

激光选区熔化成形高强 Al-Cu-Mg 合金研究

张 虎¹ 聂小佳¹ 朱海红¹ 曾晓雁¹ 杨昌昊²

¹华中科技大学武汉光电国家实验室, 湖北 武汉 430074

²中国空间技术研究院总体部, 北京 100094

摘要 利用激光选区熔化(SLM)技术制备了 Al-Cu-Mg 合金。研究了激光线能量密度对 SLM 成形试样致密度的影响。在近乎全致密试样的基础上,研究了 SLM 成形 Al-Cu-Mg 合金试样的显微组织和力学性能。通过热处理工艺提高了试样的力学性能。研究表明,激光线能量密度为 2.4 kJ/m 时,成形试样的致密度最高,达到 99.8%,近乎全致密。成形试样显微组织由极其细小的过饱和胞晶构成。在细晶强化和固溶强化作用下,成形试样的抗拉强度为 401 MPa,屈服强度为 252 MPa,延伸率为 6.5%;T4 热处理后,在析出强化的作用下,抗拉强度提升至 532 MPa,屈服强度提升至 338 MPa,延伸率提升至 13%。

关键词 激光技术; 激光选区熔化; 高强 Al-Cu-Mg 合金; 致密度; 显微组织; 力学性能

中图分类号 TN204; TG146.2+1

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201643.0503007

Study on High Strength Al-Cu-Mg Alloy Fabricated by Selective Laser Melting

Zhang Hu¹ Nie Xiaojia¹ Zhu Haihong¹ Zeng Xiaoyan¹ Yang Changhao²

¹Wuhan National Laboratory for Optoelectronics, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan, Hubei 430074, China

²Institute of Spacecraft System Engineering, China Academy of Space Technology, Beijing 100094, China

Abstract Al-Cu-Mg alloys are successfully fabricated by selective laser melting (SLM). The influence of the applied laser linear energy density on the densification behavior of SLM-processed samples is investigated. Microstructure and mechanical properties of the SLM-processed Al-Cu-Mg alloys are studied based on the nearly fully densified samples. Finally, the mechanical properties of the samples are improved by heat treatment. The results show that the nearly fully densified samples with the highest relative density of 99.8% can be obtained when the laser linear energy density is 2.4 kJ/m. The SLM-processed Al-Cu-Mg samples are constituted of ultrafine supersaturated cellular-dendrites. The tensile strength of 401 MPa, the yield strength of 252 MPa and the elongation of 6.5% are achieved for the SLM-processed Al-Cu-Mg samples in virtue of the effect of grain refinement and solid solution strengthening. After T4 heat treatment, under the effect of precipitation strengthening, the tensile strength increases to 532 MPa, the yield strength increases to 338 MPa and the elongation increases to 13%.

Key words laser technique; selective laser melting; high strength Al-Cu-Mg alloys; relative density; microstructure; mechanical properties

OCIS codes 140.3390; 350.3850; 160.3900

收稿日期: 2016-01-06; **收到修改稿日期:** 2016-02-03

基金项目: 国家 863 计划(2013AA031606)、湖北省自然科学基金重点项目(2014CFA049)、中央高校基本科研业务费专项基金(HUST-2013QT002)、中国空间技术研究院 2014—2015 年度 CAST 基金

作者简介: 张 虎(1986—),男,博士研究生,主要从事激光选区熔化、激光材料加工制造等方面的研究。

E-mail: korway0502@hust.edu.cn

导师简介: 朱海红(1968—),女,博士,教授,博士生导师,主要从事激光增材制造、激光与材料相互作用等方面的研究。

E-mail: zhuhh@hust.edu.cn(通信联系人)

