

热处理工艺对激光增材制造铝锂合金组织及力学性能的影响

王欣^{1,2}, 刘栋^{1,2}, 程序^{1,2*}

¹北京航空航天大学大型金属构件增材制造国家工程实验室, 北京 100191;

²北京航空航天大学材料科学与工程学院, 北京 100191

摘要 采用激光增材制造技术制备了铝锂合金板材, 分析了铝锂合金在热处理过程中析出相的演变及力学性能的变化。结果表明, 沉积态铝锂合金主要由 $\alpha(\text{Al})$ 基体和 $T_B(\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Li})$ 相组成, 晶界处存在少量富铜相; 退火后, T_B 相更加均匀密集地分布在晶粒内部, 富铜相基本溶解, 晶界处存在少量 Al-Cu-Fe 杂质相; 固溶淬火后, T_B 相固溶到基体中, 晶内存在少量 $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$ 相; 时效后, 主要弥散析出 $\theta'(\text{Al}_2\text{Cu})$ 和 $\sigma(\text{Al}_5\text{Cu}_6\text{Mg}_2)$ 相。热处理后铝锂合金的显微硬度、抗拉强度比沉积态的分别提高了 47.6% 和 87.7%。

关键词 激光技术; 激光增材制造; 铝锂合金; 组织演变; 力学性能

中图分类号 TG146.2

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.0502004

Effect of Heat Treatment Process on Microstructures and Mechanical Properties of Laser Additive Manufactured Al-Li Alloys

Wang Xin^{1,2}, Liu Dong^{1,2}, Cheng Xu^{1,2}

¹National Engineering Laboratory of Additive Manufacturing for Large Metallic Components, Beihang University, Beijing 100191, China;

²School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China

Abstract The Al-Li alloy plates are fabricated by the laser additive manufacturing technique and the evolution of precipitation phase and the change of mechanical properties during the heat treatment process of Al-Li alloys are analyzed. The results show that the as-deposited microstructures of Al-Li alloys mainly consist of $\alpha(\text{Al})$ matrix and $T_B(\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Li})$ phase, and there exists a small amount of copper-rich phase in the grain boundary. After annealing, the T_B phase is more evenly distributed inside the grains, where the copper-rich phase almost disappears and the Al-Cu-Fe impurity phase is rarely present in the grain boundary. After solid solution quenching, the T_B phase is nearly dissolved in the matrix and a small amount of $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$ phase appears. After aging, numerous $\theta'(\text{Al}_2\text{Cu})$ and $\sigma(\text{Al}_5\text{Cu}_6\text{Mg}_2)$ are mainly precipitated. After heat treatment, the microhardness and tensile strength of Al-Li alloys are increased by 47.6% and 87.7%, respectively, if compared with those of as-deposited alloys.

Key words laser technique; laser additive manufacturing; Al-Li alloy; microstructure evolution; mechanical properties

OCIS codes 140.3390; 350.3390; 160.3900

收稿日期: 2017-10-31; 收到修改稿日期: 2017-12-24

基金项目: 北京市科技计划课题(D151100001515003)

作者简介: 王欣(1988—), 女, 硕士研究生, 主要从事激光材料加工制造方面的研究。E-mail: wangxin2043@163.com

导师简介: 刘栋(1981—), 男, 博士, 高级工程师, 硕士生导师, 主要从事先进材料激光制备与成形方面的研究。

E-mail: liudong@buaa.edu.cn

* 通信联系人。E-mail: chengxu@buaa.edu.cn

1 引 言

铝锂合金具有低密度、高比强度和高比刚度等优点^[1],被广泛应用于航空航天领域^[2]。常用的铝锂合金制备方法是熔铸工艺技术,由于Li元素活性高、易烧损,因此,需要特殊的熔铸装置进行铸造;铸造过程中凝固速度慢会导致Cu元素偏析严重、晶粒粗大、生长周期长等问题^[3-4]。

激光增材制造技术是以金属粉末或丝材为原材料,通过激光和粉末或丝材的交互作用,使得原位冶金熔化并快速凝固进而逐层堆积,实现从数字模型零件到高性能大型金属结构件的直接近净成形制造^[5]。激光增材制造技术具有凝固速度快、制造周期短、材料利用率高、成本低等优点,钛合金、超高强度钢、高温合金等材料的激光增材制造已进入实际工程应用^[5-8]。铝合金增材制造主要是以Al-Si系合金为主^[9-15],而Al-Li系合金的研究鲜有报道。这是因为激光增材制造的凝固速度快,后续经历的非稳态热循环导致材料凝固后的显微组织比铸造铝合金复杂,组织很难控制。例如,激光增材制造Al-5Si-1Cu-Mg合金时,开始会产生 θ -Al₂Cu、 π -Al₈Mg₃FeSi₆、Q-Al₅Mg₈Cu₂Si₆等不稳定相,受层层热循环的影响, π -Fe消耗 θ -Al₂Cu和Q-Al₅Mg₈Cu₂Si₆后变成 β -Al₅FeSi相^[14]。同时,增材制造过程中能量输入大易导致Li元素的烧损,其含量难以准确控制。除制备工艺外,铝合金性能调控

