000型显微硬度仪测定试样显微硬度,载荷为50 g,加载时间为10 s。

## 3 实验结果与讨论

### 3.1 沉积态显微组织

图2为激光熔化沉积4045铝合金XOZ面显微组织照片。由于激光熔化沉积具有高温梯度、高冷却速

度的特点,所得 4045 铝合金具有定向快速凝固特征,如图 2(a)所示,试样显微组织由 Al 枝晶和 Al-Si 共晶组成,其一次枝晶间距约为 22.3  $\mu\text{m}$ ,二次枝晶间距约为 7.5  $\mu\text{m}$ ,测得 Al 枝晶体积分数约为 42.7%,且 Al 枝晶生长方向基本平行于沉积方向。紧邻熔合线过热区呈现白亮组织特征。图 2(b)中黑色区域为 Al 枝晶,枝晶间区域为 Al-Si 共晶,沉积层层内区共晶 Si 相为变质效果良好的珊瑚形貌。

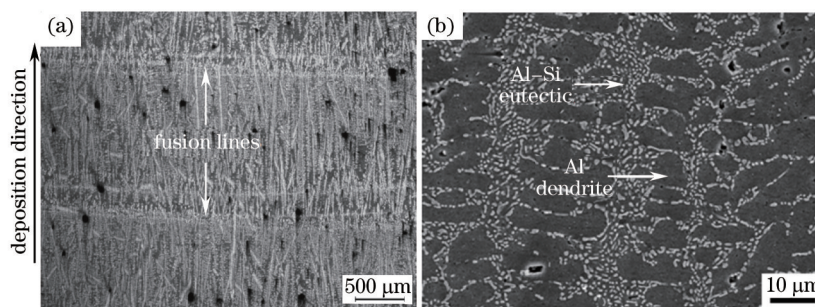


图 2 激光熔化沉积 4045 铝合金 XOZ 面显微组织。(a) OM 照片; (b) SEM 照片

Fig.2 Microstructure of LMD 4045 aluminum alloy in XOZ section. (a) OM image; (b) SEM image

### 3.1.1 Al 枝晶演化机理

Al-Si 二元合金共晶温度为 577  $^{\circ}\text{C}$ ,共晶成分为 12.6 Si(质量分数,%)。在平衡凝固时,4045 铝合金先析出少量 Al 枝晶,然后析出 Al-Si 共晶,在常温下 4045 铝合金的 Al 枝晶体积分数为 14.6%,但是在激光熔化沉积 4045 铝合金的 Al 枝晶体积分数约为 42.7%,能谱仪(EDS)结果表明 Al 枝晶内 Si 质量分数约为 2.5%,呈现出过饱和状态,共晶组织中 Si 质量分数约为 20.8%,说明共晶共生区严重偏向 Si 相区。Al-Si 共晶组织属于典型的伪共晶组织,在非平衡凝固时,由于 Si 相熔点高于 Al 相熔点,Si 原子之间是非金属共价键,倾向于小平面生长,相比于 Al 相的非小平面生长,Si 相需要更大过冷度,所以共晶共生区偏向高熔点 Si 一侧,这样有助于共晶 Al 相和 Si 相协调长大<sup>[11]</sup>。在激光熔化沉积快速冷却过程中,固液界面具有超高的温度梯度,共晶共生区会严重偏向 Si 相,从而导致激光熔化沉积 4045 铝合金的 Al 枝晶体积增加而共晶体积减少。

图 3 为激光熔化沉积 4045 铝合金顶层 XOZ 面显微组织 OM 照片。由图 3(a)可看出,顶层底部 Al 枝晶形貌为外延生长的柱状树枝晶,由图 3(b)可看出,顶部 Al 枝晶出现柱状树枝晶向等轴树枝晶转变现象。出现柱状树枝晶向等轴树枝晶转变主要有两个方面的原因:1)在激光熔化沉积过程中,激光熔池固液界面存在超高的温度梯度  $G$ ,从熔池底部到熔池顶部,温度梯度  $G$  逐渐减少,凝固速度  $R$  逐渐增加,成分过冷程度逐渐增加<sup>[12]</sup>,Gäumann 等<sup>[13]</sup>认为当  $\frac{G^n}{R} > K$  ( $K$  为材料相关系数时),会发生柱状树枝晶向等轴树枝晶转变;2)在熔池顶部近邻表面的区域,向基材的散热作用减弱,而向空气中的辐射和对流传热比重增大,熔池处于多向散热的状态下,因此较易长成自由树枝晶即等轴树枝晶。激光熔化沉积多层试样时,激光熔化沉积 4045 铝合金的重熔率较高(实验中原始沉积层厚度约 4.5 mm,重熔后沉积层约 1.2mm,重熔率约 74%),把每一沉积层的等轴树枝晶部分完全重熔掉,从而形成连续外延生长 Al 柱状树枝晶,并在试样顶部出现 Al 柱状树枝晶向等轴树枝晶转变。