1 引 言

激光选区熔化(SLM)技术基于分层制造、层层叠加的成形原理,根据三维计算机辅助设计(CAD)数字模型,采用高功率密度激光束对金属粉末逐点、逐线、逐层熔化,从而获得高性能、近乎全致密的金属零件,是一种增材制造(AM)技术^[1]。由于激光光斑直径小、扫描速度快,SLM技术特别适合壁薄、内腔复杂、内流道等传统加工技术难以实现的复杂薄壁精密构件的制造,制造的构件细小致密、成分均匀、性能优异。目前,SLM技术已经应用于不锈钢、高强钢、钴铬合金、镍基高温合金、钛合金等材料^[2-9],并在相关基础研究方面取得重要进展,制造的构件致密度几乎可达100%,力学性能高于铸件,甚至高于锻件。

铝合金具有密度低,比强度高,导电、导热、耐腐蚀性良好等优点,广泛应用于航空航天、武器装备、船舶、汽车工业和电子等领域。与其他材料相比,铝合金对激光吸收率低、导热率高、易氧化,采用SLM成形存在一定困难^[10]。因此目前研究的铝合金材料为具有良好焊接性及铸造性的AlSi10Mg和AlSi12。这两种材料是成分靠近共晶点的铸造铝合金,具有流动性好、熔点较低、凝固区间较小等特点,在凝固过程中裂纹倾向性小,此外,由于Si元素含量较高,加工过程中对激光的吸收率相对较高,SLM成形性较好。关于这两种材料的SLM成形已有较多的研究报道,内容涉及工艺、致密度、力学性能和微观组织等方面。比利时鲁汶大学Thijs等^[11]采用双次扫描获得了致密度高达99.8%的AlSi10Mg SLM成形件。成形试样的显微组织呈现独特的细小胞晶—枝晶结构,细小的Si相均匀分布在 α -Al基体中,成形件的力学性能(硬度、极限抗拉强度、延伸率和冲击性能)均高于铸件。德国欧洲宇航防务集团Brandl等^[12]采用SLM技术制备的AlSi10Mg疲劳试样,尽管存在孔隙和缺陷(致密度大于等于99%),但其抗疲劳强度仍然高于DIN EN(德国标准协会)标准。德国亚琛工业大学Buchbinder等^[13]采用配备最大输出功率1000 W激光器的SLM设备研究了AlSi10Mg成形,成形效率可由5 mm³/s(400 W)提高到21 mm³/s(1000 W)。西澳大利亚大学Li等^[14]通过对SLM成形的AlSi12试样进行合适的固溶处理,将延伸率提高至25%。

关于其他系列铝合金的SLM成形研究鲜有报道。6061铝合金的SLM成形件目前能够达到的最大致密度为90%^[15-16]。Schmidtke等^[17]通过在5XXX系Al-Mg合金中添加稀土元素Sc,制备了共晶AlMgScZr稀土合金,SLM成形后的AlMgScZr稀土合金经过人工时效热处理后,极限抗拉强度达到500 MPa,延伸率率20%。关于SLM成形2XXX系铝合金的报道非常少。Bartkowiak等^[18]分析了Al-Cu/Al-Zn混合粉末SLM单道成形的可行性。在此基础上,Ahuja等^[19]成功制备了致密度高达99.5%的EN AW-2219(AlCu6Mn)和EN AW-2618(AlCu2Mg1.5Ni)方块试样。本文针对工业领域应用广泛的2XXX系列热处理强化型高强Al-Cu-Mg合金的SLM成形开展了研究。通过优化工艺参数,在得到高致密度方块试样的基础上,成功制备了高性能的拉伸试样和薄壁零件,并对其热处理工艺进行了初步探索,为SLM成形高强Al-Cu-Mg合金的应用提供参考。

2 实验方法

采用气雾化Al-Cu-Mg合金球形粉末作为SLM实验材料,其化学成分为Cu: 4.24, Mg: 1.97, Mn: 0.56, Al: Bal(质量分数,%),形貌如图1所示。