还可以通过热处理实现^[2-4,16]。

利用时效过程中析出的沉淀相可提高铝合金的力学性能。陈永城等^[15]采用激光熔化沉积了4045铝合金,通过延长保温时间实现了Si相粗化,铝合金显微硬度减小。张虎等^[17]将选区熔化沉积的Al-Cu-Mg合金进行了T4热处理,合金的抗拉强度、屈服强度和延伸率得到增大。本文主要研究了激光增材制造铝锂合金的沉积稳态区显微组织,讨论了去应力退火、双级均匀化退火、固溶淬火和时效等热处理制度对铝锂合金组织演变及力学性能的影响。该研究为激光增材制造铝锂合金的工程应用提供了试验依据。

2 试验材料与方法

试验材料选用自主研发的直径为70~250 μm 的铝锂合金粉末,铝锂合金粉末及其激光增材制造沉积板的化学成分见表1。采用自主研发的“LMD-V”型直接制造系统进行铝锂合金板状试样制备,使用的工艺参数如下:激光功率4~6 kW,光斑直径6~7 mm,激光扫描速度600~800 $\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$,送粉速率720 $\text{g} \cdot \text{h}^{-1}$,采用多道搭接沉积工艺进行焊接,成形过程中采用氩气保护,成形腔内氧气的体积分数小于 5×10^{-5} 。激光增材制造过程的示意图如图1所示,最终成形尺寸为35 mm \times 100 mm \times 80 mm。由于制造过程中热循环对组织的影响,因此研究试样主要采用沉积板中下部较为稳定的部分,如图2所示。

表 1 铝锂合金粉末及其沉积板的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of Al-Li alloy powders and as-deposited plate (mass fraction, %)

| Element | Cu | Li | Mg | Zn | Mn | Zr | Fe | Si | K | Na | O | Al |
|--------------------|------|------|------|------|------|------|------|-------|--------|--------|--------|------|
| Powder | 4.40 | 1.38 | 0.45 | 0.50 | 0.26 | 0.10 | 0.08 | 0.043 | <0.002 | <0.002 | <0.003 | Bal. |
| As-deposited plate | 5.02 | 1.04 | 0.34 | 0.23 | 0.26 | 0.08 | 0.12 | 0.056 | <0.002 | <0.002 | 0.012 | Bal. |

