

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2026.6040

# LPBF 制备 Al-Ce-Sc-Zr 合金的 短时效组织演化与力学性能研究

王贝贝<sup>1</sup>, 王朦朦<sup>1,2,3,4</sup>, 王刚<sup>1,2</sup>, 刘琪<sup>1,2</sup>, 顾贤科<sup>3,4</sup>, 费翔<sup>3,4</sup>, 张志<sup>3,4</sup>, 王冬晴<sup>3,4</sup>

(1. 安徽工程大学 安徽 芜湖 241000 2. 增材制造(3D 打印)安徽省联合共建学科重点实验室 安徽 芜湖 241000 3. 奇瑞汽车股份有限公司 安徽 芜湖 241000 4. 安徽开阳科技有限公司 安徽 芜湖 241000)

**摘要:** 基于热力学计算设计了一种 Sc、Zr 微合金化的新型 Al-Ce 合金, 并选取 Al-10%Ce-0.3%Sc-0.25%Zr(质量分数)作为目标成分, 采用激光粉末床熔融(laser powder bed fusion, LPBF)技术进行制备。结合 300 °C 等温时效硬化曲线, 分析了合金成形态与 300 °C 时效 1 h 后样品的显微组织和室温拉伸性能。结果表明, 300 °C 时效 1 h 后, 合金内部形成了由微米尺度  $Al_{11}Ce_3$  共晶相、纳米尺度  $L_{12}-Al_3(Sc, Zr)$  析出相和纳米层错共同构成的层级组织。与成形态相比, 时效 1 h 后合金的屈服强度由(334.2±5.3) MPa 提高至(391.3±6.1) MPa, 抗拉强度由(463.8±1.6) MPa 提高至(552.9±6.5) MPa, 同时未造成明显塑性损失。其中, 强度提升主要归因于  $L_{12}-Al_3(Sc, Zr)$  析出相及层错结构对位错运动的有效阻碍, 而塑性的保持则与时效过程中组织回复引起的局部应力缓解和变形协调性改善有关。

**关键词:** Al-Ce 合金; 热力学计算; 激光粉末床熔融; 时效

中图分类号: TG292

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)05-0529-08

## Short-term Aging Strengthening Behavior and Mechanical Properties of an LPBF-fabricated Al-Ce-Sc-Zr Alloy

WANG Beibei<sup>1</sup>, WANG Mengmeng<sup>1,2,3,4</sup>, WANG Gang<sup>1,2</sup>, LIU Qi<sup>1,2</sup>, GU Xianke<sup>3,4</sup>,  
FEI Xiang<sup>3,4</sup>, ZHANG Zhi<sup>3,4</sup>, WANG Dongqing<sup>3,4</sup>

(1. Anhui Polytechnic University, Wuhu 241000, China; 2. Anhui Provincial Joint Key Laboratory of Additive Manufacturing (3D Printing), Wuhu 241000, China; 3. Chery Automobile Co., Ltd., Wuhu 241000, China; 4. Anhui Kaiyang Technology Co., Ltd., Wuhu 241000, China)

**Abstract:** Based on thermodynamic calculations, a novel Sc- and Zr-microalloyed Al-Ce alloy was designed, and Al-10 wt.% Ce-0.3 wt.% Sc-0.25 wt.% Zr was selected as the target composition. The alloy was fabricated using laser powder bed fusion (LPBF). Combined with the isothermal age-hardening curve at 300 °C, the microstructures and room-temperature tensile properties of the as-built alloy and the sample aged at 300 °C for 1 h were analysed. After aging at 300 °C for 1 h, a hierarchical microstructure consisting of microscale  $Al_{11}Ce_3$  eutectic phases, nanoscale  $L_{12}-Al_3(Sc, Zr)$  precipitates, and nanoscale stacking faults is formed in the alloy. Compared with the as-built state, the yield strength increases from (334.2±5.3) MPa to (391.3±6.1) MPa, and the ultimate tensile strength increases from (463.8±1.6) MPa to (552.9±6.5) MPa after aging for 1 h, without causing an obvious loss of ductility. The strength enhancement is attributed mainly to the effective impediment of dislocation motion by  $L_{12}-Al_3(Sc, Zr)$  precipitates and stacking fault structures, whereas the retention of ductility is associated with local stress relaxation and improved deformation compatibility induced by microstructural recovery during aging.

**Key words:** Al-Ce alloy; thermodynamic calculation; laser powder bed fusion; aging

收稿日期: 2026-03-15

基金项目: 安徽省自然科学基金(2508085QE194)

作者简介: 王贝贝, 1990 年生, 本科。研究方向为铝合金材料设计与制备。Email: 873577003@qq.com

通信作者: 王朦朦, 1992 年生, 博士, 副教授。研究方向为材料热力学计算及高能同步辐射表征。Email: Mengmengwang\_ahpu@163.com

引用格式: 王贝贝, 王朦朦, 王刚, 刘琪, 顾贤科, 费翔, 张志, 王冬晴. LPBF 制备 Al-Ce-Sc-Zr 合金的短时效组织演化与力学性能研究[J]. 铸造技术, 2026, 47(5): 529-536.

WANG B B, WANG M M, WANG G, LIU Q, GU X K, FEI X, ZHANG Z, WANG D Q. Short-term aging strengthening behavior and mechanical properties of an LPBF-fabricated Al-Ce-Sc-Zr alloy[J]. Foundry Technology, 2026, 47(5): 529-536.

