

激光增材制造铝锂合金的热处理组织及 T_B 相析出

焦世坤^{1,2,3,4,5}, 刘少印^{1,2,3,4,5}, 刘栋^{1,2,3,4,5}, 程序^{1,2,3,4,5*}

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;

³国防科技工业激光增材制造技术研究应用中心, 北京 100191;

⁴大型整体金属构件激光直接制造教育部工程研究中心, 北京 100191;

⁵大型关键金属构件激光直接制造北京市工程技术研究中心, 北京 100191

摘要 采用激光增材制造技术制备了铝锂合金, 分析了沉积态铝锂合金的显微组织, 优化得到了沉积态铝锂合金的双级均匀化退火和固溶热处理工艺参数, 并探讨了 T_B 相的时效析出行为。结果表明, 经过双级均匀化退火及固溶热处理后, 铝锂合金晶界和晶内析出的低熔点富铜相数量减少, 铝锂合金的成分均匀性得到提高。当时效温度为 400 °C 时, 铝锂合金中析出的 T_B 相数量达到最大; 随着时效温度的继续升高, T_B 相数量逐渐减少。铝锂合金的显微硬度随着 T_B 相含量的增加先减小后增大。

关键词 激光技术; 激光增材制造; 铝锂合金; 热处理; T_B 相; 显微硬度

中图分类号 TG146.2

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.0502001

Heat Treatment Microstructures and T_B Phase Precipitation of Laser Additive Manufactured Al-Li Alloys

Jiao Shikun^{1,2,3,4,5}, Liu Shaoyin^{1,2,3,4,5}, Liu Dong^{1,2,3,4,5}, Cheng Xu^{1,2,3,4,5}

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;

³Research and Application Center of Laser Additive Manufacturing for National Defense Industries, Beijing 100191, China;

⁴Engineering Research Center of Ministry of Education on Laser Direct Manufacturing for Large Metallic Components, Beijing 100191, China;

⁵Beijing Engineering Technological Research Center on Laser Direct Manufacturing for Large Critical Metallic Components, Beijing 100191, China

Abstract The Al-Li alloys are fabricated by the laser additive manufacturing technique, and the microstructures of the as-deposited Al-Li alloys are analyzed. The processing parameters for double-stage homogenization annealing and solution heat treatment are optimized, and the T_B phase precipitation behavior is explored. The results show that, after the double-stage homogenization annealing and solution heat treatment, the amount of copper-rich phase with a low melting point precipitated on the grain boundary and within grains is reduced, and thus the uniformity of Al-Li alloy compositions is improved. The amount of the precipitated T_B phase reaches the maximum at an aging temperature of 400 °C, and with the further increment of the aging temperature, the amount of T_B phase gradually decreases. In addition, the micro-hardness decreases first and then increases with the increase of the aging temperature.

收稿日期: 2017-12-11; 收到修改稿日期: 2018-01-03

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB1100401)、北京市科技计划(D151100001515003)

作者简介: 焦世坤(1991—), 男, 硕士研究生, 主要从事金属增材制造方面的研究。E-mail: shikunjiao@163.com

导师简介: 王华明(1962—), 男, 博士, 教授, 博士生导师, 主要从事先进材料激光制备与成形制造技术方面的研究。

E-mail: wanghm@buaa.edu.cn

* 通信联系人。E-mail: chengxu@buaa.edu.cn

Key words laser technique; laser additive manufacturing; aluminum-lithium alloy; heat treatment; T_B phase; micro-hardness

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3850

1 引 言

铝锂合金具有密度低、弹性模量高、比强度高、比刚度高和疲劳性能好等优点^[1-2],被广泛应用于飞机机身^[3]、地板横梁、机翼纵梁^[4]、火箭燃料贮箱^[5]及太空飞船资源舱^[6]等大型结构件上,是航空航天工业中最理想的轻质高强结构材料之一^[7]。常规熔铸工艺技术制备铝锂合金需要特殊熔铸装置,且在铸造过程中易产生气孔、缩松等缺陷。铝锂合金板材的生产需要铸造与后续锻造、挤压等工艺配合,存在周期长、成本高等问题^[8-9]。激光增材制造(LAM)技术以金属粉末或丝材为原材料,在高功率激光束作用下,通过激光与粉末的交互作用,实现从零件数字模型到高性能大型无缺陷复杂金属结构件的近净成形制造^[10-11]。激光增材制造技术无需大型熔铸、锻造工业装备,具有制造成本低、生产周期短、材料利用率高等优点^[12],已被应用于钛合金^[13]、超高强度钢^[14]、高温合金^[15]等材料的制备,并进入实际工程应用^[16]。