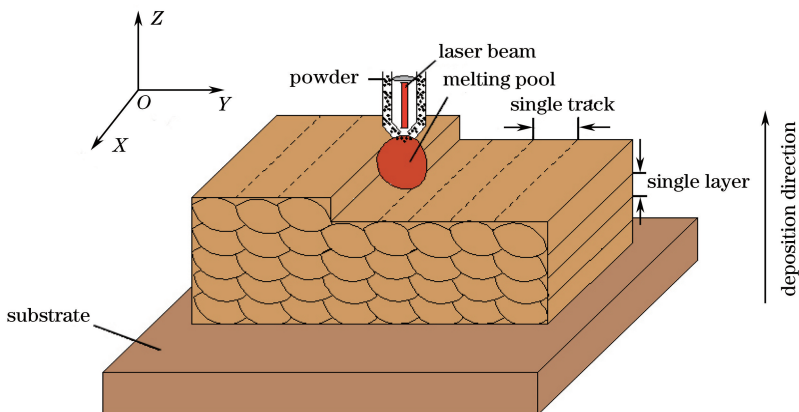


图 1 激光增材制造过程的示意图

Fig. 1 Schematic of laser additive manufacturing process

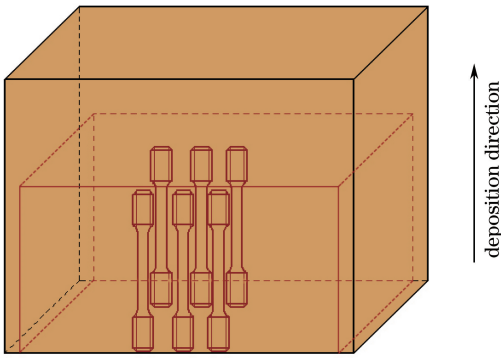


图 2 试样取样示意图

Fig. 2 Schematic of specimen sampling

试样的热处理制度如图 3 所示,其中 AC 表示空冷,WQ 表示水淬。不同热处理制度后取样标号观察,其中,试样 1 为沉积态;试样 2 为退火态,经过了 180 °C 保温 2 h 去应力退火和 500 °C 保温 8 h、515 °C 保温 4 h 双级均匀化退火工艺;试样 3 为淬火态,在试样 2 的基础上再经 530 °C 保温 1.5 h 后固溶水淬;试样 4 为时效态,在试样 3 的基础上再经 165 °C 保温 56 h 时效处理。热处理试验采用上海东星设备有限公司生产的 SX2-10-12 型箱式电阻炉,选择到温入炉方式,到温 1 h 后将试样放入。

试样经砂纸打磨、抛光后进行腐蚀,腐蚀液采用由 95 mL 水、25 mL 硝酸、15 mL 盐酸和 10 mL 氟化氢混合而成的凯勒试剂。利用德国徕卡公司生产的 Leika-DM4000 型金相显微镜(OM)和日本电子公司生产的 JSM-6010LA 型扫描电镜(SEM)观察试样的显微组织。使用日本理学公司生产的 D/max-2500PC 型旋转阳极自动 X 射线衍射(XRD)仪对试样 1 进行相组成分析;采用日本电子公司生产的 JEM-2100 透射电子显微镜(TEM)观察试样 3 和试样 4 内部的微观形貌及析出相;利用日本恒一电子公司生产的 FM-800 型显微硬度仪测试试样 1 和试样 4 的显微硬度;采用日本岛津公司生产的 AG-IS 250KN 万能材料试验机测试试样 1、4 的室温拉伸性能,拉伸试样的具体尺寸如图 4 所示,每组取 3 个平行试样进行测试。

