

7×××系铝合金电弧增材制造研究进展

乔柳平¹, 陈瑞凯², 杨健楠², 方学伟², 王玉华¹, 杜勇刚¹, 邹楠¹

1. 上海飞机制造有限公司 上海 201324

2. 西安交通大学机械制造系统工程国家重点实验室 陕西西安 710049

摘要: 高强度7×××系铝合金凭借其优异的力学性能广泛应用于航空航天、汽车等领域。传统的制造技术已难以满足大尺寸复杂7×××系铝合金结构件的高效率、低成本制造的需求。电弧增材制造作为一种新兴的金属增材制造技术,为航空航天大尺寸复杂7×××系铝合金结构件的制备提供了新思路。然而,电弧增材制造成形的7×××系铝合金结构件中仍存在微观组织不均匀、大量气孔、力学性能各向异性的问题,限制其广泛应用。阐述了不同电弧增材制造工艺原理及特点,探讨了微裂纹、气孔等缺陷的形成机理及控制策略。重点讨论了沉积态合金微观组织演变规律及对力学性能的影响,并论述了相应的调控方式。此外,还探讨了热处理、激光冲击强化等后处理工艺对显微组织和力学性能的影响机制。最后对未来电弧增材制备高强度7×××系铝合金零件的发展趋势和研究方向进行了展望。

关键词: 7×××系铝合金; 电弧增材制造; 气孔缺陷; 航空航天

Research progress in wire-arc additive manufacturing of 7××× aluminum alloys

QIAO Liuping¹, CHEN Ruikai², YANG Jiannan², FANG Xuewei², WANG Yuhua¹,
DU Yonggang¹, ZOU Nan¹

1. Shanghai Aircraft Manufacturing Co., Ltd., Shanghai 201324, China

2. Xi'an Jiaotong University State Key Laboratory for Manufacturing Systems Engineering, Xi'an 710049, Shanxi, China

Abstract: High-strength 7××× aluminum alloys are widely used in aerospace, automotive and other fields due to their excellent mechanical properties. Traditional manufacturing technologies have been difficult to meet the demand for high efficiency and low cost manufacturing of large size and complex 7××× aluminum alloys parts. As an emerging metal additive manufacturing technology, Wire-Arc Additive Manufacturing (WAAM) provides a new idea for the preparation of large size complex 7××× aluminum alloys components for aerospace. However, the 7××× aluminum alloys components fabricated by WAAM still suffer from microstructure inhomogeneous, numerous pores, and anisotropic mechanical properties, which limit their wide applications. Firstly, the paper describes the principles and characteristics of different WAAM processes, and discusses the formation mechanisms and control strategies of defects such as microcracks and porosity. The evolution of the microstructure of the

基金项目: 国家自然科学基金(52201105); 再制造技术全国重点实验室基金资助项目(61420052023WD017)。

第一作者: 乔柳平, 硕士研究生, 工程师, 主要从事电弧增材制造方面的研究, E-mail: qiaoliuping030121@163.com。

通信作者: 方学伟, 工学博士, 副教授, 从事大型金属构件增材制造工艺与装备研究, E-mail: fangxuewei0801@163.com。

deposited alloys and its relationship with the mechanical properties are discussed, and the corresponding control methods are proposed. In addition, the effects of post treatment processes such as heat treatment and Laser Shock Peening on the microstructure and mechanical properties are also discussed. Finally, the future development trend and research direction of high strength $7 \times \times \times$ aluminum alloys parts fabricated by WAAM are prospected.