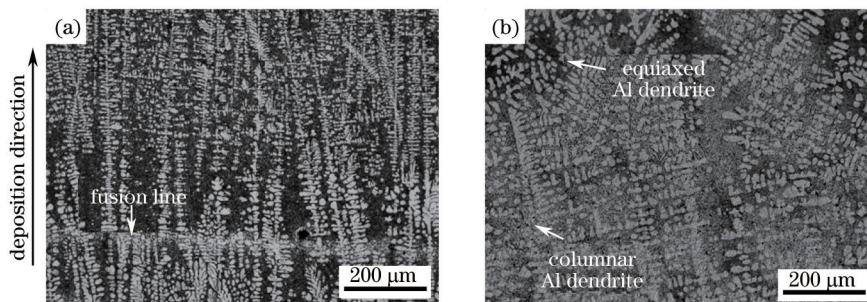


图 3 激光熔化沉积 4045 铝合金顶层 XOZ 面显微组织 OM 照片。(a) 顶层底部; (b) 顶层顶部

Fig.3 OM images of top layer of LMD 4045 aluminum alloy in XOZ section. (a) Bottom section of top layer; (b) top section of top layer

对沉积态和粉末态的 4045 铝合金进行 XRD 分析,结果如图 5 所示。可知激光熔化沉积过程只生成 Al

相和Si相,并没有其他相生成,沉积态Al相的(200)晶面衍射强度与(111)晶面衍射强度的比值为粉末态的15倍,说明激光熔化沉积4045铝合金试样存在明显凝固结构,Al枝晶呈现极强晶体取向性,这是因为Al相属于面心立方晶体,在沉积过程中其晶体择优生长方向为与热流方向最接近的<100>晶向<sup>[10]</sup>,本实验中<100>晶向基本平行于沉积方向。

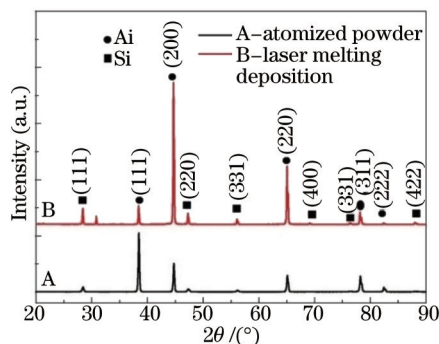


图4 激光熔化沉积4045铝合金和粉末态4045铝合金的XRD分析结果

Fig.4 XRD results of LMD 4045 aluminum alloy and atomized powder 4045 aluminum alloy

### 3.1.2 共晶组织中Si相演化机理

顶层Si相照片如图5所示,图5(a)为顶层的OM照片,图5(b)~(g)分别为顶层顶部,中部,底部Si相SEM照片,图5(c)、(e)、(g)为深腐蚀照片。顶部Si相呈现出片状形貌,表面有明显侧向生长台阶特征,如图5(c)箭头所示。中部Si相呈现具有较为发达分枝形貌,分枝以同一平面分枝为主,如图5(e)箭头所示。底部Si相呈现出珊瑚形貌,分枝以立体棒状分枝为主,如图5(g)箭头所示。