采用自主研发的LSNF-1型SLM设备进行实验。该设备包含一台IPG-YLR-200光纤激光器(波长

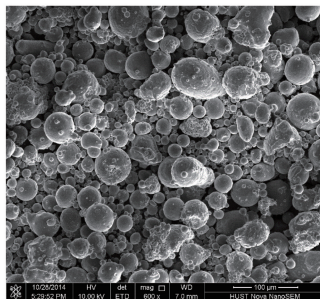


图1 Al-Cu-Mg粉末的扫描电子显微镜图

Fig. 1 Scanning electron microscope image of Al-Cu-Mg powder

1070 nm,最大输出功率 200 W,光斑直径 100 μm)。设备具体细节及 SLM 加工流程参见文献[2,7]。SLM 工艺参数如表 1 所示,激光功率为 200 W,扫描速度为 5、10、15、20 m/min,扫描间距为 90 μm ,铺粉层厚为 40 μm ,扫描相位角为 90°,成形 4 个 10 mm \times 10 mm \times 10 mm 块体试样。定义试样的激光线能量密度 $E = P/v$ (P 为激光功率, v 为激光扫描速度),则激光线能量密度的值如表 1 所示。致密度测试采用图像法。对于每个样品,在研磨和抛光后,光镜下对每个截面取 8 张照片,通过 Image-Pro Plus 6.0 软件分析图像,计算孔隙率,最后得到试样的致密度。选定致密度最高时的工艺参数,制备拉伸试样,制备依据为 ASTM (B557M-10):标距 25 mm,标距横截面尺寸 6 mm \times 3 mm。Al-Cu-Mg 合金拉伸试样成形后,采用 T4 热处理方案(540 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 1 h,自然时效)对试样进行热处理。

表 1 激光选区熔化成形工艺参数

Table 1 Parameters for selective laser melting process

Sample No.	P/W	$v/(m \cdot \text{min}^{-1})$	$H/\mu\text{m}$	$L/\mu\text{m}$	$A/(^{\circ})$	$E/(kJ \cdot \text{m}^{-1})$
1		5				2.4
2	200	10	90	40	90	1.2
3		15				0.8
4		20				0.6

Note: P - laser power, v - laser scanning speed, H - hatching spacing, L - layer thickness, A - hatching angle, E - laser linear energy density

依据标准金相制备技术处理相关样品,选用 Keller 试剂作腐蚀剂腐蚀样品后进行金相分析。使用 Epihot300 型光学显微镜(OM)与 Nova450 型扫描电子显微镜(SEM)观察成形试样的显微组织。使用 Zwick/Roller 型拉伸仪对成形后和热处理后的拉伸试样进行室温拉伸实验。使用 HVS-1000 型显微硬度仪测量成形块体显微硬度,测量时采用 200 g 载荷与 15 s 保压时间。

3 实验结果与讨论

3.1 试样表面形貌及致密度

图 2 所示为不同工艺参数线能量密度下 SLM 成形的 Al-Cu-Mg 合金试样的表面形貌 SEM 图片。由图 2 可知,成形件表面形貌随线能量密度的增加发生显著变化。图 3 所示为成形试样的致密度随激光线能量密度的变化。

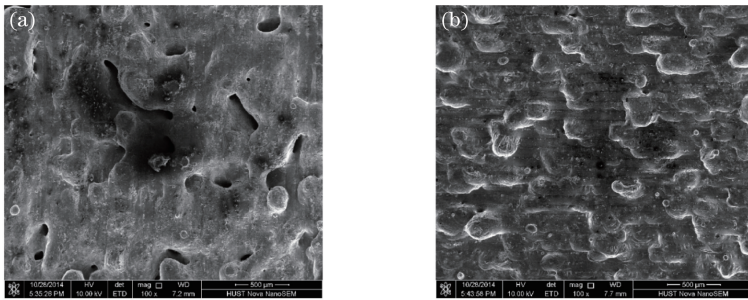


图 2 不同线能量密度下 SLM 成形试样的表面形貌。(a) $E=0.6 \text{ kJ/m}$, $v=20 \text{ m/min}$; (b) $E=2.4 \text{ kJ/m}$, $v=5 \text{ m/min}$

Fig. 2 Surface morphologies of SLM-processed samples at different laser linear energy density.