3 试验结果与分析

3.1 显微组织

3.1.1 沉积态

沉积态铝锂合金的显微组织形貌如图 5 所示。从图 5(a)可以发现,沉积态铝锂合金主要由粗大的

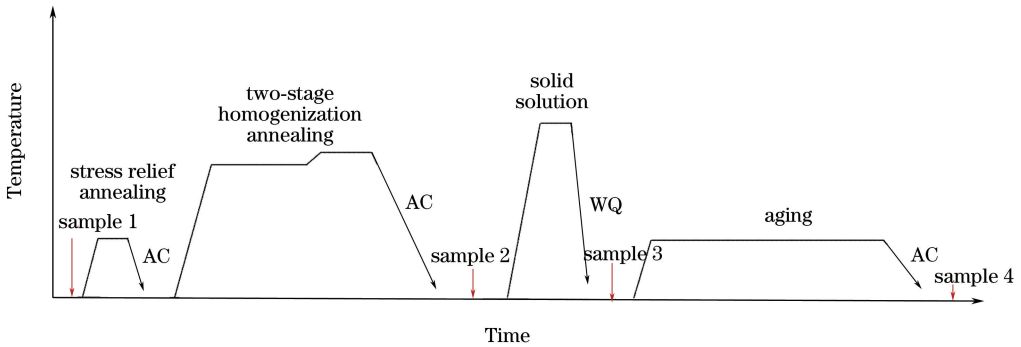


图 3 热处理制度示意图

Fig. 3 Schematic of heat treatment

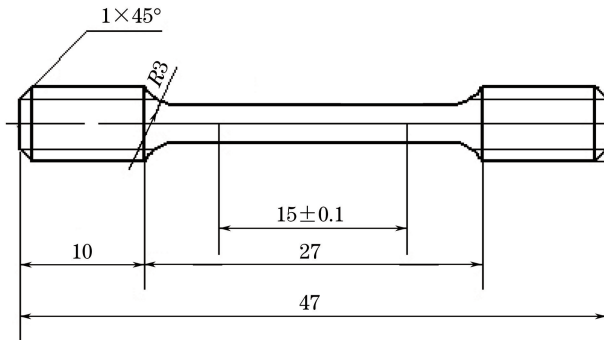


图 4 拉伸试样尺寸示意图

Fig. 4 Schematic of dimension of tensile specimen

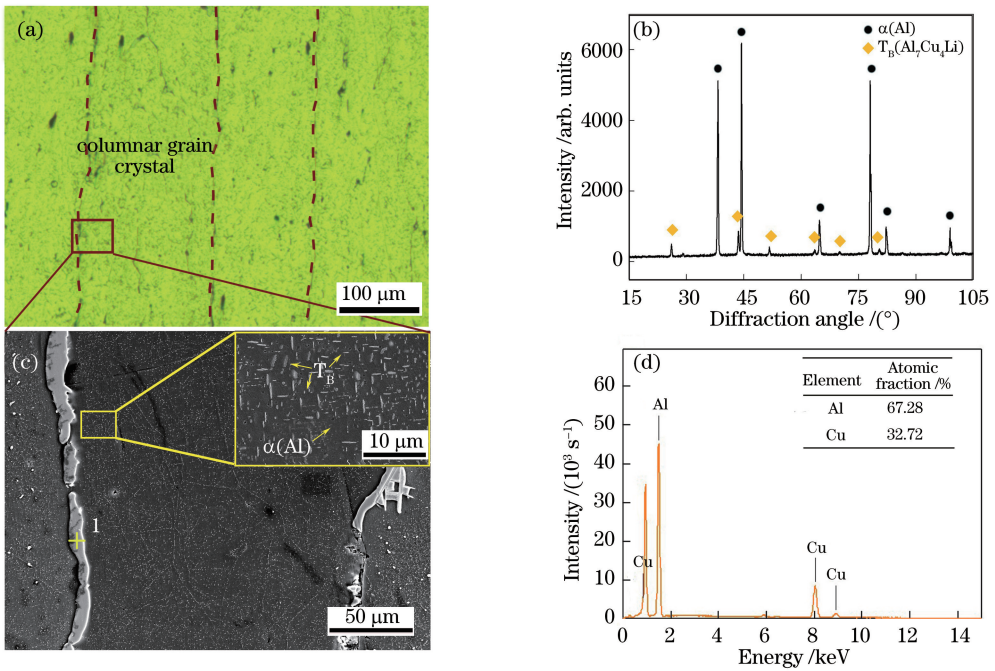


图 5 沉积态铝锂合金的显微组织。(a) OM 图像;(b) XRD 分析结果;(c) SEM 图像;(d) EDS 分析结果
Fig. 5 Microstructure of as-deposited Al-Li alloy.

(a) OM image; (b) XRD analysis result; (c) SEM image; (d) EDS analysis result

柱状晶组成,且明显沿 Z 轴外延生长;结合图 5(c) 可以看到,晶界处存在少量带状相,晶粒内部在暗色基体上均匀分布近似相互平行或垂直的棒状相,长度为 0.3~3.6 μm。从图 5(b)可知,沉积态铝锂合金主要由 α(Al) 基体和棒状 T_B(Al₇Cu₄Li) 相组成^[18-20]。对图 5(c)中的点 1 处进行能谱分析(EDS)后发现,带状相主要含 Al 和 Cu 元素,其原子数分数比约为 2:1,因此,带状相可能是 θ(Al₂Cu) 等富铜相^[21-22]。

3.1.2 退火态

沉积态铝锂合金在激光增材制造过程中经历反复的热循环,产生了热应力,直接进行均匀化退火会造成试样开裂。因此,首先对沉积态试样进行 180 °C 保温 2 h 去应力退火,再进行双级均匀化退火。双级均匀化退火工艺可以使晶界或枝晶间的低熔点共晶相溶解,减小低熔点共晶相含量,改善合金成分均匀性^[23]。

退火态铝锂合金的显微组织形貌如图 6 所示。对比图 6(a)、(b)和图 5(a)、(c),可以看出,退火态铝锂合金的晶界富铜相大大减少甚至消失,晶界和亚晶界变得更加明显,T_B 相更加均匀和密集地分布在基体中。通过对图 6(b)所示未溶的白色亮条相进行相能谱定量分析发现,该相主要含 Al、Fe、Cu 元素,因此,白色亮条相可能为 Al₇Cu₂Fe 或其他

Al-Cu-Fe 杂质相^[24]。

3.1.3 淬火态

淬火态铝锂合金的显微组织形貌如图 7 所示。对比图 7(a)、(b)与图 6(a)、(b)可知,经过固溶淬火处理后,淬火态铝锂合金晶内的 T_B 相基本消失。从图 7(c)可以看出,淬火态铝锂合金中存在大量位错及少量球状相,对其进行衍射斑点分析后可知,该相为面心立方结构,其晶体结构和点阵常数与 Al 基体相近,晶格常数为 0.401 nm,表明球状相是 δ'(Al₃Li) 相。

Yoshimura 等^[25]认为,当淬火态 Al-Cu-Li 合金中 Li 的质量分数小于 1.6% 时,合金中不会出现 δ' 相;试验中铝锂合金在 Li 的质量分数为 1.03% 的情况下却出现了 δ' 相。这可能是因为铝锂合金中含有 Mg 和 Zr 元素,Mg 元素可以减小 Li 元素在基体中的固溶度,Zr 元素可与 Al 元素形成 β'(Al₃Zr) 相,β' 相作为 δ' 相的形核中心使 δ' 相易于析出,此现象在 Al-5.3Cu-1.3Li-0.4Mg-0.4Ag-0.12Zr 合金中也被发现^[26-27]。