Keywords: $7 \times \times \times$ aluminum alloys; wire-arc additive manufacturing; pore defects; aerospace engineering

1 序言

随着飞机和运载火箭运载能力的提升, 航空航天零部件朝着轻量化、低成本、高可靠性的方向发展, 显著提升了铝合金在该领域的应用比例。铝合金凭借其密度低、比强度高、易加工, 以及优良的导电性和耐蚀性等优点^[1], 在航空航天、汽车、船舶及军工等领域具有广泛的应用前景和研究价值。高强度 $7 \times \times \times$ 系铝合金具有优异的力学性能, 受到广大飞机制造商的青睐, 广泛应用于制造飞机的机身壁板和翼肋^[2], 被称为“航空铝”。目前, 航空航天大型复杂 $7 \times \times \times$ 系铝合金结构件的制造仍是亟需解决的难题。传统的铸造、锻造、铣削等工艺在成形大尺寸 $7 \times \times \times$ 系铝合金结构件时往往存在材料利用率低、加工制造周期长的问题。此外铸造 $7 \times \times \times$ 系铝合金中存在缩孔、热裂纹、元素偏析等缺陷, 会降低大尺寸 $7 \times \times \times$ 系铝合金构件的整体力学性能, 缩短服役周期。因此, 亟需一种新的制造工艺用于一体化成形高性能大型复杂 $7 \times \times \times$ 系铝合金航空航天结构件。

增材制造 (Additive Manufacturing, AM) 技术是20世纪80年代中期发展起来的一种新型数字化成形技术, 是制造技术的一次新飞跃。增材制造技术是通过CAD设计的三维模型进行分层切片, 得到各截面的二维轮廓信息, 然后采用材料逐层累加的方法加工实体零件, 是一种“自下而上”材料累加的制造方法^[3]。与传统的制造技术相比, 其具有工序少、制造周期短、材料利用率高, 以及可加工几何形状复杂零件的优势。金属增材制造技术可分为粉末床熔融 (Power Bed Fusion, PBF) 和直接能量沉积 (Directed Energy Deposition, DED), 由于 $7 \times \times \times$ 系铝合金对激光反射率较高, 电子束成形时容易引起该合金Zn、Mg元素蒸发而形成孔隙, 并且粉末床设备成形尺寸限制了其难以加工大尺寸 $7 \times \times \times$ 系铝合金构件, 严重影响了粉末床熔融技术

加工 $7 \times \times \times$ 系铝合金的应用。电弧增材制造 (Wire Arc Additive Manufacturing, WAAM) 属于直接能量沉积的一种, 其与粉末床熔融技术相比, 在成形 $7 \times \times \times$ 系铝合金时具有制造成本低、成形效率高、能量利用率高等特点, 为大尺寸复杂结构件高效、低成本加工提供了可能。

虽然, WAAM在成形 $7 \times \times \times$ 系铝合金方面具有明显的优势, 但仍面临着较多亟需解决的难题, 主要包括 $7 \times \times \times$ 系铝合金WAAM专用设备研制; 沉积态 $7 \times \times \times$ 系铝合金存在微裂纹、孔隙等冶金缺陷、材料微观组织不均匀、力学性能各向异性明显; 专用的热处理制度研发等。本文综述了近年来WAAM成形 $7 \times \times \times$ 系铝合金的国内外研究进展, 主要从WAAM工艺特点、冶金缺陷形成机理及控制、微观组织演变机理、WAAM结构件后处理4个方面讨论 $7 \times \times \times$ 系铝合金WAAM技术研究现状及存在的问题, 并对WAAM成形 $7 \times \times \times$ 系铝合金未来研究方向进行展望, 以推进WAAM技术在航空航天复杂大尺寸 $7 \times \times \times$ 系铝合金结构件的工程应用。

2 电弧增材制造工艺特点

WAAM技术是使用金属丝材为原材料, 以机械臂或机床为执行机构, 根据零件CAD模型的切片数据, 使用电弧为热源, 按照预设的路径熔化金属丝材逐层堆积制造零件的过程, 如图1所示为以机械臂作为执行机构的WAAM技术原理^[4]。WAAM工艺是以传统的焊接技术为基础发展起来的, 根据电弧热源的类型可以将其分为熔化极气体保护焊 (Gas Metal Arc Welding, GMAW)、钨极气体保护焊 (Gas Tungsten Arc Welding, GTAW)、等离子气体保护焊 (Plasma Arc Welding, PAW) 和冷金属过渡 (Cold Metal Transfer, CMT) 4种。不同类型的WAAM技术具有不同的工艺特点, 基于GMAW的WAAM技术具有高的热输入, 会产生较多的飞溅, 导致制造部件的晶粒粗大且成形不稳定。基于