(a) $E=0.6 \text{ kJ/m}$, $v=20 \text{ m/min}$; (b) $E=2.4 \text{ kJ/m}$, $v=5 \text{ m/min}$

$E=0.6 \text{ kJ/m}$ 时,即在较高的扫描速度下,激光扫描轨迹不连续,成形试件表面球化现象严重,同时存在一些较大的孔洞,如图 2(a)所示。这些形状不规则、尺寸较大的孔洞,使得 4 号试样的致密度仅为理论值的 94.51%。原因在于扫描速率过大时,激光线能量密度较低,激光熔池中液相量偏少且粘度较高,液相不足以有效铺展,很难形成连续的凝固组织,并且此时熔池具有较高的不稳定性,容易分裂出现球化现象。如图 2 (b)所示, E 增加到 2.4 kJ/m ,即扫描速度降低到 5 m/min 时,1 号试样的相对致密度高达 99.8%,试样内部孔洞较少,呈现致密、平滑的表面,球化现象明显减弱。主要原因在于,激光线能量提高,粉末颗粒吸收了足够的激光能量得以完全熔化,产生足量的液相;此外,熔池温度升高,熔体粘度和表面张力随温度升高而降

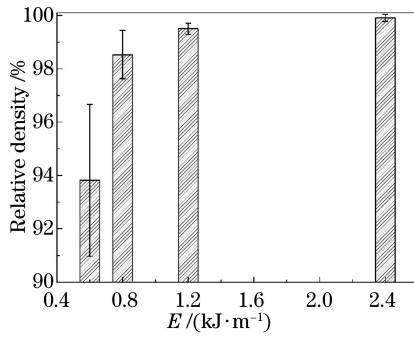


图3 SLM成形试样致密度随线能量密度的变化

Fig. 3 Variation in relative density of SLM-processed samples with linear energy density

低,熔池内部熔体顺利流动铺展,使得激光扫描线之间形成连续、均匀的冶金结合,试样的致密度显著提高。但是,由于铝合金的氧化活性高,熔融的铝合金表面容易形成薄的氧化膜,不溶于金属且妨碍熔融金属的流动和润湿^[10]。因此,在1号试样的表面仍然可以看到少量不连续的熔瘤。

因此,在SLM成形过程中,选择1号试样的SLM成形工艺参数(激光功率200 W,扫描速度5 m/min),可以制备出近乎全致密的Al-Cu-Mg试样。

3.2 试样沉积态的显微组织

图4所示为1号试样的金相组织光镜图。图4(a)中,激光熔道纵横交错,搭接合理,与90°相位角的扫描策略一致;图4(b)中,层内单道熔合线的剖面呈弧形,熔池相互叠加特征明显。层与层间结合具有明显的冶金结合特性,保证了各层之间的结合强度^[5]。

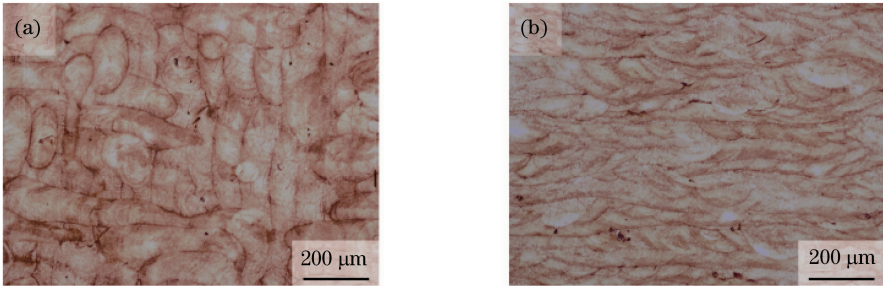


图4 1号成形试样的金相组织。(a)横截面;(b)纵截面

Fig. 4 Metallographic structure of SLM-processed sample No.1. (a) Cross section; (b) longitudinal section