3.1.4 时效态

时效态铝锂合金的显微组织形貌如图 8 所示。由图 8(a)可知,时效态铝锂合金主要弥散析出相互垂直的板条状相,板条析出相的长度为 56~250 nm;从板条状相的衍射斑点分析可知,该相属

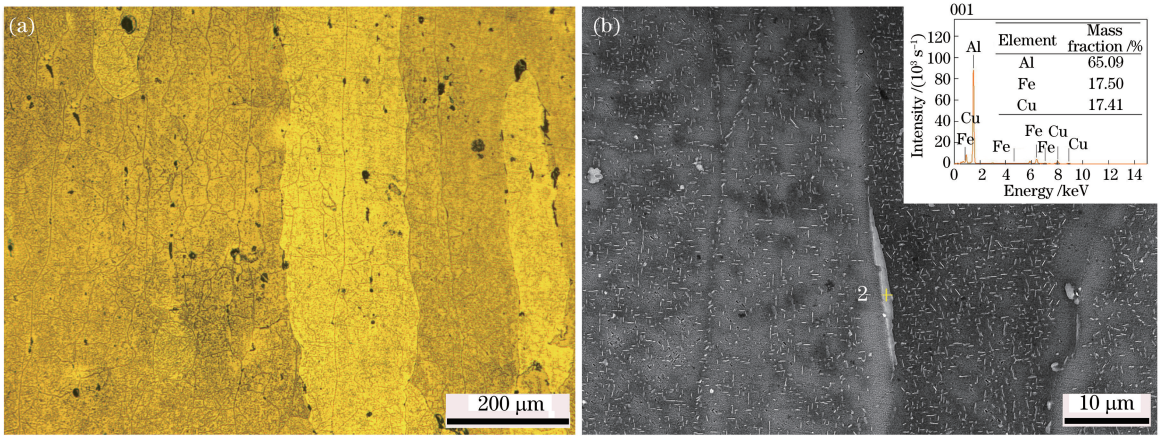


图 6 退火态铝锂合金的显微组织。(a) OM 图像;(b) SEM 图像和 EDS 分析结果

Fig. 6 Microstructure of annealed Al-Li alloy. (a) OM image; (b) SEM image and EDS analysis result

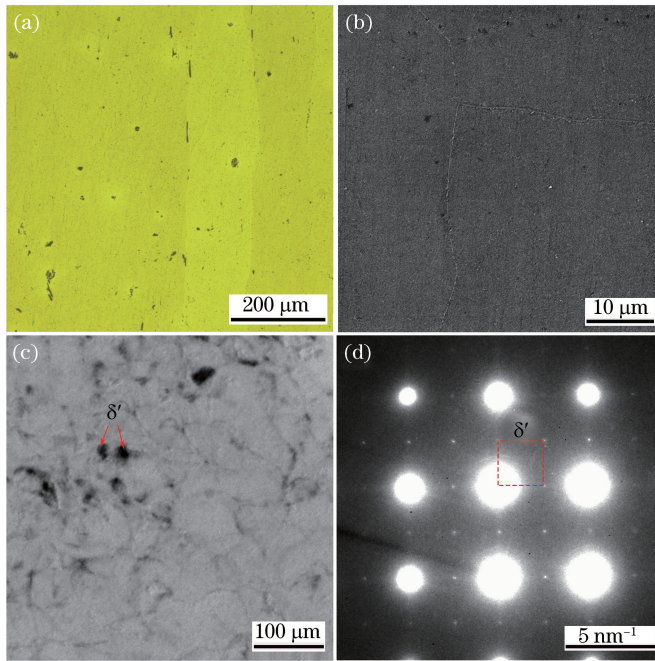


图 7 淬火态铝锂合金的显微组织。(a) OM 图像;(b) SEM 图像;(c) TEM 图像;(d) 衍射斑点

Fig. 7 Microstructure of quenched Al-Li alloy. (a) OM image; (b) SEM image; (c) TEM image; (d) diffraction spot

于四方晶系,晶格常数为 0.404 nm,该板条状相为 θ' (Al_2Cu)相。

由图 8(c)的局部放大图可知,时效处理还析出了尺寸为 13~27 nm 的方形相;从图 8(d)可知,方形相为复杂的正方结构,每个单元体内有 39 个原子,晶格常数为 0.831 nm,与基体的错配度为 2.8%,该方形相为 σ ($\text{Al}_5\text{Cu}_6\text{Mg}_2$)相。