铝合金兼具高比强度、低密度和优异耐腐蚀性,在结构轻量化领域具有广泛应用前景。然而,传统铝合金在中高温服役条件下往往存在组织稳定性差和力学性能衰减明显等问题,这在很大程度上限制了其在 250~400 °C 环境中的进一步应用<sup>[1-2]</sup>。因此,开发兼具室温力学性能和中高温热稳定性的耐热铝合金已成为当前研究的重要方向。

Al-Ce 合金作为一类新型共晶强化耐热铝合金,近年来受到广泛关注<sup>[1,3-4]</sup>。由于 Ce 在 Al 基体中的固溶度极低且扩散速率缓慢,凝固过程中形成的共晶  $Al_{11}Ce_3$  金属间化合物在约 400 °C 下具有较好的热稳定性<sup>[3,5]</sup>。同时,该类合金具有较窄的凝固温度区间,不仅适用于传统铸造工艺,也表现出良好的增材制造适应性<sup>[6-7]</sup>。激光粉末床熔融(laser powder bed fusion, LPBF)作为一种典型的近净成形技术,具有高达约  $10^7$  K/s 的冷却速率,可显著细化共晶组织并提高强化相体积分数,从而为改善 Al-Ce 合金的高温性能提供了新的途径<sup>[1,8-11]</sup>。已有研究表明,相较于铸态 Al-Ce 合金,LPBF 成形材料通常表现出更优异的力学性能<sup>[10,12]</sup>。但总体来看,二元 Al-Ce 合金的室温强度和塑性仍难以与商用 AlSi10Mg 等增材制造铝合金相媲美<sup>[10,12]</sup>。

合金化是进一步提升 Al-Ce 合金综合性能的重要手段,其主要作用机制包括固溶强化和析出强化<sup>[1]</sup>。然而,在多数 Al-Ce-X 三元合金中,强度提升往往伴随着塑性的显著下降,强塑协同优化仍面临较大挑战。已有研究显示,Manca 等<sup>[2]</sup>报道的 LPBF 制备 Al-3Ce-7Cu 合金抗拉强度可达 459 MPa,但伸长率仅为 4.4%;Sisco 等<sup>[3]</sup>发现,LPBF 制备 Al-11Ce-7Mg 合金的室温抗拉强度为 384 MPa,而伸长率仅为 1%;Plotkowski 等<sup>[4]</sup>制备的 Al-10Ce-8Mn 合金,其室温抗拉强度和伸长率仅为 268 MPa 和 1.1%。因此,如何在保持较高强度的同时改善 Al-Ce 合金的室温塑性,仍是该体系设计与应用中的关键科学问题。

Sc 和 Zr 是铝合金中典型的析出强化元素。在含 Sc、Zr 的铝合金中,可析出与 Al 基体共格且具有较高热稳定性的  $L1_2-Al_3(Sc, Zr)$  相,从而有望在提高强度的同时兼顾塑性,并进一步增强材料的耐热性能<sup>[5-7,13-15]</sup>。此外,在 LPBF 快速凝固条件下,预先形成的  $Al_3(Sc, Zr)$  颗粒还可作为  $\alpha-Al$  的异质形核核心,促进熔池内形成细化的扇贝状组织,并通过诱导非均匀变形提高应变硬化能力<sup>[8-10]</sup>。Yi 等<sup>[16]</sup>研究表明,在 Al-12%Ce(质量分数)合金中添加 0.4%Sc(质量分数)后,材料的高温蠕变抗力得到明显提升,主要归因于共晶组织的细化。已有研究分别对 Al-Ce-Sc-Zr

合金在铸造/热处理条件下的析出行为<sup>[6-7]</sup>以及 Al-Ce 合金的激光增材制造适应性<sup>[17]</sup>进行报道,但关于 LPBF 制备 Al-Ce-Sc-Zr 合金显微组织演化及其时效响应规律的系统研究仍较为缺乏。

本文设计并制备 Al-10Ce-0.3Sc-0.25Zr 合金,系统表征其成形态及时效态的显微组织与力学性能。选取 300 °C/h 作为代表,重点对比成形态和时效态样品的显微组织、拉伸性能及强化机制,以期为新型耐热 Al-Ce 基增材制造合金的成分设计与性能优化提供理论依据。

## 1 合金成分设计与热力学计算

Sc 和 Zr 在铝合金中具有较低的扩散速率,因此不仅能够提高合金的热稳定性,还可在时效过程中形成析出相并产生明显的强化作用。在 Al-Ce 合金中引入 Sc 和 Zr,当前被认为是实现强度与耐热性同步提升的有效途径。然而,微合金化元素的加入也会改变合金的凝固路径及末端凝固行为,进而影响其热裂敏感性和 LPBF 成形适应性。因此,在合金成分设计过程中,除关注强化潜力外,还需综合评估其热裂倾向。

针对热裂敏感性的评价,Kou 等<sup>[18]</sup>基于热力学模型提出可采用  $|dT/d(fs^{0.5})|$  作为判据。此外,Ding 等<sup>[19]</sup>在选择性激光熔化制备耐热 Al-Fe-Ni 合金的研究中也表明,热力学设计与相稳定性分析对耐热增材制造铝合金的成分优化具有重要参考价值。Hyer 等<sup>[20]</sup>进一步证明,该方法能够较好预测 Al-Si 共晶合金在 LPBF 过程中的共晶前热裂倾向,基于上述研究,本文采用相同方法对 Al-Ce-Sc-Zr 合金的热裂敏感性进行了分析。

图 1a 给出了 Al<sub>10</sub>Ce<sub>0.3</sub>Sc-*x*Zr 合金体系的伪二元相图。结果表明,当 Zr 含量超过 0.05%(质量分数)时, $D0_{22}-Al_3Zr$  相将优先从液相中析出,并可作为  $\alpha-Al$  的异质形核核心。结合热力学计算结果与合金设计需求,本文选取 Al-10Ce-0.3Sc-0.25Zr 作为目标成分。由图 1b 和表 1 可知,该合金中共晶  $Al_{11}Ce_3$  相和  $Al_3Sc$  析出相的摩尔分数分别为 9.81%和 0.786%。表明在保持较高共晶强化水平的同时,Sc、Zr 的微合金化还有望引入额外的析出强化效应。

元素在 Al 基体中固溶度随温度的变化规律可用于评估合金的时效响应特征及热稳定性。如图 1c 所示,当温度高于 300 °C 时,Sc 和 Zr 在 Al 基体中的固溶度明显升高,说明  $L1_2-Al_3(Sc, Zr)$  析出相的特征析出温度约为 300 °C。相比之下,Ce 在 Al 基体中的固溶度变化较小,表明共晶  $Al_{11}Ce_3$  相在该温度范围