图5所示为1号试样的显微组织SEM图像。由图中可以看到非常细小的胞晶组织,尺寸约为2 μm,图中灰色部分为α-Al过饱和固溶体。这种微观组织和传统方法(如锻造、挤压和轧制)制备的Al-Cu-Mg显微

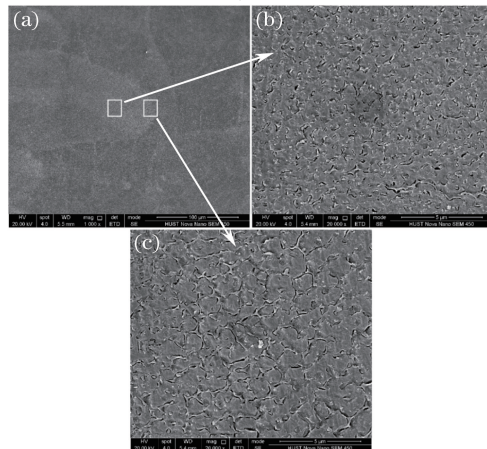


图5 1号成形试样的SEM图像

Fig. 5 SEM images of SLM-processed sample No.1

组织明显不同。整个截面的微观组织分布并不均匀。激光熔道的不同区域,由于受到不同热循环的作用,导致晶粒的凝固速度不同,显微组织差异明显。图 5(b)位于激光熔道的中间,经历一次热循环,晶粒细小;图 5(c)位于横纵熔道的交汇处,经历多次热循环,晶粒较为粗大。

3.3 热处理对试样拉伸性能的影响

表 2 所示为拉伸试样在沉积态、T4 热处理态、参照材料 2024 板材退火态和 T4 热处理态的力学性能。与 2024-O 板材相比,沉积态的抗拉强度、屈服强度和显微硬度均高于 2024-O 板材,但是延伸率不及 2024-O 板材的 1/3。原因在于 SLM 过程中周期性快速加热和快速冷却的特点,该过程不仅细化了晶粒,而且加大了沉积态组织中 Cu 和 Mg 的固溶极限,抑制了第二相的沉淀析出,获得了高度过饱和的固溶体^[20]。在细晶强化和固溶强化的共同作用下,沉积态的强度比铸态的 2024-O 高很多。类似的强化机制也可以在 SLM 成形的 AlSi10Mg 中观察到。根据 Thijs 等^[11]的研究,SLM 制备的 AlSi10Mg 抗拉强度为 396 MPa,远高于传统铸造加工的 300 MPa。拉伸试样经过 T4 热处理后,力学性能较沉积态均得到不同程度的提升;与 2024-T4 板材相比,抗拉强度、屈服强度和显微硬度略高,只有延伸率稍低。Al-Cu-Mg 合金为热处理可强化型铝合金,析出强化是其主要强化机制^[21],在 540 °C 固溶处理过程中,沉积态凝固组织中被抑制生长的亚稳态颗粒开始形核并长大,第二相的形成使 Al-Cu-Mg 合金力学性能得到显著提升。

表 2 拉伸试样及其 T4 热处理态、2024-O 和 2024-T4 板材的力学性能

Table 2 Mechanical properties of tensile sample and its T4 state, 2024-O and 2024-T4 sheets

Sample	Ultimate strength /MPa	Yield strength /MPa	Elongation /%	Microhardness /HV
As-fabricated	391.5~408.8	243.3~322.4	5.7~7.8	108~122
T4 state	523~540	332~350	12.58~15.55	138~152
2024-O	186	75.5	20	80
2024-T4	470	325	20	137

Note: tensile properties of the 2024-O and 2024-T4 sheets come from ASTM B 209-07