第三代铝锂合金主要依靠热处理进行强化,合金中强化相的形状、尺寸、数量及分布是影响合金力学性能的关键因素,通过改变合金中的强化相可以

表 1 铝锂合金铸锭、粉末以及沉积态试样的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of ingot, powders and as-deposited specimens of Al-Li alloys (mass fraction, %)

| Material | Cu | Li | Mg | Zn | Mn | Zr | Fe | Si | Al |
|-------------------|------|------|------|------|------|------|-------|-------|------|
| Al-Li alloy ingot | 4.38 | 1.72 | 0.48 | 0.54 | 0.25 | 0.12 | <0.3 | <0.3 | Bal. |
| Al-Li powders | 4.40 | 1.38 | 0.45 | 0.50 | 0.26 | 0.10 | 0.076 | 0.043 | Bal. |
| LAM Al-Li | 4.41 | 1.32 | 0.40 | 0.36 | 0.28 | 0.11 | 0.080 | 0.034 | Bal. |

采用自主研发的“LMD-V”型激光直接制造系统进行试验,激光增材制造过程示意图及铝锂合金试样如图 1 所示。图 1(a)中将沉积增高方向定义为 Z 向,激光束扫描方向为 Y 向,垂直于激光束扫描方向和沉积增高方向为 X 方向,相对应的各个方向垂直截面分别定义为 XOY、XOZ、YOZ 面。激光成形试验的工艺参数:激光功率为 4~6 kW,光斑直径为 6~7 mm,激光扫描速度为 600~800 mm·min⁻¹,送粉速率为 720 g·h⁻¹,基材选用轧制的纯铝板。在基板上采用多道搭接沉积工艺,成形过程采用氩气保护,成形腔内氧的质量分数小于 0.005%,成形的铝锂合金板材尺寸为 86 mm×30 mm×80 mm。

将试样打磨抛光后在凯勒试剂中腐蚀,采用德国徕卡公司生产的 Leica 4000M 型光学显微镜(OM)、

改善合金的力学性能。热处理工艺参数对第三代铝锂合金显微组织和力学性能的影响研究已有较多报道。Rioja 等^[1]研究了第三代铝锂合金中典型析出相的强韧化作用。Nayan 等^[9]发现,经双级时效后,2195 铝锂合金比单级时效的具有更好的塑韧匹配,双级时效可以控制 T_1 强化相的析出位置和尺寸,降低 T_1 相在亚晶界析出的程度,避免晶界产生沉淀无析出区。Ovri 等^[17]研究了 2198 铝锂合金自然时效和过时效的显微组织对性能的影响。

经过合适的退火及固溶工艺,可有效改善沉积态的合金元素分布以及显微组织状态,这对于激光增材制造铝锂合金的性能调控十分重要。本文主要分析了沉积态铝锂合金的显微组织,探索了热处理工艺对激光增材制造铝锂合金组织的影响,优化了时效前的退火及固溶热处理工艺参数。同时,研究了激光增材制造过程中产生的棒状 T_B 相的时效析出行为。

2 试验材料及方法

以真空熔铸铝锂合金棒材为原料,采用等离子旋转电极雾化法制备铝锂合金粉末,铝锂合金铸锭、粉末及沉积态试样的化学成分见表 1。

日本电子株式会社生产的 JSM-6010LA 型扫描电子显微镜(SEM)进行显微组织、晶粒形貌观察。利用日本理学生产的 JXA-8230 电子探针进行微区化学成分及能量色散谱(EDS)分析。采用日本电子株式会社生产的 JEM-2100F 型透射电子显微镜(TEM)进行显微组织观察和物相分析。利用日本恒一电子生产的 Future-Tech FM-800 型显微硬度仪测试试样的显微硬度,显微硬度的测量依据 ASTM E384^[18] 标准进行,施加载荷为 0.98 N,加载时间为 10 s,每个沉积高度位置测量 7 次后取平均值作为最终硬度值。采用德国耐驰公司生产的型号为 STA-449F3 的同步热分析仪进行差示扫描量热法(DSC)测试,分别切取沉积态和一级退火态试样 10~15 mg,测试温度为 25~700 °C,升温速率为 10 °C·min⁻¹,氩气气氛保护。

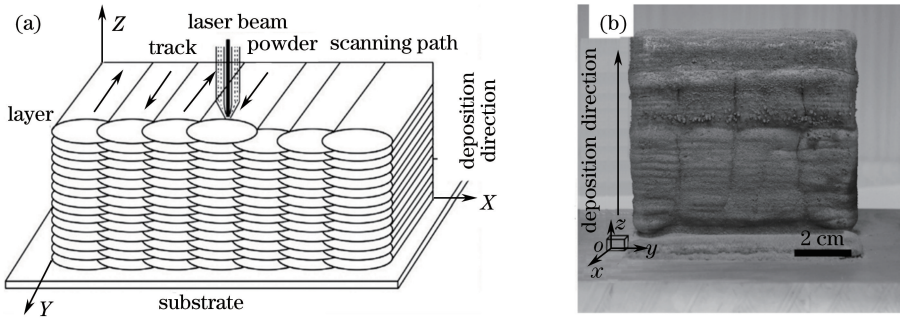


图 1 (a)激光增材制造过程示意图;(b)铝锂合金试样

Fig. 1 (a) Schematic of laser additive manufacturing; (b) specimen of Al-Li alloy