Jo 等^[28]指出,当 Cu、Li 的质量分数比大于 4 时,Al-Cu-Li 三元系合金的析出过程如下:合金淬火后形成过饱和固溶体,在室温或稍高温度中加热发生分解,分解过程包括溶质原子富集区生成、亚稳定相(θ'' 相和 θ' 相)析出和稳定相(θ 相)析出三个阶

段。峰值时效时,大量的 θ' 和 θ'' 是合金时效的主要析出相,同时,合金中还会出现 σ 相。由文献[29]可知,Al-Cu-Mg 系合金中 σ 相出现的条件为:1) 当 Cu、Mg 的质量分数比为 2.2~2.6 时,合金中需要存在 Si 元素;2) 当 Cu、Mg 的质量分数比为 7~8 时,合金中需有 Ag 元素;3) 当 Cu、Mg 的比值大于 10 时,合金中不需要存在 Si 和 Ag 元素。试验中铝锂合金的 Cu、Mg 质量分数比为 14.8,因此,试验中铝锂合金析出的 σ 相可能是较大的 Cu、Mg 质量分数比造成的。

3.2 力学性能测试

时效态与沉积态铝锂合金的室温拉伸性能见表

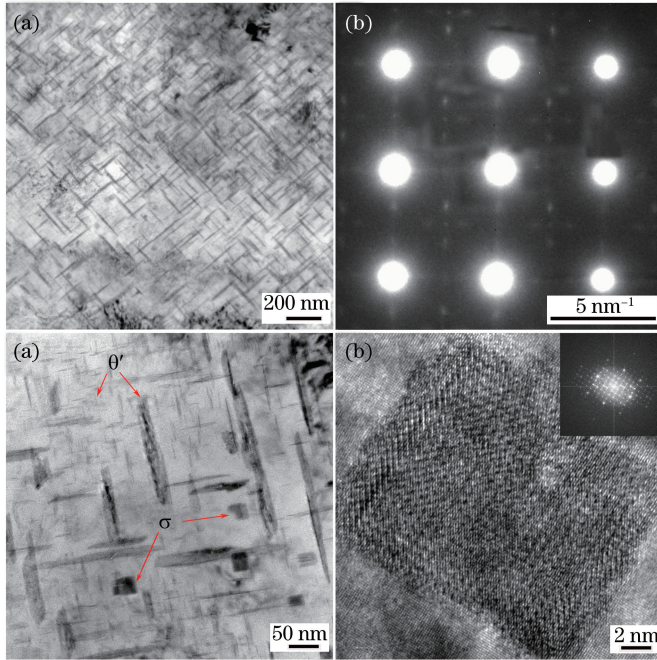


图 8 时效态铝锂合金的显微组织。(a) TEM 图像;(b)衍射斑点;(c) TEM 图像;(d)方形相高分辨 TEM 图像
Fig. 8 Microstructure of aged Al-Li alloy.

(a) TEM image; (b) diffraction spot; (c) TEM image; (d) square-phase high-resolution TEM image

2,并与相近时效状态下成分相近的轧制态 2A97 铝锂合金^[30]进行了对比。由表 2 可知,时效态铝锂合金的显微硬度比沉积态的提高了 47.6%、抗拉强度

提高了 87.7%、塑形延伸强度提高了 155.3%,但断后伸长率相当;试验用时效态铝锂合金的各性能指标都小于常规轧制生产的 2A97 铝锂合金。

表 2 不同铝锂合金在不同状态下的性能

Table 2 Performances of different Al-Li alloys under different conditions

| Material | Microhardness /HV | Tensile strength /MPa | Extension strength /MPa | Elongation /% |
|------------------------------|-------------------|-----------------------|-------------------------|---------------|
| Deposited Al-Li alloy | 105 | 244 | 168 | 5.0 |
| Al-Li alloy with aging state | 155 | 458 | 429 | 5.0 |
| Rolling 2A97 | 166 | 556 | 530 | 5.6 |

在激光增材制造铝锂合金的过程中,铝锂合金的导热系数较大,热循环会促进针状 T_B 相的析出长大及粗化,这种高温缓冷过程产生的片状相会严重降低材料的性能^[18,20]。试验中沉积态试样均选取了沉积板中下部较为稳定的部分,晶内布满了 T_B 相,且 Cu、Fe 等元素在晶界处偏聚形成富铜相,从而导致晶界弱化^[30],因此,沉积态铝锂合金的显微硬度及抗拉强度均小于时效态 Al-Li 合金。时效态铝锂合金的晶界富铜相基本消失,晶内析出 θ' 和 σ 相。析出强化是 Al-Cu-Li 系合金的主要强化机制, θ' 相是时效析出过程中起重要强化作用的析出相; σ 相有很好的抗粗化性能,可以为强化合金相的形成提供基础^[31-32]。因此,时效态铝锂合金的显微硬度和屈服强度较大。然而,试验使用的激光增材制造