PAW的WAAM工艺是以能量密度更高的等离子弧为热源，电弧温度可达11000℃，在成形7×××系铝合金时容易引起Zn、Mg等低沸点的合金元素蒸发，造成元素损失，进而影响微观组织和力学性能。目前，国内外对GTAW和CMT成形7×××系铝合金的研究较多，GTAW采用非熔化的钨极与金属基体之间建立电弧来加热和熔化金属丝材，保证了电弧的稳定性，在一定程度上减少了成形过程中液滴飞溅。CMT技术是奥地利的Fronius公司在GMAW工艺的基础上研发的一种新型焊接工艺，该技术利用数字信号处理器首次将熔滴过渡与送丝运动相结合，通过焊丝回抽实现金属熔滴过渡^[5]。CMT技术与传统的GMAW相比，该工艺实现了短路电流接近于零的熔滴过渡方式，降低了熔滴过渡时的热输入，整个加工过程在冷热交替中循环进行。基于CMT技术的WAAM工艺具有较低的热输入和较高的温度梯度，从而限制了晶粒和第二相的粗化^[6]。ELREFAEY^[7]对比了CMT技术与传统的GMAW和

GTAW工艺，发现CMT成形的7×××系铝合金具有更好的力学性能。

2.1 多丝WAAM工艺

多丝WAAM工艺是指使用两根以上的金属丝材成形构件的方法，其具有熔覆效率高、易于增材结构件成分调控的特点。多丝WAAM技术是在双丝焊的基础上发展起来的，其中Tandem工艺是最为典型的双丝焊，其原理如图2所示^[8]。Tandem工艺包含两个单独的送丝机构和电源，两个焊机之间可以相互通信，实现两根丝材的交替起弧和熔滴交替过渡，避免了电弧间的相互干扰，同时兼顾了高熔敷效率和低热输入^[9]。除了基于Tandem双丝焊的多丝WAAM工艺外，Fronius公司也推出了CMT双丝焊接系统，已有部分学者对该工艺下增材制造铝合金的组织与性能进行了研究。FAN等^[10]采用双丝CMT-WAAM工艺，以ER2319和ER5183金属丝材为原材料，成功制造出一种新型高强度、无裂纹Al-Cu-Mg合金。