图 6 所示为拉伸试样在不同状态下的断口形貌。图 6(a)所示为沉积态试样拉伸断口的形貌,断口呈准解理断裂和韧窝型断裂,但其解理台阶密集,可以观察到解理台阶脆断的特征。另外,在台阶面附近可以观察到一些直径较小的韧窝。可见 SLM 成形 Al-Cu-Mg 合金在断裂时也具有一定的塑性。图 6(b)所示为 T4 热处理后的拉伸断口形貌,呈现完全的韧窝型断裂。韧窝比沉积态的韧窝更大、更深,而且在韧窝的底部还可以观察到第二相颗粒,这使得热处理后试样的强度塑形得到较大幅度的提高。这与表 2 所列的室温拉伸性能相符。

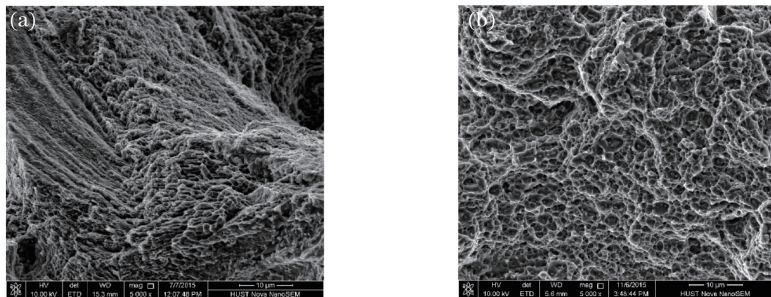


图 6 1 号成形试样在不同状态下的断口形貌。(a) 沉积态; (b) T4 热处理态

Fig. 6 Fracture morphologies of SLM-processed sample No.1 at different states. (a) As-fabricated; (b) T4 state

3.4 三维零件制备

采用 1 号试样的工艺参数制备了如图 7 所示的三维零件。由图可知,零件成形良好,未发现裂纹、孔洞等缺陷。

4 结 论

1) SLM 成形 Al-Cu-Mg 合金试样的致密度受激光能量密度影响。在较低的线能量密度下,由于孔洞和球化效应,试样的致密度相对较低。当线能量密度达到 2.4 kJ/m 时,试样的相对致密度达到 99.8%,近乎

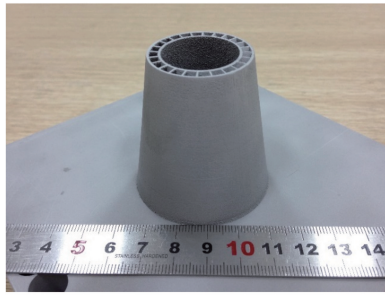


图 7 SLM 成形的 Al-Cu-Mg 零件

Fig. 7 Al-Cu-Mg part fabricated by SLM

全致密。

2) SLM 成形 Al-Cu-Mg 合金试样的显微组织由极其细小的过饱和胞晶组成。由于激光熔道中不同区域的热循环不同,使得晶粒的大小不一,整体上晶粒尺寸均在微米量级。

3) SLM 成形 Al-Cu-Mg 合金试样的抗拉强度为 401 MPa,屈服强度为 252 MPa,延伸率为 6.5%;经过 T4 热处理后,强度和塑性都得到了较大的提升,抗拉强度提升至 532 MPa,屈服强度提升至 338 MPa,延伸率提升至 13%,力学性能略高于 2024-T4 锻件水平。