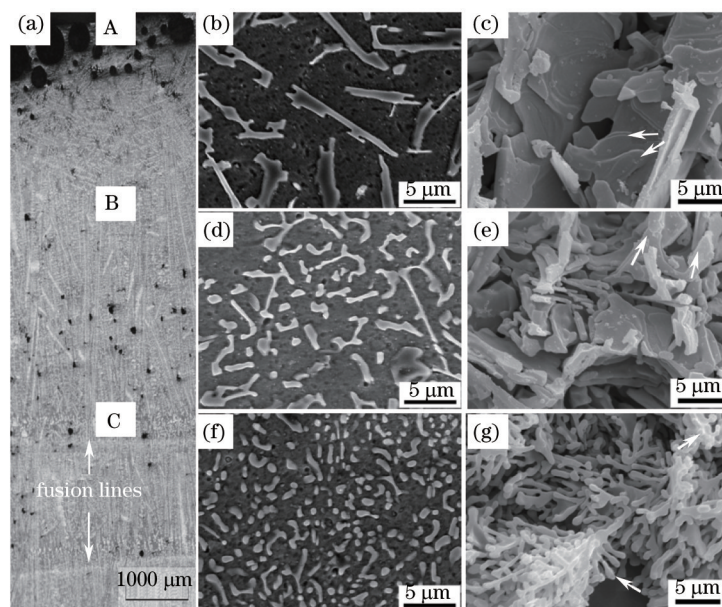


图5 激光熔化沉积4045铝合金顶层Si相显微组织照片。(a)为顶层OM照片;(b),(c)为图(a)中A位置的SEM照片;(d),(e)为图(a)中B位置的SEM照片;(f),(g)为图(a)中C位置的SEM照片

Fig.5 Microstructure of Si in top layer of LMD 4045 aluminum alloy. (a) OM image of top layer; (b), (c) SEM images of position A in Fig.(a); (d), (e) SEM images of position in B Fig.(a); (f), (g) SEM images of position C in Fig.(a)

关于未变质的片状Si相生长机制,已有大量研究,主要有孪晶凹谷生长机制<sup>[14]</sup>和固有台阶侧向生长机制<sup>[15]</sup>。Lu等<sup>[15]</sup>针对片状Si相存在很少孪晶现象而提出固有台阶侧向生长机制,并对两种机制所需过冷度进行理论计算,得出固有台阶侧向生长机制所需过冷度小于孪晶凹谷生长机制,片状Si相主要以固有台阶侧向生长机制为主,其晶体择优生长方向为(111)晶面的[211]方向,但Lu等在实验中并没有发现共晶Si相台阶侧向生长特征,而本实验中由于冷却速度较快,使图6(c)中片状Si相的台阶形貌得以保存下来,证实片状Si相固有台阶侧向生长机制。对于原子结合力较弱且Jackson因子略大于2的Si相而言[Si相(111)晶面的Jackson因子约

为2.67], Hosch等<sup>[16]</sup>认为冷却速度的增加使Si相由片状向珊瑚形貌转变要经历两个阶段:1) (111)晶面内先发生各向同性生长,并在同一平面产生分枝。2) (111)晶面界面发生失稳,出现[100]方向侧突生长,产生立体分枝形貌,进而向连续生长转变,形成珊瑚形貌。根据Al枝晶二次枝晶间距与冷却速度的关系:  $\lambda_2 = av^{-n}$ ,式中 $\lambda_2$ 为二次枝晶间距,  $a$ 、 $n$ 为与材料有关的常数,  $v$ 为冷却速度,由文献[17]可知,对于Al-Si合金而言,  $a = 47$ ,  $n = 0.33$ ,算出顶层不同位置的冷却速度:顶部约42.1 K/s,中部约87.01 K/s,底部约245.6 K/s,说明随着沉积高度增加,其冷却速度逐渐减小。从图5(b)到(g)变化可知,随着冷却速度增加,过冷度增加,限制了Si相(111)晶面[211]方向的择优生长,使Si相其他生长方向都有较大的生长速度,图5(e)中Si相的较为发达的分枝形貌证实这一点,当过冷度达到一定值时, Si相的生长机制由固有台阶侧向生长机制向连续生长机制转变,从而形成密集珊瑚立体分枝形貌,如图5(g)所示。

图6为激光熔化沉积4045铝合金相邻两沉积层之间显微组织。可以看出第 $n+1$ 沉积层将第 $n$ 沉积层顶部片状Si相重熔掉,因此沉积时选择足够高的重熔率能保证后续沉积层重熔掉当前沉积层顶部片状Si相,以获得变质效果良好的珊瑚形貌Si相。同时,第 $n+1$ 沉积层对第 $n$ 沉积层热影响作用,使紧邻熔合线过热区Si相变为粗大等轴粒状形貌,该区域宽度约40  $\mu\text{m}$ , Si相间距增大,在光学显微镜下就会呈现如图2(a)所示的白亮组织,其深腐蚀照片如图7(a)所示,这是因为过热条件和Si相的细小珊瑚形貌能为Si相瞬时粒状化的形成提供温度和形貌条件。图7(a)中Si相有明显小平面特征,说明Si相在过热条件下的扩散具有择优性,其长大过程非密排面会逐渐消失,呈现规则几何形貌<sup>[18]</sup>。而远离熔合线的Si相还是呈现出珊瑚形貌,深腐蚀照片如图7(b)所示,这是因为远离熔合线层内区的细小珊瑚形貌Si相虽在后续沉积过程经历了多次热循环作用,其峰值温度较低且停留时间短,难以粒状化。

