

选区激光熔化成形 AlMgScZr 合金组织及性能研究

尹 靖 王春艳 赵桂红

(河南科技职业大学, 周口 466000)

文 摘 采用选区激光熔化(SLM)对 AlMgScZr 合金进行了打印成形,分析了不同激光功率对打印试样致密度、表面形貌、微观组织及力学性能的影响规律。结果表明,激光功率在 80~240 W 内,AlMgScZr 合金的致密度先升后降,当激光功率为 200 W 时致密度达到最大值,为 99.6%;AlMgScZr 合金的抗拉强度与致密度密切相关,在近似全致密的状态下,合金的力学性能达到最优,抗拉强度和延伸率分别为 492 MPa 和 18.4%;由于 Sc、Zr 元素的加入,合金内部形成与基体共格的 $Al_3(Sc, Zr)$ 相,可作为有效的形核质点促进晶粒细化,其强化机制主要为细晶强化和析出强化。

关键词 AlMgScZr 合金,选区激光熔化,致密度,微观组织,力学性能

中图分类号: TG401

DOI: 10.12044/j.issn.1007-2330.2024.03.008

Study on Microstructure and Properties of AlMgScZr Alloy Fabricated by Selective Laser Melting

YIN Jing WANG Chunyan ZHAO Guihong

(Henan Vocational University of Science and Technology, Zhoukou 466000)

Abstract This article uses selective laser melting (SLM) to print and form AlMgScZr alloy, and analyzes the influence of different laser powers on the density, surface morphology, microstructure, and mechanical properties of printed samples. In the range of laser power from 80W to 240W, the packed density of AlMgScZr alloy first increases and then decreases, reaching its maximum value at a laser power of 200W, with a maximum packed density of 99.6%. The tensile strength and packed density of AlMgScZr alloy are closely related. In a nearly fully compact state, the mechanical properties of the alloy reach their optimal level, with tensile strength and elongation of 492 MPa and 18.4%, respectively. Due to the addition of Sc and Zr elements, a $Al_3(Sc, Zr)$ phase is formed inside the alloy coherent with the matrix. $Al_3(Sc, Zr)$ phase can serve as an effective nucleation particle to promote grain refinement, and its strengthening mechanism mainly includes fine grain strengthening and precipitation strengthening.

Key words AlMgScZr alloy; Selective laser melting, Packed density, Microstructure, Mechanical properties

0 引言

随着航空工业的发展,航空航天构件不仅对轻量化要求进一步提高,而且还要求目标零件具备复杂结构和出色的承载性能,这对传统加工技术提出了更高的挑战^[1]。选区激光熔化(selective laser melting, SLM)作为金属增材制造技术之一,被广泛应用于航空航天、军事国防等领域^[2],它通过高能激光束辐照金属粉末,使激光扫描路径上的金属粉末经历快速熔化凝固,再通过层层累积叠加,最终形成具有轻量化和结构功能一体化的金属构件^[3-5]。

在传统高强铝合金的 SLM 打印过程中,虽然常规铸造型 Al-Si 合金,如 AlSi10Mg、AlSi12 和 A357

等,均可获得良好的成形质量,但由于合金成分限制,Al-Si 构件的抗拉强度一般在 400 MPa 以下,距离航空航天构件的强度需求还存在一定差距^[6-7]。为了提升 SLM 铝合金强度,国内外学者针对铝合金的成分设计进行了广泛研究。LI 等^[8]设计了一种 Al-8Mg-1.3Si-0.5Sc-0.3Zr 高强铝合金材料,SLM 成形后的抗拉强度可达 497 MPa,经过热处理后,其最大抗拉强度超过了 550 MPa。BI 等^[9-11]对 AlMgSiScZr 铝合金的微观组织和力学性能进行了详细研究,发现 SLM 试样晶粒尺寸细化明显,最大抗拉强度超过 480 MPa。JIA 等^[12-13]针对 Sc、Zr 改性的 Al-4.5Mn 合金进行 SLM 成形,发现除了典型的晶粒细化之外,

收稿日期:2023-06-15

第一作者简介:尹靖,1989 年出生,讲师,主要从事力学及材料的研究。E-mail: yjordwp@163.com

Al₆Mn 和 Al₃(Sc, Zr)析出相在基体内弥散分布,其屈服强度可达 550 MPa。

已有研究表明,航空用铝合金构件的屈服强度对其服役过程具有显著影响,空客公司针对 SLM 工艺推出了一种专用的 AlMgScZr 合金粉末,其屈服强度是 AlSi10Mg 材料的 2.25 倍^[14]。LI 等^[15]发现在 370 W/1 200 mm/s 下,采用 60 μm 的激光扫描间距可以获得最高致密度(99.8%)SLM 成形的 AlMgScZr 构件。邓朝阳等^[16]采用响应面法优化了 SLM 制备 AlMgScZr 构件的工艺参数,在 300 W/1 000 mm/s 的打印参数下,合金的致密度和抗拉强度分别为 99.11% 和 333 MPa。马国楠等^[17]发现在 280 W/800 mm/s 且扫描间距为 120 μm 时,SLM 成形的 TiC/AlMgScZr 复合构件可以获得更高的致密度(99.49%)。虽然国内外针对 SLM 制备 AlMgScZr 构件的研究成果丰富,但由于 AlMgScZr 合金对激光反射率较高,且该合金低熔点元素含量较多,造成其打印难度相比其他合金更大^[18]。

本文以 AlMgScZr 合金为研究对象,采用 SLM 工艺对其进行打印成形,对不同激光功率条件下合金试样的致密度、气孔缺陷、微观组织以及力学性能进行研究。获得了激光工艺参数对打印合金致密度及力学性能的影响规律,并分析了 AlMgScZr 合金的强韧机理,为推动航空航天结构件的轻量化发展和高性能铝合金 SLM 制造奠定了基础。