沉积态铝锂合金先采取 180 °C 保温 2 h 去应力退火,以消除激光增材制造过程中产生的残余应力,然后进行均匀化退火。双级均匀化退火可以显著减少铝锂合金低熔点共晶相,改善成分均匀性^[19]。激光增材制造铝锂合金的双级均匀化退火工艺过程为:首先,结合沉积态铝锂合金 DSC 曲线,基于金相法,确定优化的一级退火制度;其次,利用 DSC、SEM、EDS 分析确定优化的二级均匀化退火制度;然后,采用金相法优化固溶工艺制度;最后,在优化的时效前热处理工艺制度条件下,研究不同时效温度对 T_B 相时效析出行为的影响。

分别在 515, 520, 525, 530 °C 下保温 1 h,然后迅速在室温水淬,通过金相组织观察确定铝锂合金的固溶工艺。固溶处理后的试样分别在 360, 400, 435, 465, 485, 500 °C 下进行 5 h 时效处理,观察棒状 T_B 相的析出情况。

3 试验结果与分析

3.1 沉积态铝锂合金组织及析出相分析

铝锂合金的导热系数高、相变温度低,在激光增材制造铝锂合金过程中,已沉积层在后续沉积过程受循环热影响易发生固态相变行为^[20],显微组织变化复杂。沉积态铝锂合金的稳定态显微组织如图 2 所示。可以看出,稳态区内的析出相主要由晶界和晶内的条状、块状或球状相及细小棒状相组成。

沉积态铝锂合金稳定态区的微观形貌如图 3 所示,其 EDS 分析结果见表 2。由位置 1、2 处白亮色相的 EDS 分析结果看出,Cu 元素在晶界和晶内富集,且 Cu 元素与 Al 元素的原子数分数比接近 1:2,稳态组织中析出条带状或球状相;位置 3 处灰色区域 Al 元素含量较大,Cu 元素含量较小,Mg 元素含量明显大于其他位置的。由此推测,条带状或球状相可能为 $\theta'(Al_2Cu)$ 相和由 Al_2CuMg 形成的共晶相^[21-23]。由

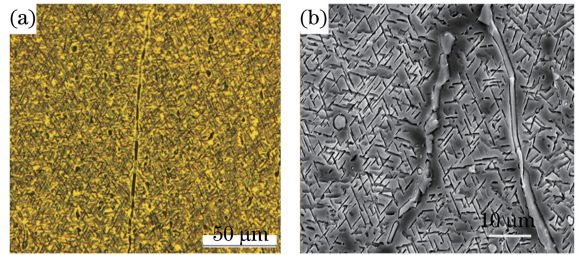


图 2 沉积态铝锂合金的稳定态显微组织。

(a)金相图;(b)扫描图

Fig. 2 Stable microstructure of as-deposited Al-Li alloy.

(a) Metallograph; (b) scanning pattern

于棒状相尺寸很小,无法进行能谱分析,因此,通过 TEM 对棒状相进行物相分析。

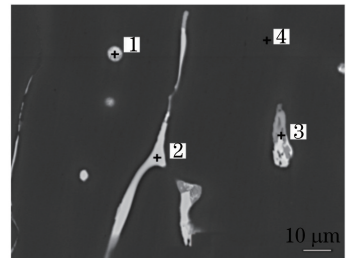


图 3 沉积态铝锂合金的稳定态区微观形貌

Fig. 3 Micro-morphology at stable area of as-deposited Al-Li alloy

表 2 沉积态铝锂合金 EDS 分析结果(原子数分数,%)

Table 2 EDS analysis results of as-deposited Al-Li alloy (atomic fraction, %)

| Point | Al | Cu | Mn | Mg | Zn | Fe |
|-------|-------|-------|------|------|------|------|
| 1 | 64.66 | 30.07 | 0.77 | 1.96 | - | 2.55 |
| 2 | 63.89 | 34.91 | 0.53 | - | - | 0.67 |
| 3 | 73.16 | 17.30 | - | 8.79 | 0.75 | - |
| 4 | 97.92 | 1.37 | - | 0.71 | - | - |

沉积态铝锂合金稳定态区的棒状相 TEM 像如图 4 所示。由图 4(b)可以确定,棒状相为面心立方结构。通过计算可知,棒状相的点阵常数为 0.583 nm,与 T_B 相的点阵常数匹配^[24],故确定棒状相为 T_B 相。