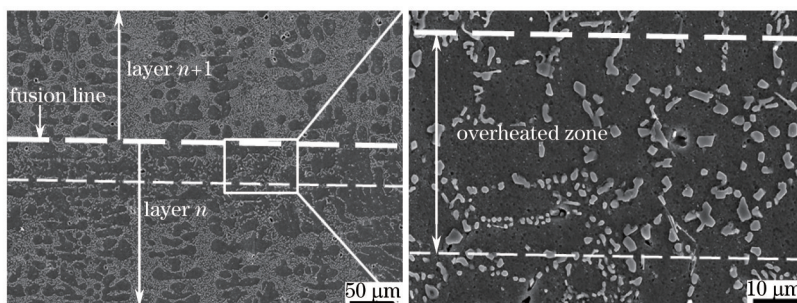


图6 激光熔化沉积4045铝合金相邻两沉积层之间显微组织照片  
Fig.6 Microstructure of adjacent layers of LMD 4045 aluminum alloy

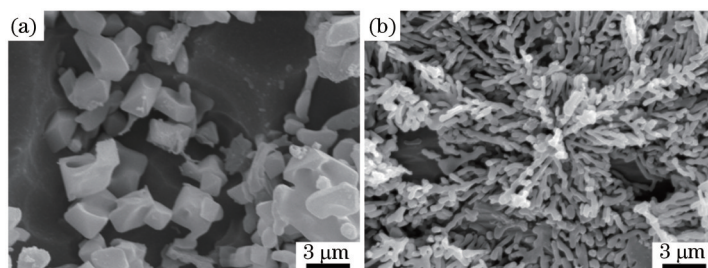


图7 Si相深腐蚀SEM照片。(a) 紧邻熔合线过热区; (b) 远离熔合线层内区

Fig.7 SEM images of deep etched Si. (a) Overheated zone just below fusion line; (b) inner-layer zone far away from fusion line

### 3.2 等温热处理态显微组织

热处理是改善Si相形貌和尺寸进而提高铝硅合金综合性能的有效方式。图8为激光熔化沉积4045铝合金在540  $^{\circ}\text{C}$ 等温热处理后的SEM照片,图8(a)~(c)保温时间分别为5、20和60 min。可以看出,保温5 min, Si相主要呈现密集珊瑚杆状分枝形貌,如图8(a)所示,保温20 min,珊瑚杆状分枝基本消失, Si相以分散圆形粒状形貌存在,颗粒尺寸约2.2  $\mu\text{m}$ ,如图8(b)所示,说明此时已经完成粒状化,其完成粒状化时间远低于铸件。保温60 min, Si相长大粗化,尺寸约3.8  $\mu\text{m}$ ,圆整度下降,如图8(c)所示。这种第二相粗化,可以用奥斯瓦尔德(LSW)熟化理论解释<sup>[19]</sup>。Si相粒状化是在分叉处或者缩颈段熔断、钝化、长大的过程中,通过Si原子在Al/Si界

面扩散完成的<sup>[20]</sup>。扩散快慢是由原子扩散系数  $D = D_0[-Q/(RT)]$  决定的,其中  $D_0$  为频率因子,近似看成与温度无关的常数扩散激活能  $Q$  和温度  $T$  是影响原子扩散系数  $D$  的主要因素,激活能  $Q$  越小,  $T$  越高,其原子扩散系数越高,越容易发生粒状化。相比常规铸件中片状 Si 相,细小珊瑚形貌 Si 相具有高度发达分枝,分枝交叉处自由能高,扩散激活能  $Q$  低,可大幅度缩短粒状化时间。

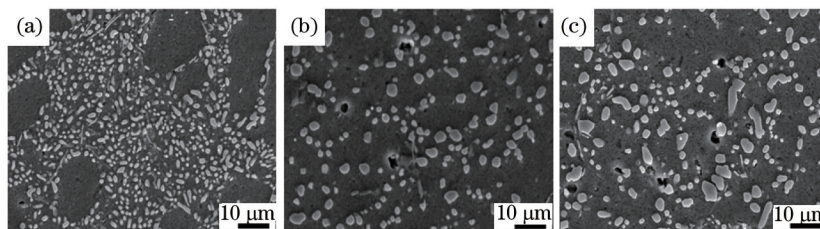


图8 激光熔化沉积 4045 铝合金在 540℃等温热处理不同保温时间后 SEM 照片。(a) 5 min; (b) 20 min; (c) 60 min

Fig.8 SEM images of LMD 4045 aluminum alloy after 540 °C isothermal heat treatment at different holding time.