1 试验

1.1 试验材料

SLM 试验材料为 AlMgScZr 合金,采用雾化法制备。粉末制备过程如下:首先,采用中频感应熔炼获得金属液;随后,将精炼的金属液导入中间包,在高压 Ar 气下开始雾化,气流流速控制在 300~320 m/s;最后,待粉末完全冷却后,在 N₂ 保护气氛下进行筛分,获得合适粒径的 AlMgScZr 合金粉末。

1.2 工艺试验

采用 EOS M290 型铺粉式金属 SLM 打印机,在 5 种不同激光功率下对 AlMgScZr 合金进行打印成形,打印工艺参数如表 1 所示。参考 GB/T 228.1—2010 确定拉伸试样尺寸,然后对拉伸试样进行三维建模和切片处理,最后将切片数据导入至成型设备进行 SLM 工艺试验。

表 1 AlMgScZr 合金 SLM 工艺参数

Tab. 1 SLM process parameters of AlMgScZr alloy

激光功率 /W	扫描速度 /mm·s ⁻¹	粉层厚度 /μm	扫描旋转角度 /(^o)	扫描间距 /μm
80,120,160,200,240	500	30	67	100

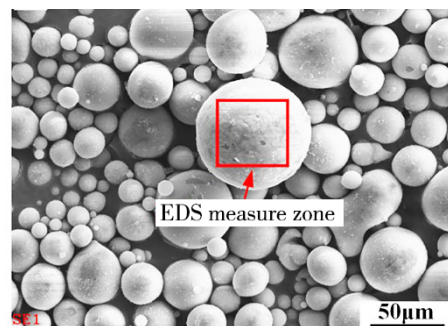
1.3 性能粗糙表面测试

对打印态合金的侧面进行砂纸打磨和机械抛光处理,待试样表面光亮无划痕后采用三酸混合试剂(HF:HCl:HNO₃=2:3:95)对其进行化学腐蚀,随后采用 ZEISS Sigma 500 型扫描电子显微镜及其配备的能谱仪对粉末形貌和化学成分进行观测,观测过程分别根据 ISO 16700 和 ISO 13065 标准进行。打印试样的致密度采用恒美 HM-Y02 型密度计测量,分别称取试样在空气中和水中的质量,再根据阿基米德排水法原理计算得到试样的致密度。采用 DX-6500PC 型 X 射线衍射仪(X-ray diffraction, XRD)及 JEM-2100 JEOL 型透射电子显微镜(transmission electron microscopy, TEM)对合金物相进行分析。采用 Talos F200x 型电子万能实验机对 AlMgScZr 合金拉伸强度进行测试,每组实验采用 5 个样本取平均值,拉伸试验在室温[(22±0.5) °C]下进行,拉伸速率恒定为 0.01 s⁻¹。

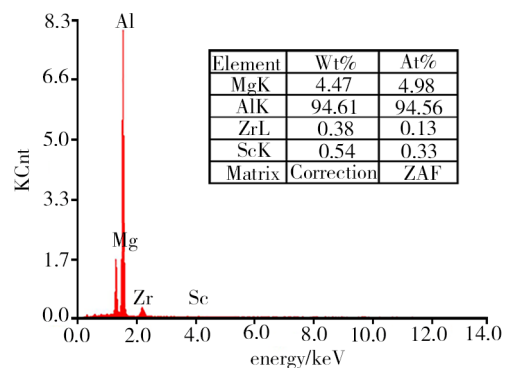
2 结果与讨论

2.1 观测结果

试验观测结果如图 1(a)所示,AlMgScZr 合金粉末呈近似球形,粉末粒径约为 15~53 μm。少量小尺寸粉末在大尺寸粉末表面分布,形成行星式粉末。对图 1(a)中选定区域进行成分测量,结果如图 1(b)所示,可以看出 AlMgScZr 合金中主要元素及含量分别为 Mg-4.47wt%,Zr-0.38wt%,Sc-0.54wt%。



(a) 形貌表征



(b) 能谱分析

图 1 AlMgScZr 合金粉末

Fig. 1 AlMgScZr alloy powder

2.2 致密度分析

如图2为不同激光能量密度下AlMgScZr合金致密度的统计分析结果。基于表1中的参数和文献[10]中的激光功率密度计算方法,以计算所得的激光能量密度为变量,在53.3~160 J/mm³的激光能量密度区间内,AlMgScZr合金的致密度由98.7%升高至99.6%,随后有下降的趋势(图2)。AlMgScZr合金的致密度与粉末熔化时的铺展润湿行为有很大关联,激光能量输入过小时,粉末不能充分熔化或熔化后在金属表面的铺展性能较差,容易导致AlMgScZr合金内部形成未熔合气孔缺陷;而激光能量输入过大时,低熔点金属元素烧损汽化,SLM快速凝固过程中金属蒸汽难以全部排出,容易在熔池内形成冶金气孔缺陷^[11-15]。

从图3可以看出,SLM成形的AlMgScZr合金表

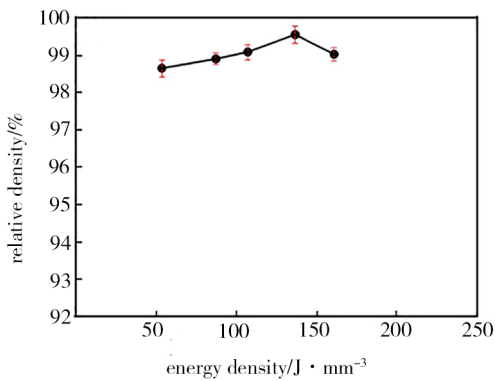


图2 不同激光能量密度下AlMgScZr合金致密度变化
Fig. 2 Variation of packed density of AlMgScZr alloy at different laser energy densities