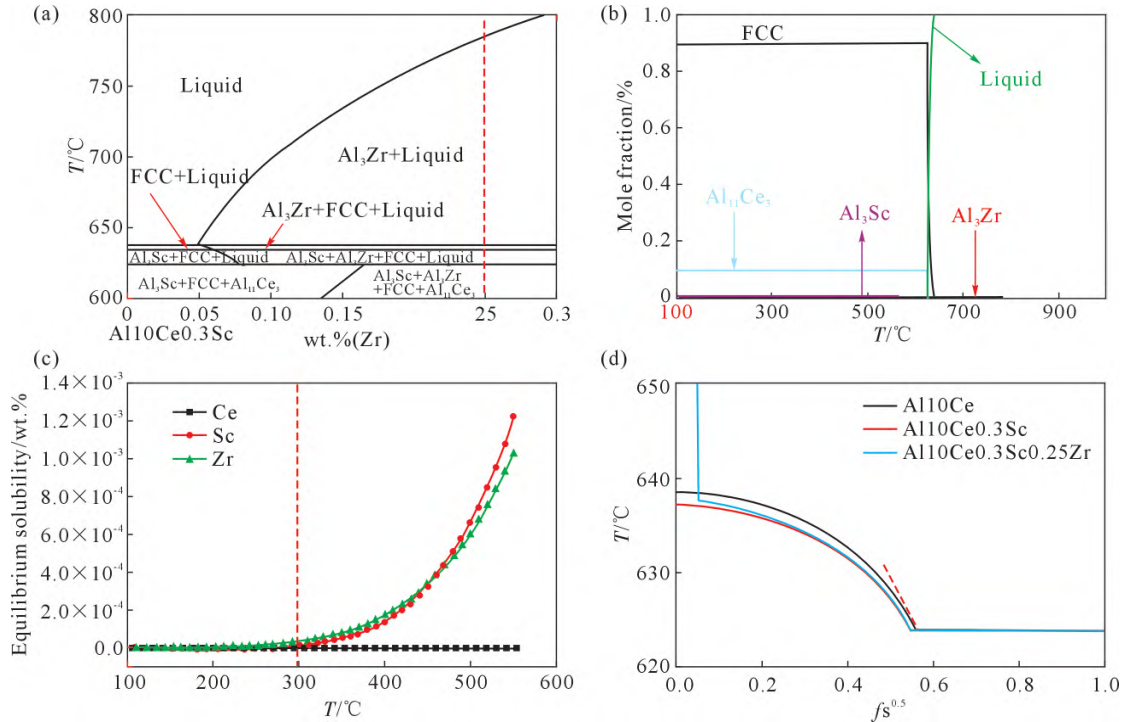


图 1 Al-10Ce-0.3Sc-0.25Zr 合金的热力学计算结果:(a) Al10Ce0.3Sc-xZr 伪二元相图;(b) 相摩尔分数随温度的变化;(c) Ce、Sc 和 Zr 在 Al 基体中的固溶度随温度的变化;(d) Scheil-Gulliver 凝固模拟得到的  $f_s^{0.5}-T$  曲线  
Fig.1 Thermodynamic calculation results for the Al-10Ce-0.3Sc-0.25Zr alloy: (a) pseudo-binary phase diagram of Al10Ce0.3Sc-xZr; (b) molar fractions of the constituent phases as a function of temperature; (c) temperature-dependent solubility of Ce, Sc, and Zr in the Al matrix; (d)  $f_s^{0.5}-T$  curve derived from the Scheil-Gulliver solidification simulation

内仍具有较好的热稳定性。也就是说,该合金在保留稳定共晶强化相的同时,仍具备时效析出强化的潜力。图 1d 为基于 Scheil-Gulliver 模型得到的  $f_s^{0.5}-T$  曲线,相应热裂指数见表 1。结果显示,与 Al10Ce 和 Al10Ce0.3Sc 合金相比,Al-10Ce-0.3Sc-0.25Zr 合金具有更低的热裂指数,说明 Sc 和 Zr 的协同添加有助于降低 Al-Ce 合金的热裂倾向,从而为其 LPBF 成形提供更有利的条件。

## 2 实验材料与方法

用于 LPBF 成形的 Al-10Ce-0.3Sc-0.25Zr 合金粉末由安徽中体新材料科技有限公司采用气雾化工艺制备。粉末化学成分采用电感耦合等离子体发射光谱仪(ICP-AES, iCAP 7600)测定,其实际成分(质量分数)为:10.4%Ce、0.314%Sc、0.254%Zr,余量为 Al。粉末形貌通过扫描电子显微镜(SEM, EM30AXP)观察,结果如图 2a 所示。可以看出,粉末整体球形度较高,颗粒表面基本未见明显卫星粉附着,表明其具

有良好的成形适用性。粉末的松装密度和振实密度分别为 1.58 和 1.80 g/cm<sup>3</sup>。粒径分布采用激光粒度分析仪(LPSA, Microtrac-S3500)测定,结果见图 2b。

LPBF 成形实验在 EOS-EOSINT-M 280 设备(EOS GmbH, Germany)上进行,设备配备单束功率 380 W 的 IPG 光纤激光器,激光光斑直径为 80 μm。为开展力学性能测试,制备了尺寸为 70 mm×10 mm×5 mm 的长方体试样,如图 2c 和 d 所示。成形参数设定为:激光功率 350 W,扫描速度 1 600 mm/s,铺粉层厚 30 μm,扫描间距 130 μm;相邻两层之间的扫描方向旋转 67°,基板预热温度为 80 °C。