(a) 5 min; (b) 20 min; (c) 60 min

### 3.3 显微硬度分析

图9为激光熔化沉积 4045 铝合金在 540 °C 等温热处理不同保温时间的显微硬度值,由图可知,沉积态层内区的显微硬度为 69.7 HV,比 DC 铸造 4045 铝合金的显微硬度(61.4 HV)提高了 13.5%<sup>[21]</sup>。这是由于激光熔化沉积属于快速凝固过程,其二次枝晶尺寸约为铸件的 30%,Al 枝晶内 Si 含量约 2.5%,属于过饱和状态,具有更强的固溶强化和细晶强化,导致其显微硬度提高。沉积态过热区的显微硬度低于层内区,且层内区和过热区的显微硬度随着保温时间延长而逐渐降低,这是因为高温加热使 Si 相粒状化的同时,也使高能态的过饱和 Si 从 Al 相中脱溶析出, Si 相发生长大粗化,固溶强化作用减弱,导致合金显微硬度下降。

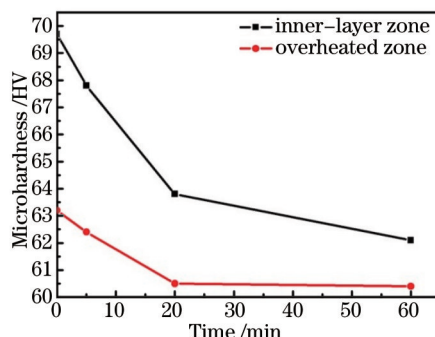


图9 激光熔化沉积 4045 铝合金在 540 °C 等温热处理不同保温时间的显微硬度值

Fig.9 Microhardness of LMD 4045 aluminum alloy after 540 °C isothermal heat treatment for different time

## 4 结 论

1) 采用激光熔化沉积工艺,制备了具有定向生长柱状树枝晶组织的 4045 铝合金薄壁板状试样,其一次枝晶间距约 22.3  $\mu\text{m}$ ,二次枝晶间距约 7.5  $\mu\text{m}$ ,体积分数约为 42.7%,其枝晶择优生长的  $\langle 100 \rangle$  晶向基本平行于沉积方向,导致试样具有明显凝固结构,试样顶部出现柱状树枝晶向等轴树枝晶转变。

2) 当前沉积层从底部到顶部冷却速度的降低导致 Si 相从珊瑚形貌向片状形貌转变,足够高的重熔率能保证后续沉积层重熔掉当前沉积层顶部片状 Si 相,以获得变质效果良好的珊瑚形貌 Si 相,热影响作用使紧邻熔合线过热区的珊瑚形貌 Si 相发生粗大等轴粒状化,导致其显微硬度低于层内区。

3) 珊瑚形貌 Si 相在 540 °C 等温热处理保温 20 min 即可完成粒状化,并且随着保温时间延长, Si 相发生粗化长大,显微硬度降低。

### 参 考 文 献

1 R Trivedi, F Jin, I E Anderson. Dynamical evolution of microstructure in finely atomized droplets of Al-Si alloys[J]. Acta materialia, 2003, 51(2): 289-300.