面质量与激光能量输入密切相关。低激光功率条件下,AlMgScZr合金表面较为粗糙,存在较多的不规则凸起和凹坑缺陷,激光扫描痕迹明显[图3(a)(b)]。随着激光功率的增加,试样表面的凸起数量逐渐减少,但尺寸有所增加,凹坑缺陷基本消失[图3(c)(d)]。当激光功率达到240 W时,试样表面变得平滑,同样可见激光往复扫描的痕迹[图3(e)]。推测是由于在激光功率不断增加的过程中,激光能量密度的增大使得熔池尺寸也增大,液态金属的铺展润湿能力增加,使得表面不良缺陷的形成概率大大降低^[8]。

沿AlMgScZr合金中部切取试样,其气孔缺陷形貌及分布状态如图4所示。从图4(a)可见,当激光功率为80 W时,试样内部存在若干个不规则形状的气孔缺陷,气孔形状以多边形和长条形为主,约为40 μm。当激光功率增加至120 W时,AlMgScZr合金内部的气孔缺陷数量明显减少,气孔的形状也变得更加规则,近似圆形[图4(b)]。推测随着激光功率的升高,熔池润湿铺展能力得到了提升。当激光功率达到160 W时,气孔缺陷的数量和尺寸进一步降低[图4(c)],其致密度也相应提升。在激光功率为200 W时,试样的致密度最高,内部几乎无气孔缺陷[图4(d)]。而激光功率达到240 W时,气孔缺陷数量反而增多[图4(e)]。由于AlMgScZr合金中的Al、Mg均属于低熔点金属元素,在高激光功率下,熔池的温度也随之增加,导致上述两种金属元素容易发生汽化烧损,容易在熔池内形成冶金气孔缺陷^[19]。