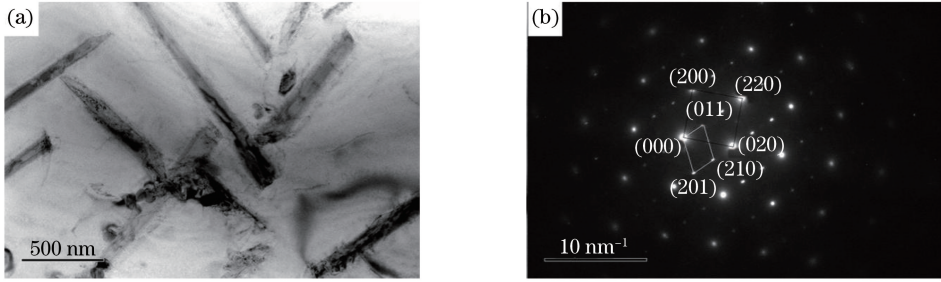


图 4 沉积态铝锂合金稳态区棒状相。(a) TEM 明场像;(b)衍射斑点

Fig. 4 Flake-like phase at stable area of as-deposited Al-Li alloy.

(a) TEM bright field image; (b) diffraction spots

3.2 均匀化退火组织分析及工艺优化

为了优化激光增材制造铝锂合金一级均匀化退火温度,对沉积态铝锂合金进行 DSC 分析,结果如图 5 所示。曲线中两个吸热峰的峰值温度分别为 520.1 °C 和 644.6 °C,其中 644.6 °C 吸热峰对应的为沉积态铝锂合金的熔点,520.1 °C 为共晶相的熔化吸热峰,而共晶相的初熔温度为 510.7 °C。因此,激光增材制造铝锂合金的一级均匀化处理温度小于 510.7 °C,试验中选择了 490 °C,一级退火时间分别为 4,6,8,10 h,通过 OM 观察 490 °C 不同退火时间下显微组织变化及共晶相的溶解情况,确定一级均匀化退火制度。

490 °C 下不同均匀化退火时间的铝锂合金显微组织如图 6 所示。当退火时间为 4 h 时,铝锂合金晶界和晶内仍然存在许多残留第二相及未完全溶解的 T_B 相。当退火时间为 6 h 时, T_B 相已经基本不

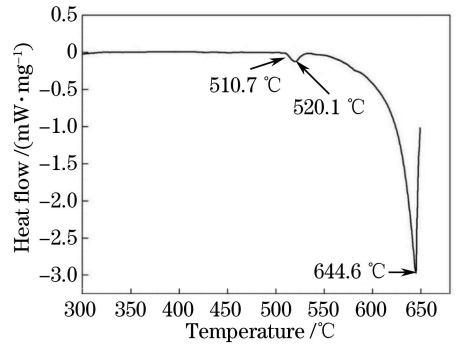


图 5 沉积态铝锂合金的 DSC 曲线

Fig. 5 DSC curve of as-deposited Al-Li alloy

存在,但是晶界和晶内的第二相含量未出现明显减小。当退火时间为 8 h 时,晶界和晶内第二相的数量和体积大大减小。当退火时间为 10 h 时,残留第二相含量与退火时间为 8 h 的相比变化不大。因此,确定一级退火工艺为 490 °C 下退火 8 h。

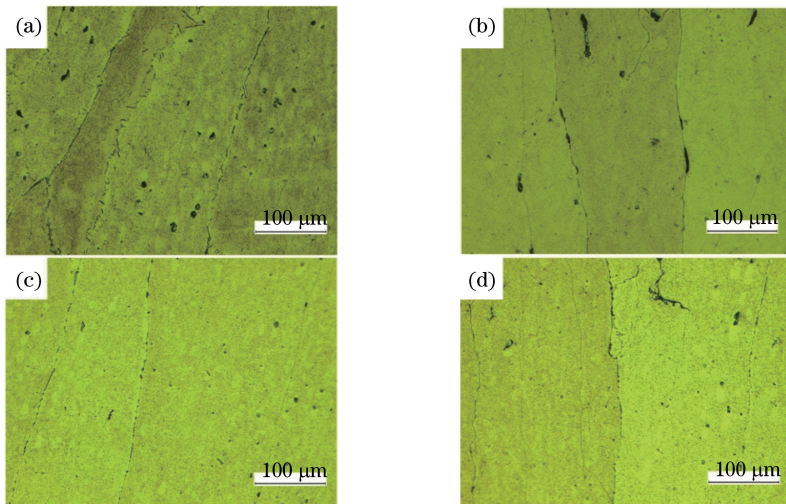


图 6 490 °C 下不同均匀化退火时间的铝锂合金显微组织。(a) 4 h;(b) 6 h;(c) 8 h;(d) 10 h

Fig. 6 Microstructures at 490 °C of Al-Li alloys under different homogenization time.