铝锂合金与轧制态 2A97 铝锂合金的成分略有不同,轧制态 2A97 铝锂合金中的 Li 质量分数为 1.3%~1.6%,时效后主要析出的强化相是 θ' 和 T_1 相,而试验使用的铝锂合金主要析出 θ' 和 σ 相,其强化作用弱于 θ' 和 T_1 相的复合强化作用^[30]。沉积态铝锂合金晶粒形貌为柱状晶,而轧制态铝锂合金晶粒形貌为垂直于挤压方向的拉长晶粒,轧制态铝锂合金晶粒尺寸比沉积态的更为细小。此外,试验使用的铝锂合金可能存在一些微孔缺陷,其力学性能略低于轧制态的。

4 结 论

通过激光增材制造技术制备了铝锂合金,并对其进行了热处理,通过测试分析后得到以下结论。

1) 沉积态铝锂合金的组织主要是 $\alpha(\text{Al})$ 基体和 T_B 相,晶界处存在少量带状富铜相。

2) 经退火工艺处理后,铝锂合金的晶界富铜相基本消失,存在极少非溶性 Al-Fe-Cu 杂质相, T_B 相均匀密集分布在基体中。

3) 铝锂合金淬火后, T_B 相基本消失,存在少量 δ' 相;进一步时效处理后,弥散析出 θ' 和 σ 相。

4) 沉积态铝锂合金的显微硬度和拉伸性能较低,时效态铝锂合金的硬度和抗拉强度大于沉积态铝锂合金。

参 考 文 献

[1] Komisarov V, Talianker M, Cina B. Effect of retrogression and reaging on the precipitates in an 8090 Al-Li alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 242(1/2): 39-49.

[2] Li J F, Zheng Z Q, Chen Y L, *et al.* Al-Li alloys and their application in aerospace industry [J]. *Aerospace Materials & Technology*, 2012(1): 13-19.
李劲风, 郑子樵, 陈永来, 等. 铝锂合金及其在航天工业上的应用[J]. *宇航材料工艺*, 2012(1): 13-19.

[3] Nayan N, Murty S V S N, Jha A K, *et al.* Processing and characterization of Al-Cu-Li alloy AA22195 undergoing scale up production through the vacuum induction melting technique [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 576: 21-28.

[4] Olakanmi E O, Cochrane R F, Dalgarno K W. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties [J]. *Progress in Materials Science*, 2015, 74: 401-477.

[5] Wang H M. Materials' fundamental issues of laser additive manufacturing for high-performance large metallic components [J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2014, 35(10): 2690-2698.
王华明. 高性能大型金属构件激光增材制造: 若干材料基础问题 [J]. *航空学报*, 2014, 35(10): 2690-2698.

[6] Liu X X, Cheng X, Wang H M, *et al.* Influence of processing conditions on formation of stray grains in DD5 single-crystal superalloys by laser melting multi-traced deposition [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2017, 44(6): 0602009.
刘小欣, 程序, 王华明, 等. 不同工艺条件对激光熔化多道沉积 DD5 单晶高温合金杂晶的影响 [J]. *中国激光*, 2017, 44(6): 0602009.

[7] Zhu Y Y, Liu D, Tian X J, *et al.* Characterization of microstructure and mechanical properties of laser

melting deposited Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si titanium alloy [J]. *Materials & Design*, 2014, 56: 445-453.

[8] Ran X Z, Liu D, Li A, *et al.* Microstructure characterization and mechanical behavior of laser additive manufactured ultrahigh-strength AerMet100 steel [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 663: 69-77.

[9] Yan C Z, Hao L, Hussein A, *et al.* Microstructure and mechanical properties of aluminium alloy cellular lattice structures manufactured by direct metal laser sintering [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 628: 238-246.

[10] Wang X J, Zhang L C, Fang M H, *et al.* The effect of atmosphere on the structure and properties of a selective laser melted Al-12Si alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 597: 370-375.

[11] Domack M S, Taminger K M B, Begley M. Metallurgical mechanisms controlling mechanical properties of aluminum alloy 2219 produced by electron beam freeform fabrication [J]. *Materials Science Forum*, 2006, 519/520/521: 1291-1296.

[12] Li J, Cheng X, Liu D, *et al.* Phase evolution of a heat-treatable aluminum alloy during laser additive manufacturing [J]. *Materials Letters*, 2018, 214: 56-59.