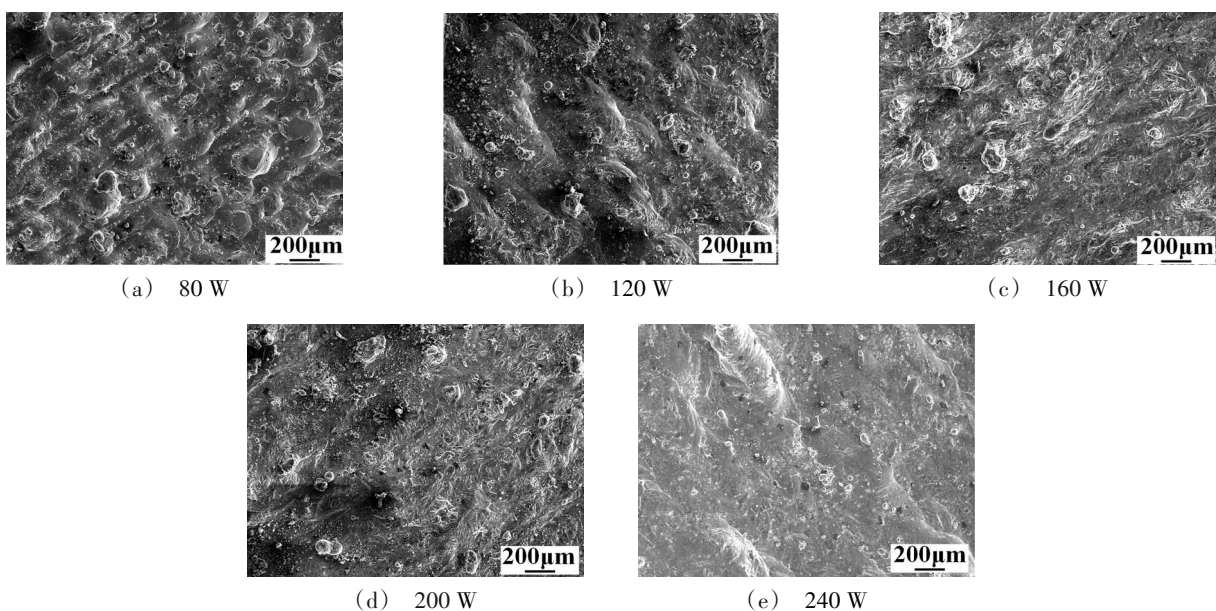


图3 SLM成形AlMgScZr合金上表面形貌

Fig. 3 Top surface morphologies of AlMgScZr alloy printed by SLM

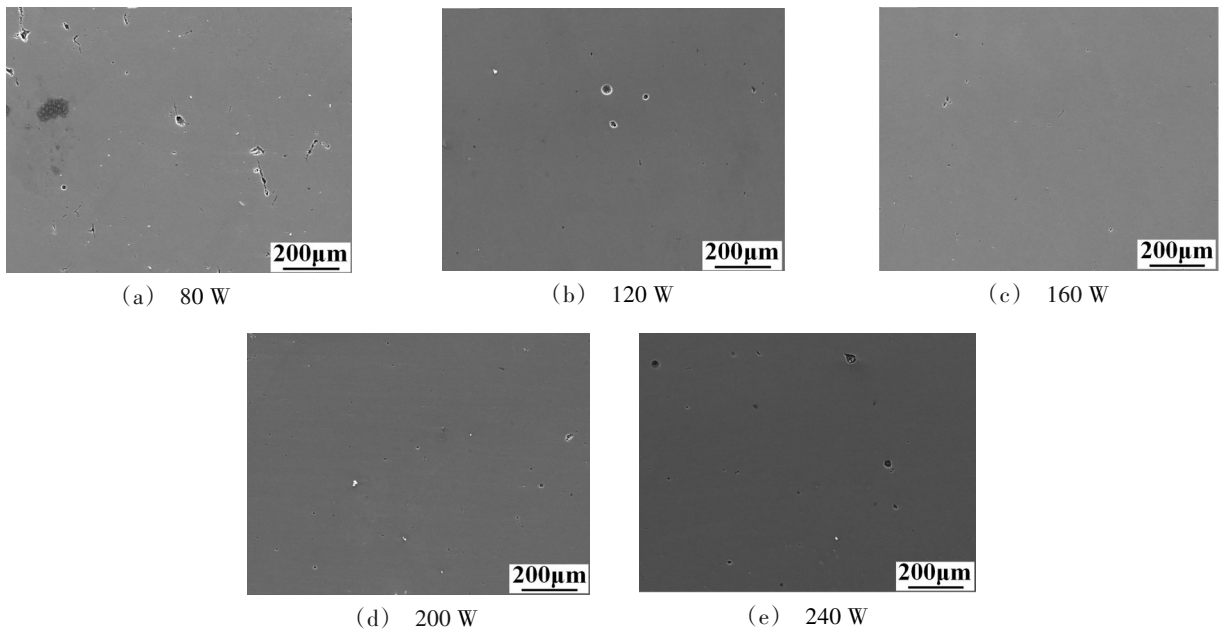


图4 AlMgScZr合金内部气孔缺陷

Fig. 4 Porosity defects of AlMgScZr alloy

2.3 微观组织

2.3.1 微观形貌

图5为不同激光功率下AlMgScZr合金微观组织形貌,可以看出AlMgScZr合金侧面组织为典型的鱼鳞纹形貌,与文献[20]中AlSi10Mg合金相比,AlMgScZr合金组织内部结构更加复杂,呈现粗晶、细晶交错分布状态。在低激光功率下,经历激光的快速扫描,熔池边界处的细晶条带痕迹较为明显,如图5(a)(b)所示。当激光功率超过160 W时,熔池边界细晶条带的宽度有所减小,试样内部的组织较为均

匀,如图5(c)所示。不同激光功率下AlMgScZr合金的组织形貌变化与熔池结晶行为密切相关,试样内部微观组织表现为细晶和粗晶交替分布。熔池边界温度较低,凝固速度较快,更倾向于形成细晶组织;而熔池中心区域温度高于熔池边界,凝固次序也在最后,该区域更倾向于形成粗晶组织。随着激光功率的不断增大,熔池凝固行为发生改变,熔池的温度分布差异缩小,合金内部整体组织变得更加均匀,熔池边界的细晶条带痕迹变得不再明显,如图5(d)(e)所示。

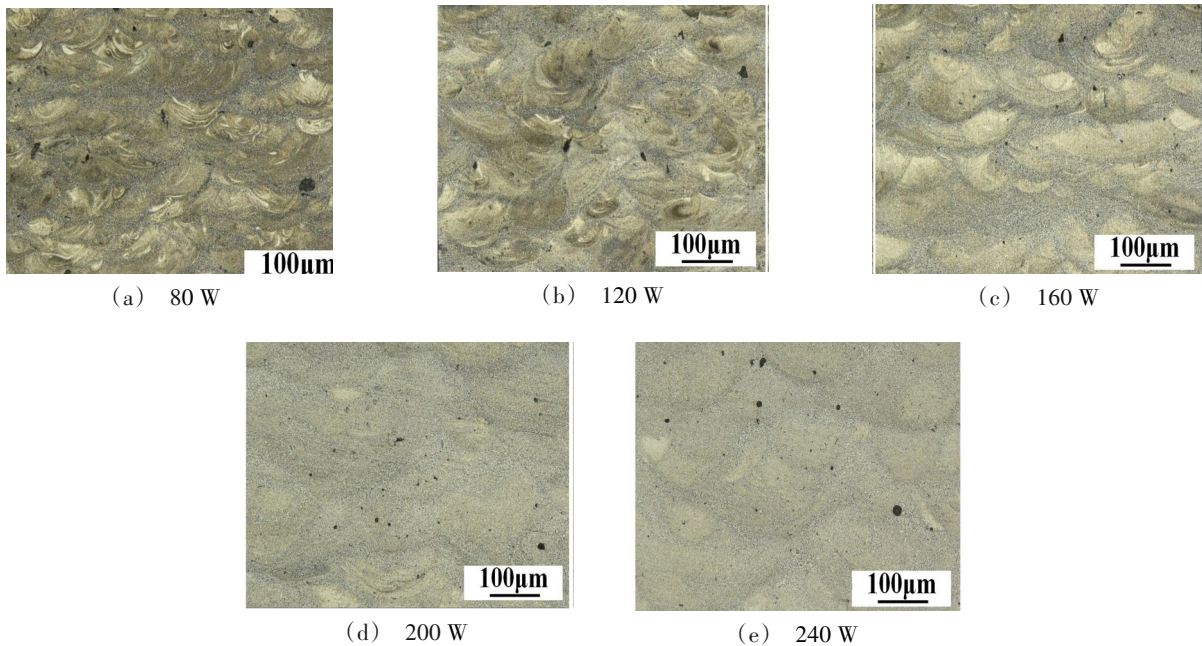


图5 AlMgScZr合金微观组织

Fig. 5 Microstructure of AlMgScZr alloy

2.3.2 XRD分析

AlMgScZr合金粉末及打印试样XRD分析如图6所示,可见 α -Al的衍射峰和细小的杂峰,且 α -Al衍射峰的宽度要明显大于SLM打印态的合金。打印态的AlMgScZr合金试样在不同功率下的衍射峰图谱基本相同,除了 α -Al衍射峰之外,还存在其保持完全共格关系的 $Al_3(Sc, Zr)$ 相衍射峰。在雾化制粉过程中,初生 $Al_3(Sc, Zr)$ 相已经在AlMgScZr粉体中形成。而粉末在SLM打印过程中,受高能激光束热作用,会发生快速的熔化-凝固过程。部分 $Al_3(Sc, Zr)$ 相重新熔化分解,Sc、Zr元素与Al发生冶金反应,形成次生的 $Al_3(Sc, Zr)$ 相^[15]。粉末中原有的初生 $Al_3(Sc, Zr)$ 相和SLM打印过程中形成的次生 $Al_3(Sc, Zr)$ 相均能作为有效的异质形核质点促进晶粒细化。