(a) 4 h; (b) 6 h; (c) 8 h; (d) 10 h

经过一级退火后铝锂合金的 DSC 分析结果如图 7 所示。可以看出,一级退火态铝锂合金的吸热峰温度为 525.7 °C,比沉积态铝锂合金的减小了约 5.6 °C,且峰值强度大大减小,即熔化热减小。因此,选择二级退火温度为 515 °C。

515 °C 下不同二级退火时间的退火态铝锂合金的背散射电子像如图 8 所示。可以看出,随着二级退火时间的增大,第二相进一步溶解到基体中,残留第二相逐渐减少。当二级退火时间达到 4 h 时,只有少量第二相残余,但当退火时间继续增大至 5 h 时,第二相量不再减少。因此,综合一级、二级均匀化退火工艺,最终优化双级均匀化退火制度采

取 490 °C 下保温 8 h 和 515 °C 下保温 4 h。

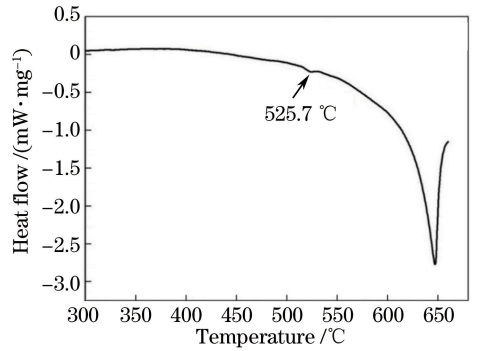


图 7 一级退火后铝锂合金的 DSC 曲线

Fig. 7 DSC curve of Al-Li alloy after first-stage annealing

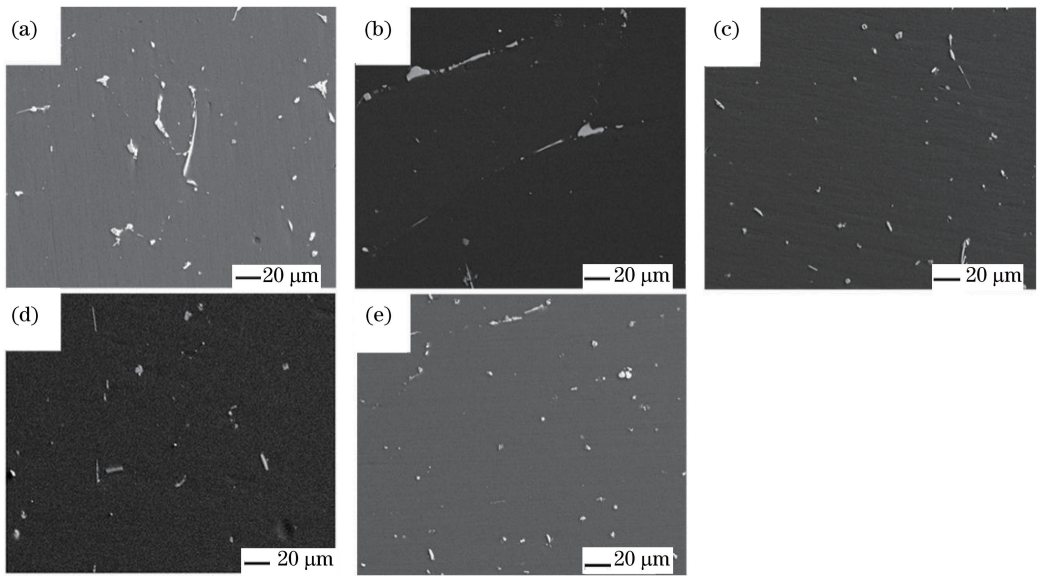


图 8 515 °C 下不同二级退火时间的铝锂合金背散射电子像。(a) 1 h; (b) 2 h; (c) 3 h; (d) 4 h; (e) 5 h

Fig. 8 BSD images at 515 °C of Al-Li alloys under different second-stage annealing time.

(a) 1 h; (b) 2 h; (c) 3 h; (d) 4 h; (e) 5 h

3.3 固溶热处理组织分析

对经过双级均匀化退火处理的试样进行固溶处理,不同温度下固溶处理 1 h 的铝锂合金显微组织如图 9 所示。当固溶温度从 515 °C 升高到 520 °C 时,铝锂合金的组织形貌未出现明显变化,且未出现过烧现象;当固溶温度升高到 525 °C 时,铝锂合金中出现三角晶界,在晶界处发生过烧。随着温度继续升高,当固溶温度达到 530 °C 时,铝锂合金的过烧现象加重,几乎整个晶界发生复熔。因此,选择 520 °C 下固溶 1 h 作为后续固溶处理制度。