用于显微组织观察的样品经机械抛光后,采用 Keller's 试剂腐蚀。首先利用体视显微镜(KEYENCE, VH-Z250R)对合金组织进行观察,观测区域尺寸为 1 250 μm×1 250 μm。随后结合透射电子显微镜(TEM, FEI Talos F200X)、扫描电子显微镜(SEM, EM30AXP)及能谱分析(EDS)对样品显微组织进行进一步表征。硬度测试采用维氏硬度计(TMVS-1)进行,载荷

表 1 Al-Ce 合金的热力学计算结果

Tab.1 Thermodynamic calculation results of several Al-Ce alloys

Alloys	Phase fraction in mole/%				$dT/df_s^{0.5}$
Al10Ce	α-Al(90.22)	Al <sub>11</sub> Ce <sub>3</sub> (9.78)	-	-	78.43
Al10Ce0.3Sc	α-Al(89.43)	Al <sub>11</sub> Ce <sub>3</sub> (9.79)	Al <sub>3</sub> Sc(0.785)	-	75.92
Al10Ce0.3Sc0.25Zr	α-Al(89.08)	Al <sub>11</sub> Ce <sub>3</sub> (9.81)	Al <sub>3</sub> Sc(0.786)	Al <sub>3</sub> Zr(0.32)	63.14

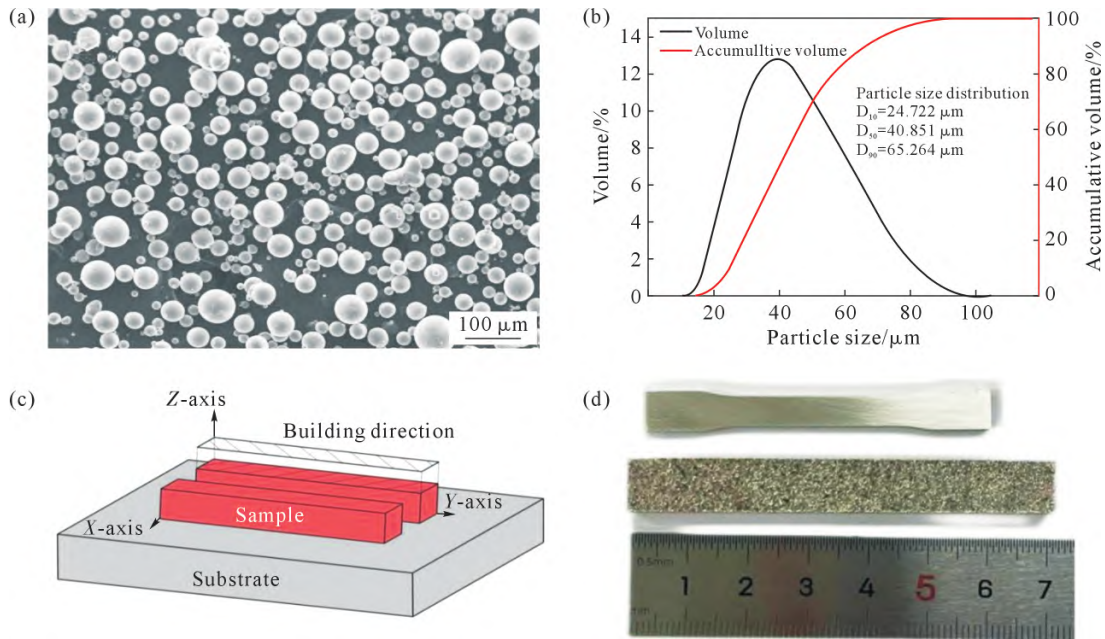


图2 LPBF制备 Al-Ce-Sc-Zr 合金粉末特征及成形试样形貌:(a) 粉末 SEM 形貌;(b) 粉末粒径分布;(c) 扫描策略示意图;(d) 成形试样及哑铃状拉伸试样实物

Fig.2 Powder characteristics and morphology of LPBF-fabricated Al-Ce-Sc-Zr alloy specimens: (a) SEM morphology of the powder; (b) powder particle size distribution; (c) schematic illustration of the scanning strategy; (d) photographs of the as-built specimen and dog-bone-shaped tensile specimen

为 500 g, 保载时间为 10 s。室温拉伸性能采用电子万能试验机测试, 拉伸速率为 0.5 mm/min。

### 3 实验结果及讨论

#### 3.1 成形态及短时效后的显微组织

采用 TEM-EDS 对成形态和 300 °C 时效 1 h 后

样品中 Ce、Sc 和 Zr 元素的分布规律进行了表征。成形态样品的结果如图 3a~e 所示, Ce 元素主要富集于共晶  $Al_{11}Ce_3$  相中, 而 Sc 和 Zr 在基体中总体分布较为均匀, 仅在局部区域表现出一定程度的富集。图 3f 给出了 Al/ $Al_{11}Ce_3$  界面的 HRTEM 图像, 其局部放大结果见图 3g。结合图 3h 和 i 的 FFT 分析可知,