4) 采用优化的成形工艺可以制备复杂的三维零件。

参 考 文 献

- Zhang Dongyun, Wang Ruize, Zhao Jianzhe, *et al.*. Latest advance of laser direct manufacturing of metallic parts[J]. Chinese J Lasers, 2010, 37(1): 18-25.
张冬云, 王瑞泽, 赵建哲, 等. 激光直接制造金属零件技术的最新进展[J]. 中国激光, 2010, 37(1): 18-25.
- Guan K, Wang Z M, Gao M, *et al.*. Effects of processing parameters on tensile properties of selective laser melted 304 stainless steel[J]. Materials & Design, 2013, 50: 581-586.
- Ding Li, Li Huaixue, Wang Yudai, *et al.*. Heat treatment on microstructure and tensile strength of 316 stainless steel by selective laser melting[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(4): 0406003.
丁利, 李怀学, 王玉岱, 等. 热处理对激光选区熔化成形 316 不锈钢组织与拉伸性能的影响[J]. 中国激光, 2015, 42(4): 0406003.
- Averyanova M, Cicala E, Bertrand P, *et al.*. Experimental design approach to optimize selective laser melting of martensitic 17-4 PH powder: Part I - single laser tracks and first layer[J]. Rapid Prototyping Journal, 2012, 18(1): 28-37.
- Liu Wei, Liu Tingting, Liao Wenhe, *et al.*. Study on selective laser melting forming process of cobalt chromium alloy [J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(5): 0503001.
刘威, 刘婷婷, 廖文和, 等. 选择性激光熔融钴铬合金成形工艺研究[J]. 中国激光, 2015, 42(5): 0503001.
- Song Changhui, Yang Yongqiang, Wang Yunda, *et al.*. Research on process and property of CoCrMo alloy directly manufactured by selective laser melting[J]. Chinese J Lasers, 2014, 41(6): 0603001.
宋长辉, 杨永强, 王贻达, 等. CoCrMo 合金激光选区熔化成型工艺及性能研究[J]. 中国激光, 2014, 41(6): 0603001.
- 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.
- 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.
- Vrancken B, Thijs L, Kruth J P, *et al.*. Heat treatment of Ti6Al4V produced by selective laser melting: Microstructure and mechanical properties[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 541: 177-185.
- Louis E, Fox P, Sutcliffe C J. Selective laser melting of aluminium components[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2011, 211(2): 275-284.
- Thijs L, Kempen K, Kruth J P, *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.
- Brandl E, Heckenberger U, Holzinger V, *et al.*. Additive manufactured AlSi10Mg samples using selective laser melting

- (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior[J]. *Materials & Design*, 2012, 34: 159-169.
- 13 Buchbinder D, Schleifenbaum H, Heidrich S, *et al.*. High power selective laser melting (HP SLM) of aluminum parts [J]. *Physics Procedia*, 2011, 12: 271-278.
- 14 Li X P, Wang X J, Saunders M, *et al.*. A selective laser melting and solution heat treatment refined Al-12Si alloy with a controllable ultrafine eutectic microstructure and 25% tensile ductility[J]. *Acta Materialia*, 2015, 95: 74-82.
- 15 Wong M, Tsopanos S, Sutcliffe C, *et al.*. Selective laser melting of heat transfer devices[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2007, 13(5): 291-297.
- 16 Ameli M, Agnew B, Leung P S, *et al.*. A novel method for manufacturing sintered aluminium heat pipes (SAHP) [J]. *Applied Thermal Engineering*, 2013, 52(2): 498-504.
- 17 Schmidtke K, Palm F, Hawkins A, *et al.*. Process and mechanical properties: Applicability of a scandium modified Al-alloy for laser additive manufacturing[J]. *Physics Procedia*, 2011, 12: 369-374.
- 18 Bartkowiak K, Ullrich S, Frick T, *et al.*. New developments of laser processing aluminium alloys via additive manufacturing technique[J]. *Physics Procedia*, 2011, 12: 393-401.
- 19 Ahuja B, Karg M, Nagulin K Y, *et al.*. Fabrication and characterization of high strength Al-Cu alloys processed using laser beam melting in metal powder bed[J]. *Physics Procedia*, 2014, 56: 135-146.
- 20 Huang Weidong, Lin Xin. Research progress in laser solid forming of high performance metallic component[J]. *Materials China*, 2010, 29(6): 12-27.
黄卫东, 林 鑫. 激光立体成形高性能金属零件研究进展[J]. *中国材料进展*, 2010, 29(6): 12-27.
- 21 Li Chenglü, Pan Qinglin, Liu Xiaoyan, *et al.*. Homogenizing heat treatment of 2124 aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(2): 209-216.
李成侣, 潘清林, 刘晓艳, 等. 2124 铝合金的均匀化热处理[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(2): 209-216.