3.4 热处理对 T_B 相时效析出行为的影响

不同温度下进行 5 h 时效处理后的铝锂合金显微组织如图 10 所示。可以看出,当时效温度为 360 °C 时,铝锂合金中几乎观察不到棒状 T_B 相,

但存在密集的呈不规则形状的析出相;当时效温度为 400 °C 时,铝锂合金中有明显析出棒状 T_B 相, T_B 相数量较多;当时效温度为 435 °C 时,铝锂合金中 T_B 相的棒状形态变得清晰;当时效温度为 465 °C 时,铝锂合金中 T_B 相的数量明显减少;当时效温度达到 485 °C 时,铝锂合金中只有少量 T_B 相残余;当时效温度为 500 °C 时,铝锂合金中观察不到 T_B 相。

360 °C 温度下进行 5 h 时效处理后的铝锂合金 TEM 像如图 11 所示。分析结果显示,铝锂合金中有棒状相析出。通过对 a 处的黑色析出相进行衍射斑点分析,确定该相为 T_B 相,表明在该工艺条件下会有 T_B 相析出,但是数量非常少。同时,对图 11 中 b 处浅色析出相进行衍射斑点分析,发现这些析

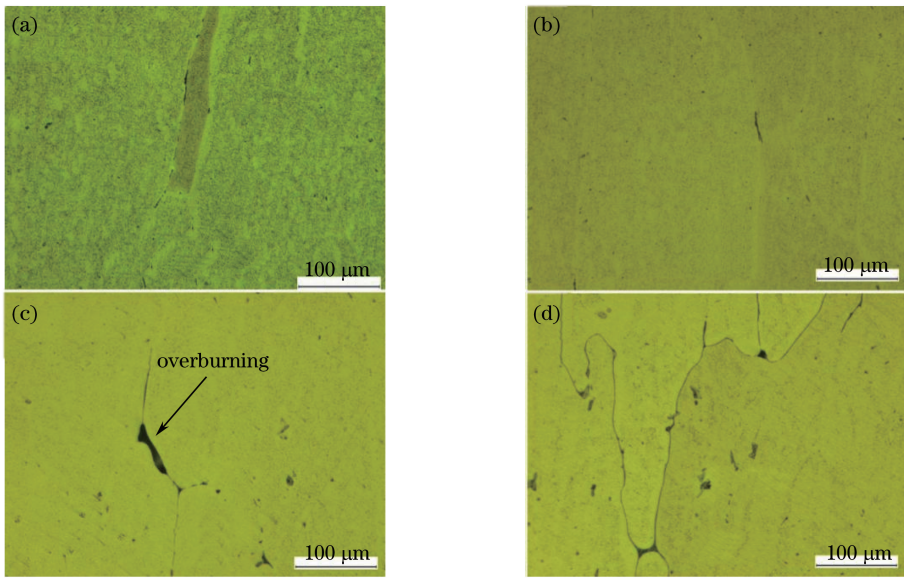


图 9 不同固溶温度下的铝锂合金显微组织。(a) 515 °C;(b) 520 °C;(c) 525 °C;(d) 530 °C

Fig. 9 Microstructures of Al-Li alloys under different solution temperatures. (a) 515 °C; (b) 520 °C; (c) 525 °C; (d) 530 °C

出相为 T_1 相^[25],但与常规时效工艺(低于 200 °C)所得到的 T_1 相尺寸相比,其已粗化;此外,在 Al 基体的晶带轴(001)_{Al}和(011)_{Al}处也发现有衍射斑点