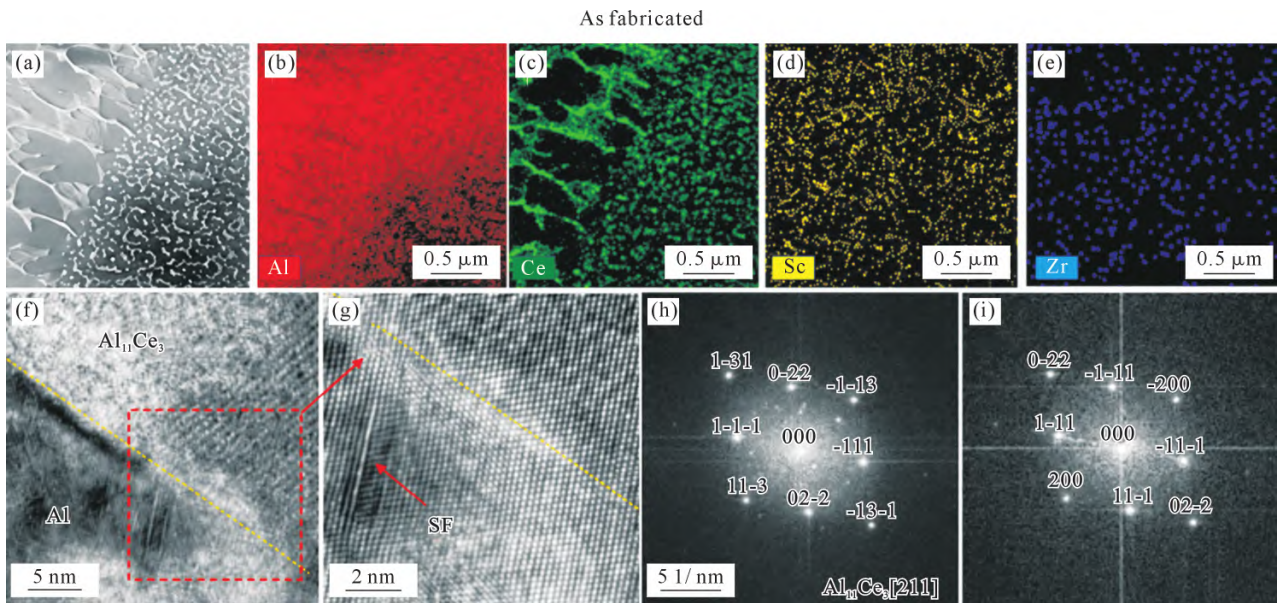


图3 成形态样品的 TEM 表征:(a) 选定区域的 TEM 图像;(b~e) 对应区域的 TEM-EDS 元素分布, 分别为 Al、Ce、Sc 和 Zr, 比例尺均为 0.5 μm;(f)  $Al_{11}Ce_3/\alpha-Al$  界面的 HRTEM 图像, 比例尺为 5 nm;(g) 界面处层错区域的局部放大 HRTEM 图像, 比例尺为 2 nm;(h) 图(f)选区的 FFT 图;(i) 图(g)中层错区域的 FFT 图

Fig.3 TEM characterization of the as-built sample: (a) TEM image of the selected region; (b~e) corresponding TEM-EDS elemental maps of Al, Ce, Sc, and Zr, respectively, with scale bars of 0.5 μm; (f) HRTEM image of the  $Al_{11}Ce_3/\alpha-Al$  interface with a scale bar of 5 nm; (g) enlarged HRTEM image of the stacking-fault region at the interface with a scale bar of 2 nm; (h) FFT pattern of the selected area in (f); (i) FFT pattern of the stacking-fault region in (g)

成形态样品在该界面附近尚未观察到明显的 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 析出相;相反,在 $\text{Al}/\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 界面邻近区域可见较为清晰的层错结构。

经 $300\text{ }^\circ\text{C}$ 时效 $1\text{ h}$ 后,样品的元素分布和组织特征发生了明显变化。如图4a~e所示,Sc和Zr在局部区域的富集现象进一步增强。图4f的TEM明场像表明,时效后组织中同时存在微米尺度的共晶 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 相和纳米尺度析出相。进一步结合图4g的HRTEM图像及其FFT分析可以确认,红色圈定区域形成了与 $\alpha\text{-Al}$ 基体保持共格关系的 $\text{L}_{12}\text{-Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 析出相。尽管在局部高分辨图像中清晰识别出的主要为 $\text{Al}_3\text{Sc}$ 析出相,但结合Sc和Zr元素分布特征可以推断,组织中还可能同时存在 $\text{Al}_3\text{Zr}$ 或 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 复合析出相。值得注意的是,如图4h所示,即使经过 $300\text{ }^\circ\text{C}$ 时效 $1\text{ h}$ ,Al基体中的层错结构仍然清晰可见,表明该缺陷结构在本研究条件下具有较好的热稳定性。

### 3.2 力学性能及强化机制

图5a给出了新型Al-Ce-Sc-Zr合金在 $300\text{ }^\circ\text{C}$ 等温时效条件下的时效硬化曲线。可以看出,合金在时效 $10\text{ min}$ 后即出现明显硬化,表明时效过程中快速发生了有效的强化析出。图5b展示了成形态

及时效态样品的工程应力-应变曲线,相应力学性能参数列于表2。与成形态相比,经 $300\text{ }^\circ\text{C}$ 时效 $1\text{ h}$ 后,合金的屈服强度、抗拉强度均有所提高,其中抗拉强度由 $(463.8\pm 1.6)\text{ MPa}$ 提高至 $(552.9\pm 6.5)\text{ MPa}$ ,伸长率由 $(5.5\pm 1.0)\%$ 变为 $(6.0\pm 0.9)\%$ 。这一结果表明,该合金在时效过程中实现了强度的提升,并且塑性基本保持一致,突破了传统铝合金中时效强化常伴随塑性下降的普遍规律。

表2 新型Al-Ce-Sc-Zr合金成形态及时效态的力学性能参数

Tab.2 Mechanical properties of the novel Al-Ce-Sc-Zr alloy in the as-built and aged states

Alloy	YS/MPa	UTS/MPa	EL/%
As-built	$334.2\pm 5.3$	$463.8\pm 1.6$	$5.5\pm 1.0$
Aged at $300\text{ }^\circ\text{C}/1\text{ h}$	$391.3\pm 6.1$	$552.9\pm 6.5$	$6.0\pm 0.9$

时效后材料表现出的强度显著提升,主要与微米尺度共晶 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 相、纳米尺度 $\text{L}_{12}\text{-Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 析出相以及基体缺陷结构之间的协同作用有关。通常而言,时效过程中析出相数量增加有利于提高合金强度,但同时也容易削弱变形协调性并导致塑性下降。本研究中, $300\text{ }^\circ\text{C}/\text{h}$ 时效后合金的屈服强度和抗拉强度明显提高,而伸长率变化处于实验误差范围内,说明该时效制度在增强析出强化作用的同时,并