QI等^[11]以ER2319和ER5087丝材作为填充金

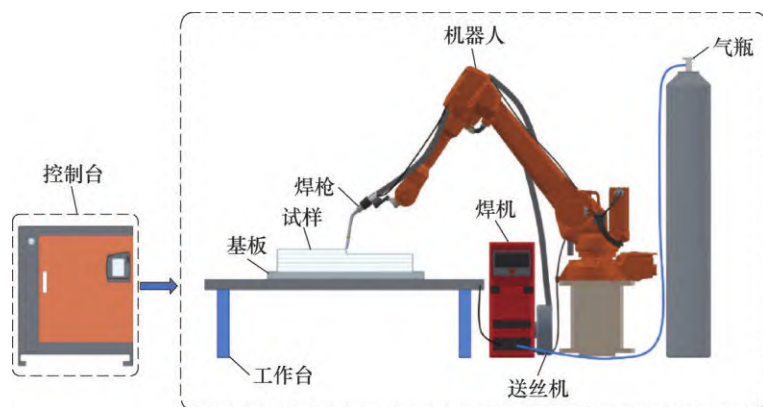


图1 WAAM技术原理

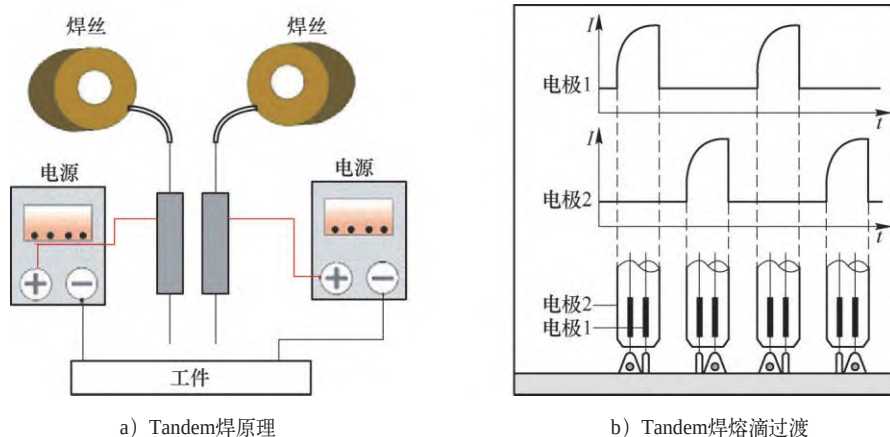


图2 Tandem工艺原理

属，使用自研的双丝GTAW-WAAM技术，通过调整送丝速度制备了不同成分含量的Al-Cu-Mg合金薄壁件，样品的抗拉强度为 (280 ± 5) MPa。通过拉拔获得增材制造专用 $7 \times \times \times$ 系高强铝合金丝材的难度和成本较高，而多丝WAAM工艺可以很好地解决这个问题，采用多种金属丝材原位合金化加工出所需成分的零件。YU等^[12]采用多丝GTAW-WAAM技术（见图3）同时熔化ER5356、ER2319、Zn三种金属丝材来制造 $7 \times \times \times$ 系铝合金结构件，研究表明，其析出相主要由S（ Al_2CuMg ）相、 η （ MgZn_2 ）相和 θ （ Al_2Cu ）相组成，水平和竖直方向拉伸试样力学性能各向异性较为明显。

2.2 激光电弧复合WAAM工艺

激光电弧复合WAAM工艺起源于激光电弧复合焊接，激光的引入可以提高电弧和工艺的稳定性^[13]。对于铝合金的激光电弧复合焊接，电弧形成的熔池降低了铝合金对激光的反射率，激光等离子体对电弧具有压缩作用。激光和电弧这两种不同热源的协同作用可以使焊接过程更加稳定、并优化焊缝的形

貌。因此，一些学者尝试使用激光电弧复合WAAM工艺加工铝合金结构件，探索其提高表面质量的可行性。同时激光的加入可以促进熔池的流动，有利于细化晶粒和提高力学性能。MA等^[14]开发了一种基于CMT的激光电弧复合WAAM工艺（见图4），用于制备Al-Mg-Sc合金薄壁墙，与相同热输入下的WAAM工艺相比，发现激光电弧复合WAAM制造件的表面质量得到了显著的提高，且伸长率高达26%。WU等^[15]讨论了激光电弧混合WAAM工艺对Al-Cu合金微观组织和力学性能的影响，在激光搅拌的作用下，Cu元素的偏析减弱，分布的更加均匀，从而提高了沉积态试样的强度。此外，对沉积态试样进行热处理后，其抗拉强度和伸长率分别为 (407.1 ± 31.1) MPa和 $15.1\% \pm 0.27\%$ ，达到了锻件的水平^[16]。

由于激光电弧复合WAAM工艺具有细化晶粒、减少低沸点元素蒸发的优势，LIU等^[16]提出了一种激光电弧混合的GTAW-WAAM工艺成形 $7 \times \times \times$ 系铝合金的方法，其原理如图5所示。与传