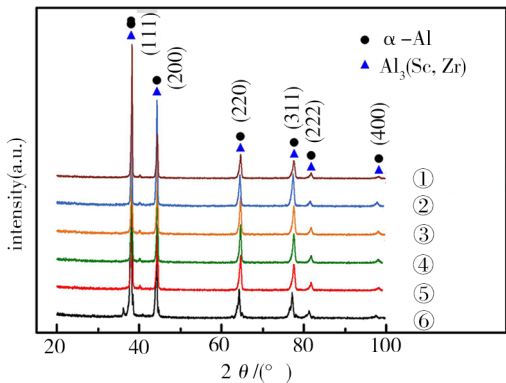


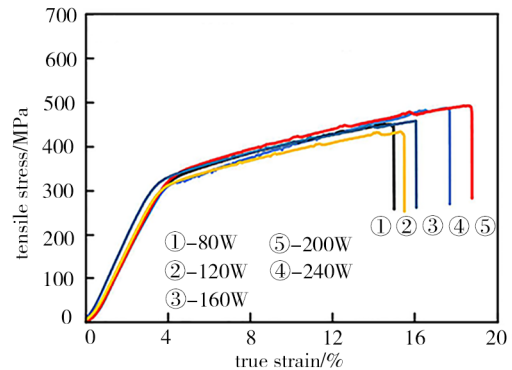
图6 AlMgScZr粉末和打印态合金的XRD图谱

Fig. 6 XRD patterns of AlMgScZr powder and SLMed alloy
①—240 W/500 mm/s ②—200 W/500 mm/s ③—160 W/500 mm/s
④—120 W/500mm/s ⑤—80 W/500mm/s ⑥—powder

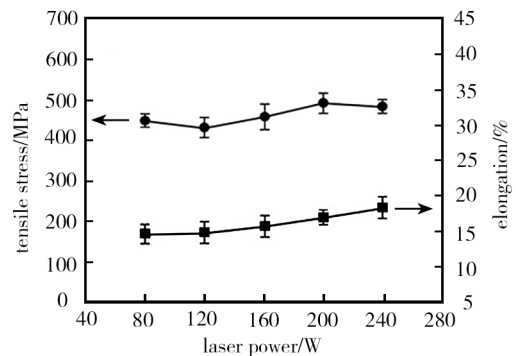
2.3.3 力学性能分析

图7为AlMgScZr合金SLM打印试样的单向拉伸性能测试结果。从图7(a)可以看出,不同激光功率条件下,AlMgScZr合金的拉伸曲线形状相差不大,塑性变形阶段时曲线斜率基本一致,说明激光功率变化对AlMgScZr合金的加工硬化率影响较小^[13]。然而,AlMgScZr合金抗拉强度与延伸率存在一定差别,当激光功率为80 W时,合金的抗拉强度为448 MPa,延伸率15.2%;而激光功率为120 W时,合金的抗拉强度稍有下降,延伸率有所增加,分别为429 MPa和15.6%。当激光功率200 W时,抗拉强度和延伸率均达到最优,为492 MPa和18.4%,相比120 W打印的试样增长了14.6%和17.9%。还有学者针对铸造态AlMgScZr合金的力学性能进行了相关研究,曾俊锦等^[21]采用铸造工艺制备AlMgScZr合金,发现随着Sc、Zr元素的加入,合金力学性能得到显著提升,最

大硬度可达101 HB。杨文等^[22]也获得了类似的试验结果,在Sc、Zr含量分别为0.16wt%、0.14wt%时,铸造态AlMgScZr合金的抗拉强度可达293 MPa。两种工艺对比可见,增材制造得到的AlMgScZr合金,其力学性能要明显高于铸造态合金。SLM制备的金属构件,内部气孔缺陷往往是整个构件的薄弱位置,在承受载荷时裂纹更倾向于在气孔处萌生、扩展直至断裂,是SLM试件抗拉强度和延伸率不同的主要原因。



(a) 拉伸曲线



(b) 抗拉强度和延伸率

图7 AlMgScZr合金拉伸力学性能

Fig. 7 Tensile properties of SLM-printed AlMgScZr alloy

图8为AlMgScZr合金拉伸断口形貌,当激光功率为80和120 W时,AlMgScZr合金的拉伸断口表面存在一定的气孔缺陷,在气孔的周边还存在少量的撕裂棱[图8(a)(b)],说明在拉伸断裂过程中,裂纹源首先在气孔处萌生,随后不断扩展直至试样断裂。由于此时合金内部存在较多的气孔,导致拉伸过程中裂纹源的数量较多,断口形貌的起伏也较为明显。当激光功率为240 W时,合金断口形貌与低激光功率类似,也进一步说明合金内部的气孔对试样断裂过程的影响较大[图8(e)]。在激光功率为160和200 W时,拉伸断口形貌的高低起伏有所降低,断口表面趋于平整,可见较多数量的韧窝,说明合金的韧性有所提升[图8(c)(d)]。