的存在,表明在该时效条件下仍存在 δ' 相。因此,通过 T_B 相时效析出行为可以发现,铝锂合金棒状 T_B 相的析出温度范围为 360~500 °C。

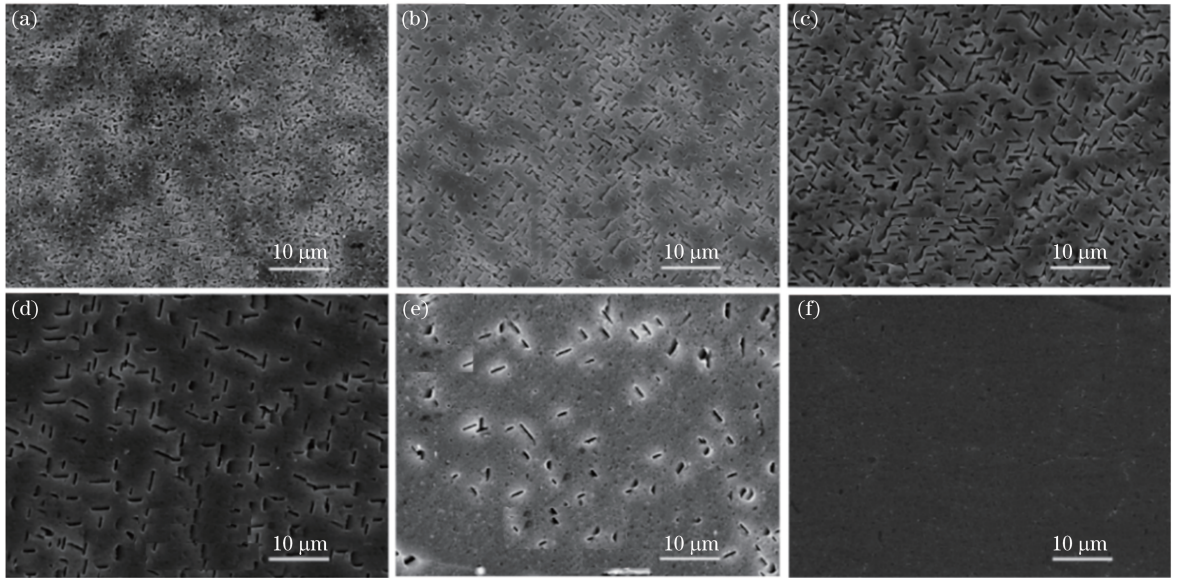


图 10 不同时效温度下的铝锂合金显微组织。(a) 360 °C;(b) 400 °C;(c) 435 °C;(d) 465 °C;(e) 485 °C;(f) 500 °C

Fig. 10 Microstructures of Al-Li alloys under different aging temperatures. (a) 360 °C; (b) 400 °C; (c) 435 °C; (d) 465 °C; (e) 485 °C; (f) 500 °C

不同温度下进行 5 h 时效处理后的铝锂合金显微硬度测试如图 12 所示。可以看出,当时效温度从 360 °C 升高到 400 °C 时,铝锂合金的显微硬度急剧减小,400 °C 时效温度下铝锂合金的显微硬度达到最小值 97.4 HV;随着时效温度的增大,显微硬度逐渐增大,当时效温度为 500 °C 时,铝锂合金的显微硬

度为 156.1 HV。由图 10 可知,在 360 °C 下进行 5 h 时效处理后,铝锂合金析出产物主要为大量的粗化 T_1 相,少量 T_B 相以及 δ' 相,其中 T_1 相、 δ' 相是主要强化相,因此,大量粗化的 T_1 相以及 δ' 相产生的强化效应使该铝锂合金具有较大的显微硬度。400 °C 下进行 5 h 时效处理后,铝锂合金显微硬度最小,这

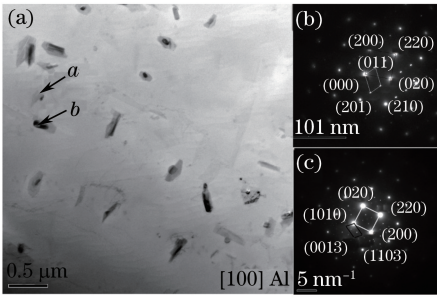


图 11 360 °C 下进行 5 h 时效处理后的铝锂合金。

(a) TEM 明场像; (b) T_B 相; (c) T_1 相

Fig. 11 Al-Li alloy after aging treatment at 360 °C for 5 h.

(a) TEM bright field image; (b) T_B phase; (c) T_1 phase

主要是因为 T_B 相的析出较为充分, 导致铝锂合金的硬度减小。随着时效温度继续升高, 溶质元素的扩散速度增大, 低熔点析出相溶解, 固溶强化效果提高, 铝锂合金硬度表现为随着时效温度的升高而增大。

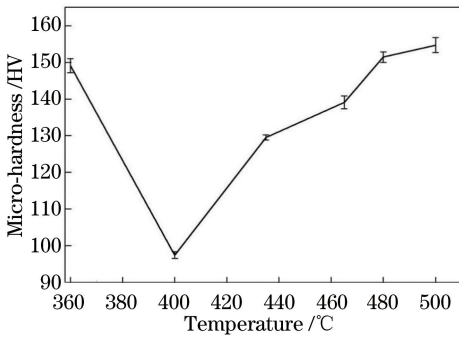


图 12 不同温度下进行 5 h 时效处理后的铝锂合金显微硬度

Fig. 12 Micro-hardness of Al-Li alloy after aging treatment

for 5 h and under different aging temperatures

4 结 论

通过研究时效热处理后铝锂合金的显微组织、析出相、显微硬度变化及 T_B 相的时效析出行为, 得到以下结论。

1) 激光增材制造铝锂合金的稳态区显微组织主要由富铜相及 T_B 相组成。

2) 优化的双级均匀化退火处理减小了铝锂合金晶界或晶内低熔点富铜相的含量, 优化的固溶工艺可以提高基体的过饱和和固溶度。

3) 随着时效温度的升高, 铝锂合金中 T_B 相的数量先增大后减小, 而显微硬度先减小后增大。

参 考 文 献

[1] Rioja R J, Liu J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications[J].