[13] 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.

[14] Li J, Wang H M, Tang H B. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser melting deposited Ni-base superalloy Rene'41 [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 550: 97-102.

[15] Chen Y C, Zhang S Q, Tian X J, *et al.* Microstructure and microhardness of 4045 aluminum alloy fabricated by laser melting deposition [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2015, 42(3): 0303008.
陈永城, 张述泉, 田象军, 等. 激光熔化沉积 4045 铝合金显微组织及显微硬度 [J]. *中国激光*, 2015, 42(3): 0303008.

[16] Gu J L, Ding J L, Williams S W, *et al.* The strengthening effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on the additively manufactured Al-6.3Cu alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 651: 18-26.

[17] Zhang H, Nie X J, Zhu H H, *et al.* Study on high strength Al-Cu-Mg alloy fabricated by selective laser melting [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(5):

0503007.
张虎, 聂小佳, 朱海红, 等. 激光选区熔化成形高强 Al-Cu-Mg 合金研究 [J]. 中国激光, 2016, 43(5): 0503007.
- [18] Yu X X, Yin D F, Yu Z M, *et al.* Effects of cerium addition on solidification behaviour and intermetallic structure of novel Al-Cu-Li alloys [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2016, 45(6): 1423-1429.
- [19] Li X C. Structure and metallographic map of aluminum alloy [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2010: 387.
李学朝. 铝合金材料组织与金相图谱 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2010: 387.
- [20] Chen D L, Chaturvedi M C. Effects of welding and weld heat-affected zone simulation on the microstructure and mechanical behavior of a 2195 aluminum-lithium alloy [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, 32(11): 2729-2741.
- [21] Fu B L, Qin G L, Meng X M, *et al.* Microstructure and mechanical properties of newly developed aluminum-lithium alloy 2A97 welded by fiber laser [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 617: 1-11.
- [22] Zhang X Y, Huang T, Yang W X, *et al.* Microstructure and mechanical properties of laser beam-welded AA2060 Al-Li alloy [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 237: 301-308.
- [23] Gupta R K, Nayan N, Nagasireesha G, *et al.* Development and characterization of Al-Li alloys [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 420(1/2): 228-234.
- [24] Liu Q, Zhu R H, Li J F, *et al.* Microstructural evolution of Mg, Ag and Zn micro-alloyed Al-Cu-Li alloy during homogenization [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26(3): 607-619.
- [25] Yoshimura R, Konno T J, Abe E, *et al.* Transmission electron microscopy study of the early stage of precipitates in aged Al-Li-Cu alloys [J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(10): 2891-2903.
- [26] Ringer S P, Muddle B C, Polmear I J. Effects of cold work on precipitation in Al-Cu-Mg-(Ag) and Al-Cu-Li-(Mg-Ag) alloys [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1995, 26(7): 1659-1671.
- [27] Wu X W, Gao G G, He W Y, *et al.* Effect of microstructure for Zr addition in Al-Cu-Li-Mg alloys [J]. *Journal of Materials Engineering*, 1992(s1): 208-211.
吴学武, 高国忠, 贺维勇, 等. Zr 对 Al-Li-Cu-Mg 合金组织的影响 [J]. 材料工程, 1992(s1): 208-211.
- [28] Jo H H, Hirano K I. Precipitation processes in Al-Cu-Li alloy studied by DSC [J]. *Materials Science Forum*, 1987, 13/14: 377-382.
- [29] Li H Y, Sun Y, Wang X F, *et al.* Effect of hot treatment on mechanical properties and microstructure of a new type Al-Cu-Li alloy [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2008(12): 41-45.
李红英, 孙远, 王晓峰, 等. 时效时间对一种新型 Al-Cu-Li 系合金显微组织及力学性能的影响 [J]. 材料工程, 2008(12): 41-45.
- [30] Yan H. Study on the heat treatment process and microstructure properties of the 2A97 aluminum-lithium alloy [D]. Changsha: Hunan University, 2013: 1-65.
闫豪. 2A97 铝锂合金热处理工艺及组织性能研究 [D]. 长沙: 湖南大学, 2013: 1-65.
- [31] Li H Y, Tang Y, Zeng Z D, *et al.* Effect of ageing time on strength and microstructures of an Al-Cu-Li-Zn-Mg-Mn-Zr alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 498(1/2): 314-320.
- [32] Barr S C, Rylands L M, Jones H, *et al.* Formation and characteristics of coarsening resistant cubic sigma phase in Al-4.2Cu-1.6Mg-0.2Si [J]. *Materials Science and Technology*, 1997, 13(8): 655-659.