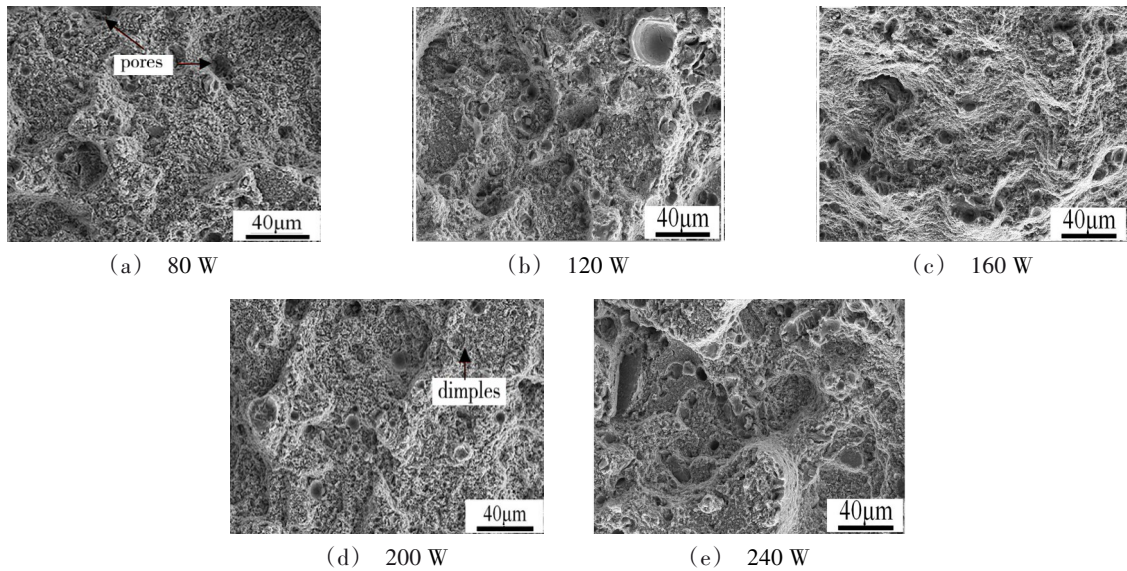


图8 AlMgScZr合金拉伸断口形貌

Fig. 8 Tensile fracture morphologies of SLM-printed AlMgScZr alloys

2.3.4 透射电镜分析

基于上述分析,对200 W/500 mm/s工艺参数下得到的AlMgScZr合金进行TEM分析,如图9所示。图9(a)中可以看到晶粒内部存在大量的位错塞积,试样内部的纳米相可以通过奥罗万强化机制增加位错移动难度,使合金内部的位错密度增加。同时,图9(b)中可见位错胞现象,由于SLM打印过程中激光束快速移动,导致熔池产生较大的过冷度,在熔池凝固时合金内部会形成亚微米级别的胞状晶组织。受

到胞状晶组织的影响,合金内部的位错塞积逐渐变为位错胞组织。对AlMgScZr合金内部析出相进行选区电子衍射,并对衍射斑点进行标定。可以确定图9(c)中为 α -Al相,图9(d)中为 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相,该相与 α -Al保持完全共格关系。由于AlMgScZr合金的晶粒尺寸相较于Al-Si系铸造合金更小,同时 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相还具有较好的析出强化效果。因此,SLM打印的AlMgScZr合金具备较高的力学性能,其强化机制主要为细晶强化和析出强化。

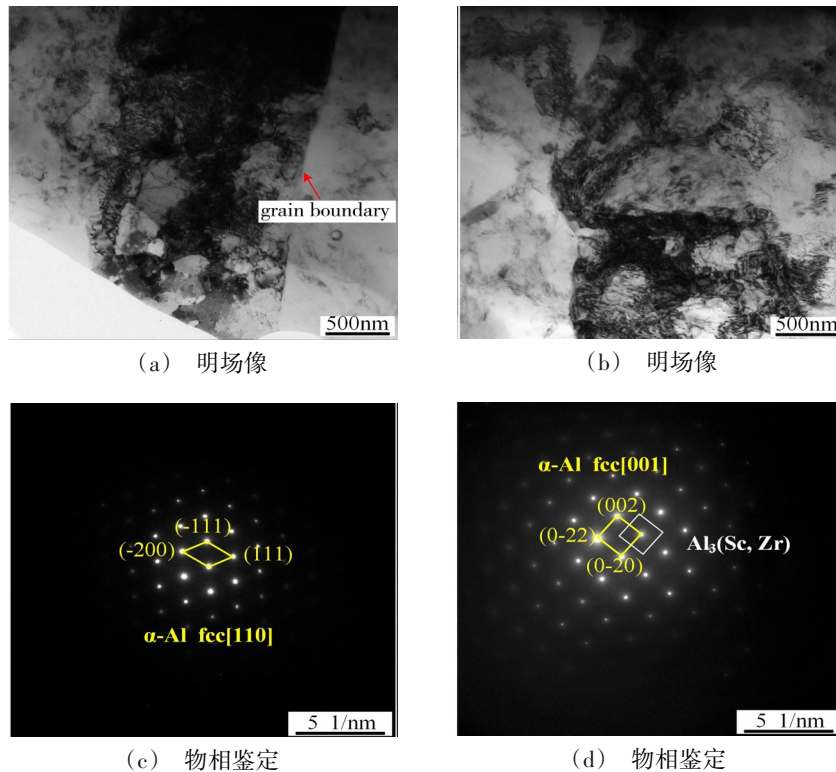


图9 AlMgScZr合金透射电镜分析

Fig. 9 TEM analysis of AlMgScZr alloy phase identification

采用TEM高角环形场模式对AlMgScZr合金内部元素分布进行观测,如图10所示。分别对Al、Mg、Sc、Zr 4种元素进行面扫描,可以发现,Al元素在合金内部分布相对均匀,如图10(a)所示,Mg元素的分布形态为球形,约100 nm,如图10(b)所示。而Sc、Zr元素则以更小尺寸析出相的形式存在,约20 nm。Sc、Zr元素在合金中的分布位置基本一致,说明该处为 $Al_3(Sc, Zr)$ 相,如图10(c)(d)所示,且 $Al_3(Sc, Zr)$