- 2 Wang Aiqin, Xie Jingpie, Liu Zhongxia, *et al.*. Microstructure and phase structure of rapidly solidified Al-Si alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2008, 29(2): 99-102.  
王爱琴, 谢敬佩, 刘忠侠, 等. 快速凝固 Al-Si 合金的组织形态及相结构[J]. 材料热处理学报, 2008, 29(2): 99-102.
- 3 K G Watkins, M A McMahon, W M Steen. Microstructure and corrosion properties of laser surface processed aluminum alloy s: a review[J]. Materials Science and Engineering: A, 1997, 231(1): 55-61.
- 4 Wang Huaming, Zhang Lingyun, Li An, *et al.*. Progress on rapid solidification laser processing for advanced materials and compents [J]. World Sci Tech R & D, 2004, 26(3): 27-31.  
王华明, 张凌云, 李 安, 等. 先进材料与高性能零件快速凝固加工研究进展[J]. 世界科技研究与发展, 2004, 26(3): 27-31.
- 5 Chen Bo, Shao Bing, Liu Dong, *et al.*. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser melting deposited TC17 titanium alloy[J]. Chinese J Lasers, 2014, 41(4): 0403001.  
陈 博, 邵 冰, 刘 栋, 等. 热处理对激光熔化沉积 TC17 钛合金显微组织及力学性能的影响[J]. 中国激光, 2014, 41(4): 0403001.
- 6 Jiang Yaqiong, Lin Xin, Ma Liang, *et al.*. Effects of scanning patterns on the thermal /stress field during laser solid forming T-shape chord of Ti-6Al-4V Alloy[J]. Chinese J Lasers, 2014, 41(7): 0703003.  
姜亚琼, 林 鑫, 马 良, 等. 沉积路径对激光立体钛合金 T 缘条热/应力场的影响[J]. 中国激光, 2014, 41(7): 0703003.
- 7 Jiang Hua, Tang Haibo, Fang Yanli, *et al.*. Microstructure and mechanical properties of rapid solidified utral-fine columnar grain Ni-base superalloy DZ408 by laser melting deposition manufacturing[J]. Chinese J Lasers, 2012, 39(2): 0203004.  
姜 华, 汤海波, 方艳丽, 等. 激光熔化沉积 DZ408 镍基高温合金微细柱晶显微组织及性能[J]. 中国激光, 2012, 39(2): 0203004.
- 8 Xie Hang, Zhang Anfeng, Li Dichen, *et al.*. Research on the craking of Ti6Al4V-CoCrMo gradient material facricated by laser metal direct forming[J]. Chinese J lasers, 2013, 40(11): 1103003.  
解 航, 张安峰, 李涤尘, 等. 激光金属直接成形 Ti6Al4V-CoCrMo 梯度材料开裂研究[J]. 中国激光, 2013, 40(11): 1103003.
- 9 E Louvis, P Fox, C J Sutcliffe. Selective laser melting of aluminium components[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2011, 211(2): 275-284.
- 10 L Thijs, K Kempen, J Kruth, *et al.*. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder[J]. Acta Materialia, 2013, 61(5): 1809-1819.
- 11 Hu Hanqi. Metal Solidification Principle[M]. Beijing: China Machine Press, 2000. 173.  
胡汉起. 金属凝固原理[M]. 北京: 机械工业出版社, 2000. 173.
- 12 W Kurz, C Bezençon, M Gäumann. Columnar to equiaxed transition in solidification processing[J]. Science and Technology of Advanced Materials, 2001, 2(1): 185-191.
- 13 M Gäumann, C Bezençon, P Canalis, *et al.*. Single-crystal laser deposition of superalloys: processing - microstructure maps[J]. Acta Materialia, 2001, 49(6): 1051-1062.
- 14 M Shamsuzzoha, L M Hogan. The twinned growth of silicon in chill-modified Al-Si eutectic[J]. Journal of Crystal Growth, 1987, 82(4): 598-610.
- 15 S Lu, A Hellawell. Growth mechanisms of silicon in Al-Si alloys[J]. Journal of Crystal Growth, 1985, 73(2): 316-328.
- 16 T Hosch, L G England, R E Napolitano. Analysis of the high growth-rate transition in Al - Si eutectic solidification[J]. Journal of Materials Science, 2009, 44(18): 4892-4899.
- 17 Shi Lei, P W Wa Leech. The laser surface melting of aluminum-silicon-based alloys[J]. Thin Solid Films, 1989, 177(1-2): 133-140.
- 18 Shi Lei, Wang Youqi, Wang Ying, *et al.*. Effect of solution treatment on microstructure and mechanical properties of quasi eutectic Al-Si alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(12): 3373-3377.  
石 磊, 王有祁, 王 英, 等. 固溶处理对准共晶合金显微组织及力学性能的影响[J]. 中国有色金属, 2012, 22(12): 3373-3377.
- 19 X Baiqing, Z Yongan, W Qiang, *et al.*. The study of primary Si phase in spray forming hypereutectic Al-Si alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 137(1-3): 183-186.
- 20 E Ogris, A Wahlen, H Lüchinger, *et al.*. On the silicon spheroidization in Al-Si alloys[J]. Journal of Light Metals, 2002, 2(4): 263-269.
- 21 Qin Ke, Cui Jianzhong. Effect of low frequency electromagnetic casting on microstructure and properties of 4045 alloy[J]. Foundry, 2006, 55(12): 1248-1250.  
秦 克, 崔建忠. 低频电磁半连续铸造对 4045 合金显微组织与性能的影响[J]. 铸造, 2006, 55(12): 1248-1250.