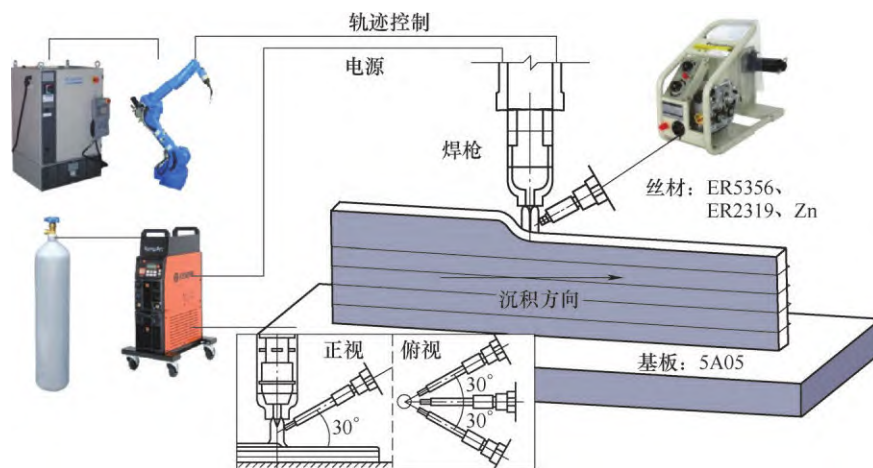


图3 基于GTAW的三丝WAAM原理

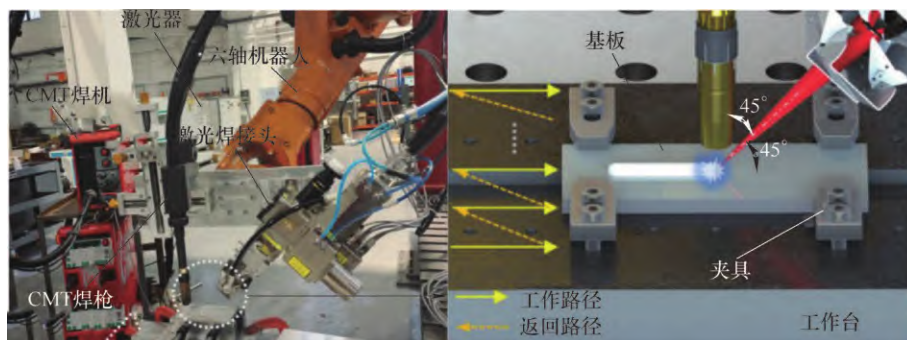


图4 CMT激光电弧复合WAAM工艺

统的WAAM工艺相比,该工艺下Zn元素仅蒸发损失了2.5%,而WAAM工艺中Zn元素蒸发损失高达8.3%。此外,激光电弧复合WAAM工艺的晶粒尺寸比WAAM工艺降低了约2倍,其纳米级析出相主要分布在晶粒内部,而WAAM工艺纳米析出相主要分布在晶界附近。由于微观组织的改变,激光电弧复合工艺成形 $7\times\times\times$ 系铝合金试样的抗拉强度和屈服强度比WAAM工艺分别提高了约11.4%和29.9%。

2.3 热丝WAAM工艺

热丝WAAM工艺具有降低电弧热输入、细化晶粒、提高制造效率的优点^[17, 18]。目前,相关学者已经开发出的热丝技术主要包括电阻热丝、电弧热丝、高频感应热丝3种。其中,使用最为广泛且较为成熟的是电阻热丝WAAM技术,其原理如图6所示^[19]。电阻

加热源的正极与金属丝材相连,负极与基板连接,当丝材与基板或者沉积材料接触时,电阻加热源产生电阻热加热丝材,从而辅助电弧熔化丝材,达到降低电弧热输入的效果。

FU等^[19]将热丝WAAM工艺应用于2024铝合金的增材制造,并且系统地分析了该铝合金的气孔形成机理、宏观及微观组织和零件的力学性能。随着热丝电流的增大,试样的孔隙率先减小后增大,在电流为100A时孔隙率最小,致密度达到99.6%,此时结构件的力学性能最优,抗拉强度和伸长率分别为 (339 ± 8) MPa和 $12.0\%\pm 2.0\%$ 。由于具有减少铝合金试样孔隙率的效果,其还将此工艺用于成形 $7\times\times\times$ 系铝合金,以期降低电弧增材 $7\times\times\times$ 系铝合金零件的孔隙率,提高其力学性能。