相在合金中的含量并不高,呈无序分布状态。由于激光熔池形成时的温度分布并不均匀,熔池中心的温度最高,边缘的温度最低,且内部存在强烈对流现象^[17]。熔池流动强度与温度场分布相似,熔池边缘处的金属流动强度最低,受熔池温度场和流动行为的综合影响, $Al_3(Sc, Zr)$ 粒子更容易在熔池边界区域存在,进而使得AlMgScZr合金形成粗晶、细晶交替分布的组织形貌。

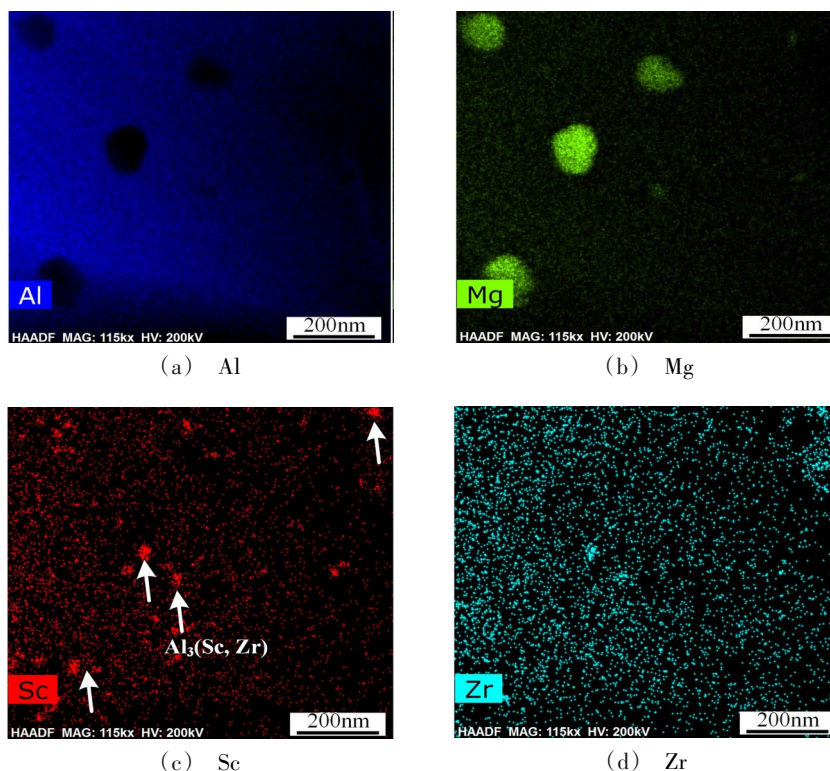


图10 AlMgScZr合金内部元素分布

Fig. 10 Element distribution of AlMgScZr alloy

3 结论

本文对不同SLM工艺下AlMgScZr合金的致密度、气孔缺陷、微观组织、力学性能及强韧机理进行分析,获得结论如下:

(1) SLM打印参数对AlMgScZr合金的致密度存在显著影响。随着激光功率增加,合金的致密度先升高后下降,在激光功率为200 W时,致密度达到最大,为99.6%。

(2) SLM成形后AlMgScZr合金内部主要为 α -Al和 $Al_3(Sc, Zr)$ 相,其中 $Al_3(Sc, Zr)$ 相具有良好的晶粒细化效果。试件内部为细晶和粗晶交替分布的微观组织,熔池边界温度较低,凝固速度较快,倾向于形成细晶组织;而熔池中心区域温度高于熔池边界,凝固次序也在最后,倾向于形成粗晶组织。

(3) SLM制备的合金拉伸力学性能与其致密度密切相关,即打印合金的致密度越高,拉伸性能越好,在激光功率为200 W时,抗拉强度和延伸率均达到最优,分别为492 MPa和18.4%。

参考文献

[1] 王凤,张博,王超,等. 航空发动机支架增材制造轻质设计研究[J]. 机械设计与制造, 2022, 10: 157-160.
WANG F, ZHANG B, WANG C, et al. Optimization design of aero engine support based on additive manufacturing [J]. Machinery Design & Manufacture, 2022, 10: 157-160.
[2] 黄洁,易俊兰,李明亮,等. 浅析影响选区激光熔化技术在民用飞机领域应用的关键[J]. 应用激光, 2022, 42(10): 53-60.
HUANG H, YI J L, LI M L, et al. Brief analysis of the key factors affecting the application of selective laser melting technology in the field of civil aircraft [J]. Applied Laser, 2022, 42(10): 53-60.
[3] 荣婷,任治倪,曾志强,等. 选区激光熔化高强铝合金TiB₂/AlSi10Mg显微组织及力学性能研究[J]. 应用激光, 2020, 40(06): 1017-1022.
RONG T, REN Z N, ZENG Z Q, et al. Microstructure and mechanical properties of selective laser melting high-strength TiB₂/AlSi10Mg parts [J]. Applied Laser, 2020, 40(06): 1017-1022.
[4] 任治倪,徐迪,黄洁,等. 关键工艺参数对选区激光熔化稀土元素增强铝合金成形致密度的影响[J]. 应用激光,

2021, 41(06): 1229-1236.

REN Z N, XU D, HUANG J, et al. Effect of key process parameters on the relative density of rare earth elements doped aluminum alloy using selective laser melting[J]. Applied Laser, 2021, 41(06): 1229-1236.

[5] 李忠华, 李霍东, 崩泽宙, 等. 选区激光熔化制备CuSn10薄壁件侧表面粗糙度研究[J]. 应用激光, 2022, 42(07): 52-58.