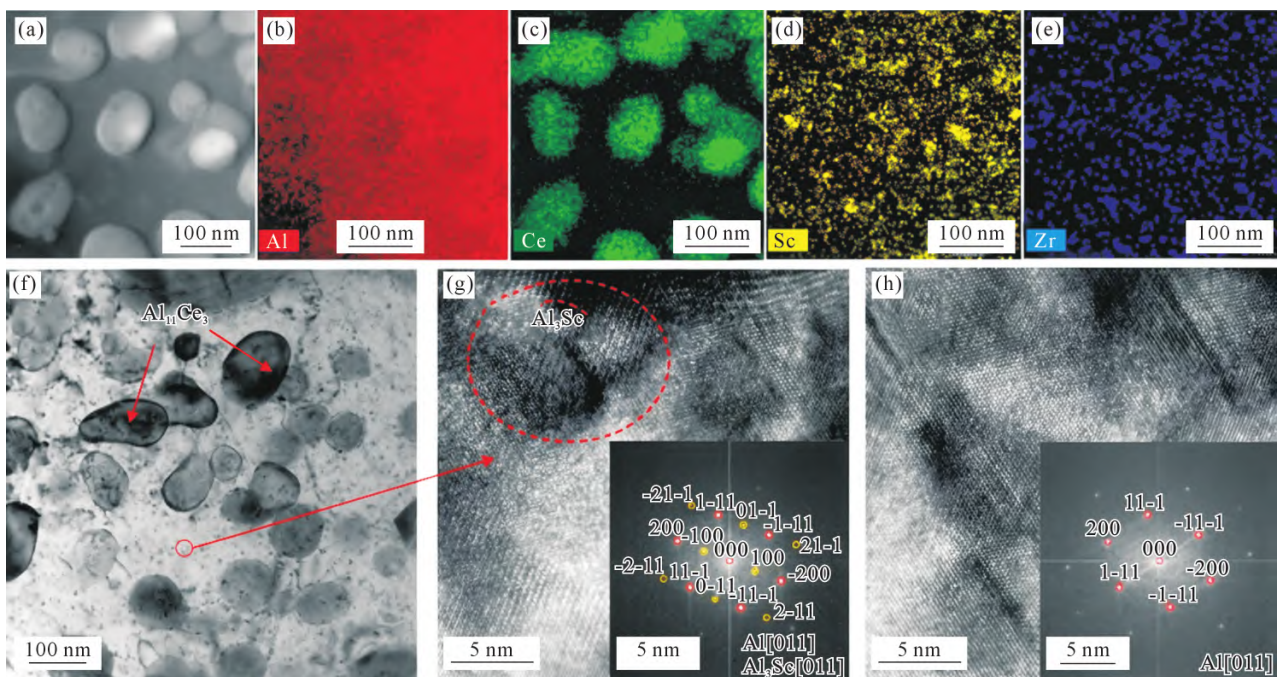


图4  $300\text{ }^\circ\text{C}$ 时效 $1\text{ h}$ 后样品的TEM表征:(a)选定区域的TEM图像;(b~e)对应区域的TEM-EDS元素分布图,分别为Al、Ce、Sc和Zr,比例尺均为 $100\text{ nm}$ ;(f)显示微米尺度共晶 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 相和纳米析出相的TEM明场像,比例尺为 $100\text{ nm}$ ;(g)图(f)选定区域的HRTEM图像,显示 $\text{L}_{12}\text{-Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 析出相,比例尺为 $5\text{ nm}$ ;(h)Al基体中层错的HRTEM图像。(g)和(h)中的插图为对应区域的FFT图

Fig.4 TEM characterization of the sample aged at  $300\text{ }^\circ\text{C}$  for  $1\text{ h}$ : (a) TEM image of the selected region; (b~e) corresponding TEM-EDS elemental maps of Al, Ce, Sc, and Zr, respectively, with scale bars of  $100\text{ nm}$ ; (f) bright-field TEM image showing micron-scale eutectic  $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$  phase and nanoscale precipitates, with a scale bar of  $100\text{ nm}$ ; (g) HRTEM image of the selected region in (f), showing the  $\text{L}_{12}\text{-Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$  precipitate, with a scale bar of  $5\text{ nm}$ ; (h) HRTEM image of stacking faults in the Al matrix. Insets in (g) and (h) are the corresponding FFT patterns