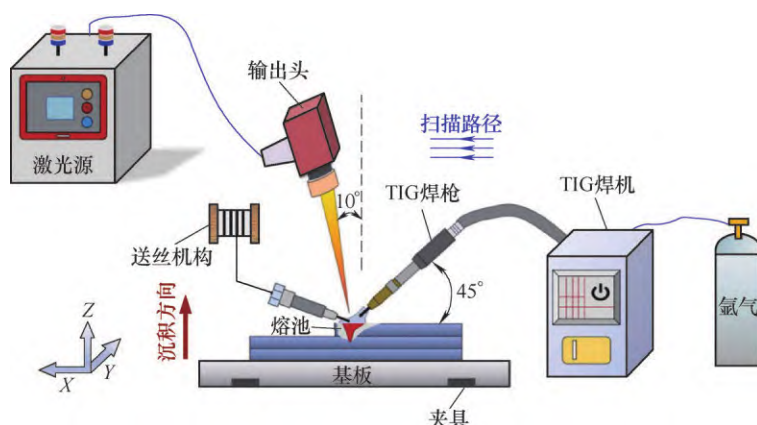
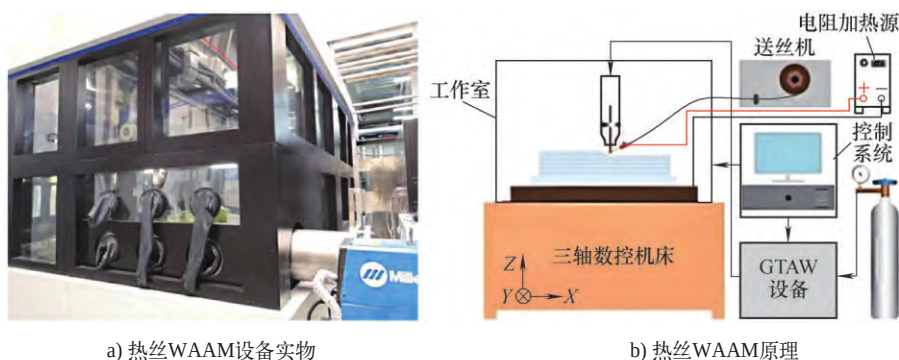


图5 GTAW激光电弧复合WAAM原理



a) 热丝WAAM设备实物

b) 热丝WAAM原理

图6 GTAW热丝WAAM工艺

3 冶金缺陷形成机理及控制

3.1 微裂纹

虽然WAAM技术在加工铝合金中存在诸多的优势,但由于高强铝合金具有较宽的凝固温度范围、高热裂敏感性,由此使得WAAM制造的结构件容易

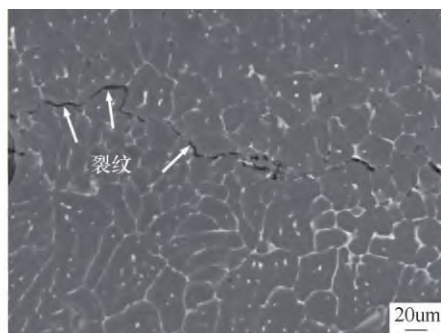
产生热裂纹缺陷,制约了WAAM制造复杂高强铝合金结构件的应用。热裂纹可以分为凝固裂纹和液化裂纹^[20],热裂纹主要发生在半固态区,因为液态铝合金在固相线附近的流动性有限,所以难以补偿凝固收缩,当液态金属从柱状枝晶方式开始凝固时,

其开裂敏感性进一步增强,从而产生凝固裂纹^[21]。液化裂纹主要发生在凝固的最后阶段,当熔化区域存在低熔点的共晶相时容易产生液化裂纹。研究表明,铝合金中液化裂纹随着晶粒尺寸的增大而增大,且大部分铝合金容易产生热裂纹。由于Cu元素在Al中的扩散较慢,因此WAAM成形的Al-Cu合金晶界附近存在较多的低熔点相,使得Al-Cu合金特别容易产生液化开裂。