LI Z H, LI H D, PENG Z Z, et al. Study on side surface roughness of CuSn10 Thin-walled parts prepared by selective laser melting[J]. Applied Laser, 2022, 42(07): 52-58.

[6] 李保强, 李忠华, 白培康, 等. 选区激光熔化AlSi10Mg应力场数值模拟研究[J]. 应用激光, 2019, 39(02): 211-216.

LI B Q, LI X H, BAI P K, et al. Numerical simulation of stress field for AlSi10Mg fabricated by selective laser melting[J]. Applied Laser, 2019, 39(02): 211-216.

[7] 时云, 王联凤, 杜洋, 等. AlSi10Mg铝合金选区激光熔化成形缺陷控制和表面质量优化[J]. 应用激光, 2023, 43(03): 19-25.

SHI Y, WANG L F, DU Y, et al. Defect control and surface quality optimization of AlSi10Mg aluminum alloy manufactured by selective laser melting[J]. Applied Laser, 2023, 43(03): 19-25.

[8] LI R D, WANG M B, LI Z M, et al. Developing a high-strength Al-Mg-Si-Sc-Zr alloy for selective laser melting: Crack-inhibiting and multiple strengthening mechanisms[J]. Acta Materialia, 2020, 193: 83-93.

[9] BI J, LEI Z L, CHEN Y B, et al. Microstructure, tensile properties and thermal stability of AlMgSiScZr alloy printed by laser powder bed fusion[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 69: 200-211.

[10] BI J, LEI Z L, CHEN Y B, et al. An additively manufactured Al-14.1Mg-0.47Si-0.31Sc-0.17Zr alloy with high specific strength, good thermal stability and excellent corrosion resistance[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 67: 23-35.

[11] BI J, LEI Z L, CHEN Y B, et al. Effect of Al₃(Sc, Zr) and Mg₂Si precipitates on microstructure and tensile properties of selective laser melted Al-14.1Mg-0.47Si-0.31Sc-0.17Zr alloy[J]. Intermetallics, 2020, 123: 106822.

[12] JIA Q B, ROMETSCH P, KÜRNSTEINER P, et al. Selective laser melting of a high strength Al-Mn-Sc alloy: Alloy design and strengthening mechanisms[J]. Acta Materialia, 2019, 171: 108-118.

[13] JIA Q B, ZHANG F, ROMETSCH P, et al. Precipitation kinetics, microstructure evolution and mechanical behavior of a developed Al-Mn-Sc alloy fabricated by selective laser melting[J]. Acta Materialia, 2020, 193: 239-251.

[14] JEYAPROKASH N, YANG C H, KUMAR M S. Influence of coherent intermetallic nano-precipitates on the nano-level mechanical and tribological properties of the Laser-

Powder bed fused Scalmalloy[J]. Materials Characterization, 2022, 193: 112269.

[15] LI X, LIU Y Z, TAN C L, et al. Porosity formation mechanisms, microstructure evolution and mechanical performance of AlMgScZr alloy fabricated by laser powder bed fusion: Effect of hatch distance[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2023, 94: 107-119.

[16] 邓朝阳, 郭一帆, 褚清坤, 等. 基于响应面优化法激光选区熔化AlMgScZr研究[J]. 材料研究与应用, 2021, 15(03): 210-219.

DENG C Y, GUO Y F, CHU Q K, et al. Study on selective laser melting process of AlMgScZr based on response surface optimization methodology[J]. Materials Research and Application, 2021, 15(03): 210-219.

[17] 邹田春, 梅思远, 陈敏英. 激光选区熔化AlMgScZr合金微观组织与电化学腐蚀性能研究[J]. 中国激光, 2023, 50(04): 91-100.

ZOU T C, MEI S Y, CHEN M Y. Microstructure and electrochemical corrosion properties of AlMgScZr alloys fabricated using selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2023, 50(04): 91-100.

[18] 林研, 司丞, 徐京豫, 等. 选区激光熔化高强韧铝合金的异质结构调控及力学性能[J]. 金属学报, 2022, 58(11): 1509-1518.

LIN Y, SI C, XU J Y, et al. Heterogeneous structure and mechanical properties of strong and tough Al alloys prepared by selective laser melting[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2022, 58(11): 1509-1518.

[19] TANG X, ZHANG S, ZHANG C H, et al. Optimization of laser energy density and scanning strategy on the forming quality of 24CrNiMo low alloy steel manufactured by SLM[J]. Materials Characterization, 2020, 170: 110718.

[20] 陈柯宇, 许莉敏, 甘杰, 等. 激光功率对选区激光熔化成AlSi10Mg组织及力学性能的影响[J]. 激光与光电子学进展, 2021, 58(13): 347-355.

CHEN K Y, XU L M, GAN J, et al. Effect of laser power on microstructure and mechanical properties of selective laser melted AlSi10Mg[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2021, 58(13): 347-355.

[21] 曾俊锦, 姜锋, 路丽英, 等. Al-6Mg-0.52Mn-0.15Sc-0.1Zr合金铸锭的均匀化退火及组织演变[J]. 轻合金加工技术, 2021, 49(10): 13-19.

CENG J J, JIANG F, LU L Y, et al. Property and microstructure evolution of Al-6Mg-0.52Mn-0.15Sc-0.1Zr aluminum alloy ingot during homogenization treatment[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2021, 49(10): 13-19.

[22] 杨文, 杜刚, 闫德胜, 等. 挤压铸造对Al-Mg-Sc-Zr合金组织及力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2014, 34(01): 1-6.

YANG W, DU G, YAN D S, et al. Effect of squeeze casting on microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Sc-Zr alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2014, 34(01): 1-6.