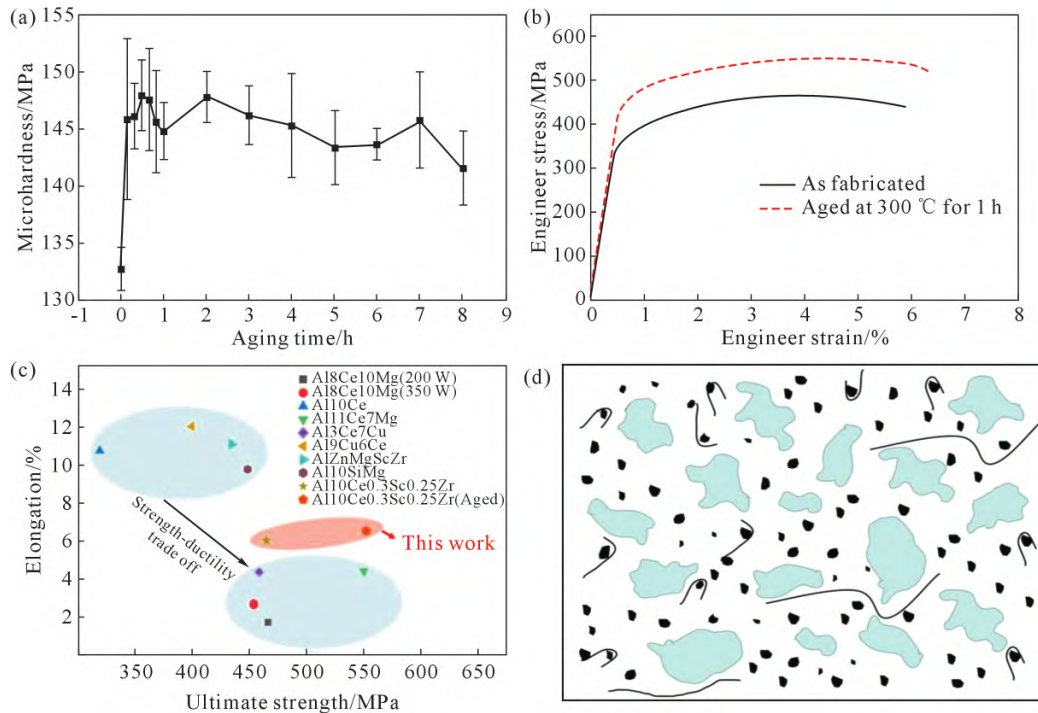


图 5 LPBF 制备 Al-Ce-Sc-Zr 合金的时效硬化行为、拉伸性能及强化机制:(a) 300 °C 下的时效硬化曲线;(b) 成形态及时效态样品的工程应力-应变曲线;(c) 与文献报道数据的力学性能对比;(d) 位错与析出相相互作用强化机制示意图<sup>[2-3,10,21-24]</sup>

Fig.5 Age-hardening behavior, tensile properties, and strengthening mechanisms of the LPBF-fabricated Al-Ce-Sc-Zr alloy: (a) age-hardening curve at 300 °C; (b) engineering stress-strain curves of the as-built and aged samples; (c) comparison of mechanical properties with literature-reported data; (d) schematic illustration of the strengthening mechanism involving the interaction between dislocations and precipitates<sup>[2-3,10,21-24]</sup>

未造成明显塑性损失。这表明时效过程中不仅形成了有效的强化机制,同时组织回复和界面应力缓解等因素可能有助于维持基体与共晶相之间的变形协调性。

结合前述显微组织分析及热力学计算结果可知,微米尺度共晶  $Al_{11}Ce_3$  相在 300 °C 下具有良好的热稳定性,其尺寸和形貌在时效后基本保持不变,因此其对强度的贡献在时效前后变化有限。相比之下,时效过程中析出的纳米尺度  $L1_2-Al_3(Sc, Zr)$  相是导致材料强度提升的关键因素。该类析出相在成形态样品中尚不明显,而在时效后大量形成,并通过阻碍位错运动产生显著的 Orowan 强化作用,从而有效提高材料的屈服强度和抗拉强度。

对于成形态样品而言,位错在变形过程中更易于在  $Al/Al_{11}Ce_3$  界面附近塞积,进而诱发局部应变集中。当应力集中达到一定程度时,微裂纹可能优先在脆性的  $Al_{11}Ce_3$  相内萌生并扩展,最终导致材料提前失效。相比之下,时效后形成的  $L1_2-Al_3(Sc, Zr)$  析出相能够对位错运动产生有效钉扎作用,使位错在基体中以更加分散的方式累积,并提高合金的应变硬化能力,这也是时效后强度显著提升的重要原因。此外,基体中的层错结构同样能够与位错发生相互

作用,并促进界面附近位错的储存,对强化起到一定辅助作用。

另一方面,时效过程通常伴随一定程度的组织回复。虽然回复会在一定程度上降低位错密度,但同时也有助于减缓局部应力集中、改善基体与共晶相之间的变形协调性,从而延缓裂纹萌生与扩展。正是由于纳米析出强化、层错辅助强化以及回复改善变形协调性的共同作用,该合金在 300 °C 时效后实现了强度的提升。

## 4 结论

(1)热力学计算结果表明,Al-10Ce-0.3Sc-0.25Zr 合金具有较低的热裂敏感性,优于二元 Al-Ce 合金,说明 Sc 和 Zr 的协同添加有利于提升合金的 LPBF 成形适应性。同时,Sc 和 Zr 在 Al 基体中的固溶度在 300 °C 以上显著增加,为时效过程中  $L1_2-Al_3(Sc, Zr)$  析出相的形成提供了热力学条件。

(2)成形态合金的显微组织主要由  $\alpha-Al$  基体和共晶  $Al_{11}Ce_3$  相组成;经 300 °C 时效 1 h 后,Al 基体中进一步析出了纳米尺度  $L1_2-Al_3(Sc, Zr)$  析出相。与此同时,成形态样品中存在的层错结构在时效后仍保持稳定,表明该缺陷结构具有良好的热稳定性。

(3)300 °C时效1 h后,合金形成了由微米尺度共晶 $Al_{11}Ce_3$ 相、纳米尺度 $L_{12}-Al_3(Sc, Zr)$ 析出相以及层错结构共同构成的层级组织。该层级组织赋予材料较好的强度提升,时效态样品的抗拉强度达到 $(552.9 \pm 6.5)$  MPa,较成型态明显提高;伸长率为 $(6.0 \pm 0.9)\%$ ,与成型态的 $(5.5 \pm 1.0)\%$ 基本保持一致。

(4)时效后合金强度的提高主要来源于纳米尺度 $L_{12}-Al_3(Sc, Zr)$ 析出相及层错结构对位错运动的阻碍作用;而塑性未发生降低则与时效过程中发生的组织回复密切相关,该过程有效缓解了局部应力集中并改善了材料的变形协调性。上述结果表明,析出强化、缺陷强化与组织回复的协同作用是该合金实现强度显著提高,并基本保持塑性的重要原因。