XU等^[22]系统地分析了WAAM制造Al-Cu合金液化裂纹产生机理与微观组织和裂纹特征的关系。



a) 宏观裂纹形貌



b) 微观裂纹形貌

图7 WAAM制造7×××系铝合金裂纹形貌

已有研究表明,通过优化WAAM成形工艺参数、设计合金丝材成分可以制造出无裂纹的铝合金结构件。KLEIN等^[24]设计了一种新型7×××系铝合金丝材,并且使用CMT-WAAM工艺成功加工出无裂纹7×××系铝合金结构件,如图8所示。裂纹减少的主要原因是丝材中添加了Zr元素,该元素可以在合金凝固过程中作为孕育剂通过细化晶粒来减少增材制造的热裂纹^[25]。经过热处理后,由于纳米T相弥散析出,使该合金的屈服强度和抗拉强度分别达到 (339.8 ± 8.8) MPa和 (477.0 ± 16.2) MPa。

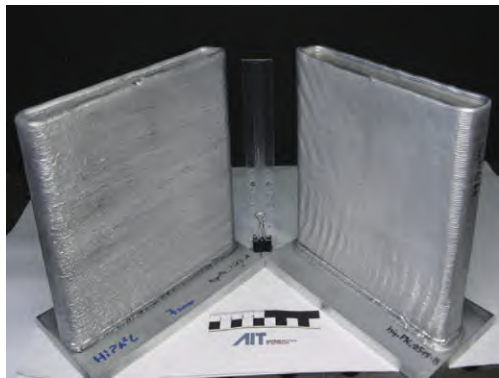


图8 CMT-WAAM成形无裂纹7×××系铝合金结构件

发现液化裂纹优先沿 $30^\circ \sim 60^\circ$ 高角度晶界生长,且裂纹主要位于层间区域以下的层内区域。CHEN等^[23]采用有限元数值仿真和微观组织演化相结合的方法,分析GTAW-WAAM成形7×××系铝合金热裂纹产生机理。随着堆积层数的增加,部分熔化区域逐渐增大,导致热积累。随着堆积高度的逐渐升高,液化裂纹出现在距离底部40~60mm位置,在足够的应力和温度下裂纹逐渐扩展形成宏观裂纹,如图7a所示。扫描电镜下裂纹微观形貌呈现典型的沿晶裂纹,如图7b所示。

3.2 孔隙

在WAAM成形7×××系铝合金过程中难以避免形成大量的孔隙缺陷,对结构件整体的力学性能产生显著的影响,从而阻碍了其在航空航天中的广泛应用。孔隙缺陷主要分为氢气孔和凝固缩孔。氢气孔形成的主要原因是金属丝材表面的水分、油脂等含氢化合物在电弧的高温下转化为大量氢原子,氢在液态铝合金中溶解度显著高于固态铝合金,因此,在WAAM工艺加工铝合金的快速凝固过程中,气孔的形成是难以避免的。凝固缩孔是由于液态7×××系铝合金在固相线附近的流动性有限,难以填补凝固收缩的缝隙,从而形成不规则的孔隙缺陷。此外,合金中低沸点的Zn、Mg元素在高温电弧下蒸发,因此也会形成孔隙缺陷。

孔隙是WAAM高强铝合金部件制造中一个显著的问题,已引起学者们的广泛关注。GU等^[26]利用CT技术展示了WAAM加工2319铝合金孔隙的空间分布、尺寸和形状,揭示了孔隙的形成和演化机制。发现热处理后,大量第二相颗粒析出作为形核位点,堆积墙体的底部和中部形成大量的二

次微孔，底部和顶部的孔隙密度分别提高了10%和172%。为了降低WAAM成形2319铝合金孔隙缺陷，FANG等^[27]通过层间锤击工艺来降低孔隙率，改善WAAM成形2319铝合金的力学性能。结果表明，当变形量为50.8%时，孔隙的总体积由沉积态的0.46mm³降低为0.12mm³，减少了73.9%，如图9所示。此外，屈服强度和抗拉强度分别提高了60.6%和13%。除此之外，使用层间轧制^[28]、热等静压^[29]也具有降低孔隙率的效果。

除了采用辅助工艺降低孔隙率外，还可以从气孔产生的源头出发，通过提升金属丝材的表面质量来控制WAAM成形铝合金孔隙率。FU等^[30]采用热丝WAAM工艺（见图6）制造7×××系铝合金，最终沉积态试样的孔隙率仅为0.18%，如图10所示。