Metallurgical & Materials Transactions A, 2012, 43A(9): 3325-3337.

[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] Yang W X, Zhang X Y, Xiao R S. Dual-beam laser welding of T-joint of aluminum-lithium alloy 2060-T8/2099-T83[J]. Chinese Journal of Lasers, 2013, 40(7): 0703001.

杨武雄, 张心怡, 肖荣诗. 2060-T8/2099-T83 铝锂合金 T 型接头双光束激光焊接工艺[J]. 中国激光, 2013, 40(7): 0703001.

[4] Sun J Q, Zhang B Z. Al-Li alloy properties and applications on the commercial aircraft[J]. Advances in Aeronautical Science and Engineering, 2013, 4(2): 158-163.

孙洁琼, 张宝柱. 先进铝锂合金的特点及其在民用飞机上的应用[J]. 航空工程进展, 2013, 4(2): 158-163.

[5] Xiong H. Cryogenic tank and application of aluminium-lithium alloy[J]. Missiles and Space Vehicles, 2001(6): 33-40.

熊焕. 低温贮箱及铝锂合金的应用[J]. 导弹与航天运载技术, 2001(6): 33-40.

[6] He J W, Wang Z T. Recovery and recycle of Al-Li alloy scraps[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2015(7): 18-21.

何建伟, 王祝堂. 铝-锂合金废料的回收与再生[J]. 轻合金加工技术, 2015(7): 18-21.

[7] Li J F, Zheng Z Q, Chen Y L. Al-Li alloys and their application in aerospace industry [J]. Aerospace Materials & Technology, 2012, 42(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, 42(1): 13-19.

[8] 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.

[9] 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.

[10] 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.
- [11] Kobryn P A, Semiatin S L. The laser additive manufacture of Ti-6Al-4V[J]. *JOM*, 2001, 53(9): 40-42.
- [12] Wang H M, Zhang S Q, Wang X M. Progress and challenges of laser direct manufacturing of large titanium structural components (invited paper)[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2009, 36(12): 3204-3209.
- 王华明, 张述泉, 王向明. 大型钛合金结构件激光直接制造的进展与挑战(邀请论文)[J]. *中国激光*, 2009, 36(12): 3204-3209.
- [13] Wang J W, Chen J, Liu Y H, *et al.* Research on microstructure of TC17 titanium alloy fabricated by laser solid forming[J]. *Chinese Journal of 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.
- [14] Wang Z H, Wang H M, Liu D. Microstructure and mechanical properties of AF1410 ultra-high strength steel using laser additive manufacture technique[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(4): 0403001.
- 王志会, 王华明, 刘栋. 激光增材制造 AF1410 超高强度钢组织与力学性能研究[J]. *中国激光*, 2016, 43(4): 0403001.
- [15] Jiang H, Tang H B, Fang Y L, *et al.* Microstructure and mechanical properties of rapid solidified ultra-fine columnar grain Ni-base superalloy DZ408 by laser melting deposition manufacturing[J]. *Chinese Journal of 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.
- [16] Fan Z, Tao X Y, Fan X D, *et al.* Nanotube fountain pen: Towards 3D manufacturing of metallic nanostructures[J]. *Carbon*, 2015, 86: 280-287.
- [17] Ovri H, Jäggle E A, Stark A, *et al.* Microstructural influences on strengthening in a naturally aged and overaged Al-Cu-Li-Mg based alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 637: 162-169.
- [18] American Society for Testing and Materials. Standard test method for knoop and vickers hardness of materials[S]. Berkeley: University of California, 2010.
- [19] Gupta R K, Nayan N, Nagasiresha G, *et al.* Development and characterization of Al-Li alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 420(1/2): 228-234.
- [20] Qiao Y. Study on solid phase transformation and microstructure evolution of X2A66 Al-Li alloy[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2016.
- 乔勇. X2A66 铝锂合金固态相变及微观组织演变规律的研究[D]. 北京: 北京工业大学, 2016.
- [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] Hou K H, Baeslack W A. Effect of solute segregation on the weld fusion zone microstructure in CO₂ laser beam and gas tungsten arc welds in Al-Li-Cu alloy 2195[J]. *Journal of Materials Science Letters*, 1996, 15(3): 208-213.
- [24] Liu C M, Jiang S N, Chen Z Y, *et al.* Aluminum alloy phase atlas [M]. Changsha: Central South University Press, 2014.
- 刘楚明, 蒋树农, 陈志勇, 等. 铝合金相图集[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2014.
- [25] Yoshimura R, Konno T J, Abe E, *et al.* Transmission electron microscopy study of the evolution of precipitates in aged Al-Li-Cu alloys: The θ' and T₁ phases[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(14): 4251-4266.