#### 参考文献:

- [1] EL-HADADS, MOUSSAME, OTHMAN M, NOFAL A, RIEDEL E, BAEHR R. Microstructure control of Al-Ce alloys: A review[J]. *International Journal of Materials Technology and Innovation*, 2022, 2(2): 83-87.
- [2] MANCA DR, CHURYUMOV A Y, POZDNIAKOV A V, PROSVIRYAKOV A S, RYABOV D K, KROKHIN A Y, KOROLEV V A, DAUBARAYTE D K. Microstructure and properties of novel heat resistant Al-Ce-Cu alloy for additive manufacturing[J]. *Metals and Materials International*, 2019, 25(3): 633-640.
- [3] SISCO K, PLOTKOWSKI A, YANG Y, LEONARD D, STUMP B, NANDWANA P, DEHOFF R R, BABU S S. Microstructure and properties of additively manufactured Al-Ce-Mg alloys[J]. *Scientific Reports*, 2021, 11: 6953.
- [4] PLOTKOWSKI A, SISCO K, BAHL S, SHYAM A, YANG Y, ALLARD L, NANDWANA P, ROSSY A M, DEHOFF R R. Microstructure and properties of a high-temperature Al-Ce-Mn alloy produced by additive manufacturing [J]. *Acta Materialia*, 2020, 196: 595-608.
- [5] YE J Y, DAI K, WANG Z G, CHEN J Q, GA M Q, GUANG R G. Beneficial effects of Sc/Zr addition on hypereutectic Al-Ce alloys: Modification of primary phases and precipitation hardening [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 835: 142611.
- [6] EKAPUTRA C N, RAKHMONOV J U, WEISS D, MOGONYE J E, DUNAND D C. Microstructure and mechanical properties of cast Al-Ce-Sc-Zr-(Er) alloys strengthened by  $Al_{11}Ce_3$  micro-platelets and  $L_{12}-Al_3(Sc, Zr, Er)$  nano-precipitates[J]. *Acta Materialia*, 2022, 240: 118354.
- [7] RAKHMONOV J U, WEISS D, DUNAND D C. Comparing evolution of precipitates and strength upon aging of cast and laser-remelted Al-8Ce-0.2Sc-0.1Zr (wt.%) [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 840: 142990.
- [8] CROTEAU J R, GRIFFITHS S, ROSSELL M D, LEINENBACH C, KENEL C, JANSEN V, SEIDMAN D N, DUNAND D C, VO N Q. Microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Zr alloys processed by selective laser melting [J]. *Acta Materialia*, 2018, 153: 35-44.
- [9] GUO Y W, WEI W, SHI W, ZHOU X R, WEN S P, WU X L, GAO K Y, ZHANG D Y, QIP, HUANG H, NIE Z R. Microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Mn-Er-Zr alloys fabricated by laser powder bed fusion[J]. *Materials & Design*, 2022, 222: 111064.
- [10] ZHOU L, HUYNH T, PARK S, HYER H, MEHTA A, SONG S, BAI Y L, MCWILLIAMS B, CHO K, SOHN Y. Laser powder bed fusion of Al-10 wt% Ce alloys: Microstructure and tensile property [J]. *Journal of Materials Science*, 2020, 55(29): 14611-14625.
- [11] KOTADIA H R, GIBBONS G, DAS A, HOWES P D. A review of laser powder bed fusion additive manufacturing of aluminium alloys: Microstructure and properties [J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 46: 102155.
- [12] HESSELMANN M, KNOOP D, EPP J, UHLENWINKEL V, VON HEHL A, TOENJES A. Effect of precipitation-forming elements in a near-eutectic Al-Ce alloy for laser powder bed fusion [J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 57: 102959.
- [13] 潘士伟,王自东,陈晓华,王艳林,陈凯旋,朱谕至. 铝微合金化增强铝合金的研究进展[J]. *材料工程*, 2022, 50(8): 17-33.
- [14] PAN S W, WANG Z D, CHEN X H, WANG Y L, CHEN K X, ZHU Y Z. Research progress in Zr-microalloying strengthened aluminum alloys [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2022, 50(8): 17-33.
- [15] FULLER C B, SEIDMAN D N, DUNAND D C. Mechanical properties of Al (Sc,Zr) alloys at ambient and elevated temperatures[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(16): 4803-4814.
- [16] DORIN T, BABANIARIS S, JIANG L, CASSEL A, EGGEMAN A, ROBSON J. Precipitation sequence in Al-Sc-Zr alloys revisited [J]. *Materialia*, 2022, 26: 101608.
- [17] YI M, ZHANG P, YAN C, CHEN P M, GUO S W, LIU G, SU J. Improving creep resistance of Al-12 wt.% Ce alloy by microalloying with Sc[J]. *Scripta Materialia*, 2021, 198: 113838.
- [18] PLOTKOWSKI A, RIOS O, SRIDHARAN N, SIMS Z, UNOCIC K, OTT R T, DEHOFF R R, BABU S S. Evaluation of an Al-Ce alloy for laser additive manufacturing [J]. *Acta Materialia*, 2017, 126: 507-519.
- [19] KOU S. A criterion for cracking during solidification[J]. *Acta Materialia*, 2015, 88: 366-374.
- [20] DING H, XIAO Y K, BIAN Z Y, WU Y, YANG H H, WANG H Z, WANG H W. Design, microstructure and thermal stability of a novel heat-resistant Al-Fe-Ni alloy manufactured by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 885: 160949.
- [21] HYER H, ZHOU L, MEHTA A, PARK S, HUYNH T, SONG S T, BAI Y L, CHO K, MCWILLIAMS B, SOHN Y. Composition-dependent solidification cracking of aluminum-silicon alloys during laser powder bed fusion[J]. *Acta Materialia*, 2021, 208: 116698.
- [22] YANG Z W, CHEN C, LI D, WU Y Y, GENG Z W, KONAKOV V, ZHOU K C. An additively manufactured heat-resistant Al-Ce-Sc-Zr alloy: Microstructure, mechanical properties and thermal stability [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 872: 144965.
- [23] LIU Y F, LI Y, WANG M L, CHEN Z. Review of laser powder bed fusion's microstructure and mechanical characteristics for Al-Ce

- alloys[J]. *Materials*, 2024, 17(20): 5085.
- [23] EKAPUTRA C N, MOGONYE J E, DUNAND D C. Evolution of eutectic microstructure and strength in an Al-Ce-Ni-Mn-Sc-Zr alloy fabricated by laser powder-bed fusion[J]. *Additive Manufacturing*, 2025, 109: 104903.
- [24] TOPRAK İ B, DOGDU N. Optimization of tensile strength of AlSi10Mg material in the powder bed fusion process using the Taguchi method[J]. *Scientific Reports*, 2024, 14: 31172.

(责任编辑:宫文婧)