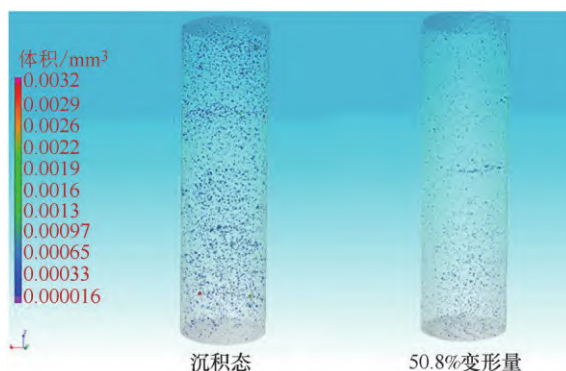


图9 沉积态和锤击试样孔隙分布

气孔减少的主要原因是电阻热不仅有助于丝材熔化，还可以去除丝材表面的含氢污染物，改善丝材表面质量。

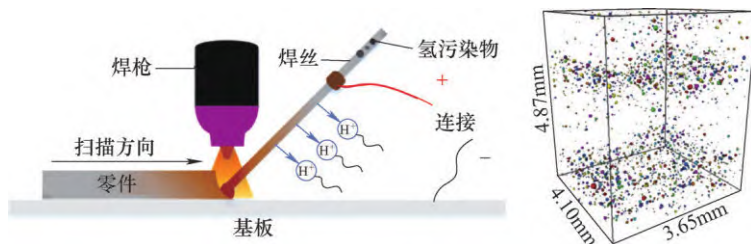


图10 热丝原理和沉积态试样三维孔隙分布

4 组织与性能

基于成分过冷理论，材料的宏观力学性能很大程度上取决于其凝固组织。WAAM制造7×××系铝合金结构件时，电弧热源按照设定的轨迹逐线逐层移动，当热源移动后微熔池快速冷却，由于冷却速度导致微熔池非平衡凝固。高温金属熔液在非平衡凝固阶段的晶粒形核、生长过程受到热量传导方向和合金富集倾向的约束，因此引起微观组织不均匀分布和宏观性能各向异性^[31]。

DONG等^[32, 33]研究了GTAW-WAAM成形7×××系铝合金的微观组织特征。发现单个沉积层由两种不同取向的柱状晶粒组成，如图11a、b所示。由于Zn、Mg和Cu的偏析，在晶界处分布了大量的η相，如图11c所示。这严重影响了沉积态力学性能，屈服强度、抗拉强度、伸长率分别为(148.3±15.9) MPa、(230.7±12.0) MPa和3.2%±1.1%，远低于锻件水平。其进一步研究了层间温度与7×××系铝合金WAAM过程中微观组织和析出相之间的关系。结果表明，随着层间温

度的增加晶粒逐渐细化，等轴晶比例增加，析出相尺寸逐渐变大，如图11d所示。此外，WAAM制造7×××系铝合金过程中，各个区域均存在热循环和重熔。由于热循环对析出相的影响，沉积态7×××系铝合金的显微组织和性能与位置有关^[34]，FANG等^[35]研究了不同电弧模式对7×××系铝合金显微组织和力学性能的影响，发现力学性能呈各向异性的主要原因为层间区域分布孔隙。因此，必须改善经WAAM沉积的7×××系铝合金的组织 and 力学性能。

已有研究表明，稀土元素Sc、Zr可以调节铝合金的凝固条件，有效控制铝合金的微观组织，提高铝合金的力学性能^[36]。REN等^[37]利用WAAM技术成功制备了不同Sc含量的Al-Mg-Sc合金，当w_{Sc}=0.3%时，晶粒细化明显，力学性能显著提高。目前，含Sc、Zr元素的7×××系铝合金金属丝材尚未商业化，DONG等^[38]使用Al-Mg-Sc和7×××-Cu丝材为原材料，采取双丝GTAW-WAAM工艺实现了7×××-Cu合金的Sc微合金化，并且成功制备了无裂纹的

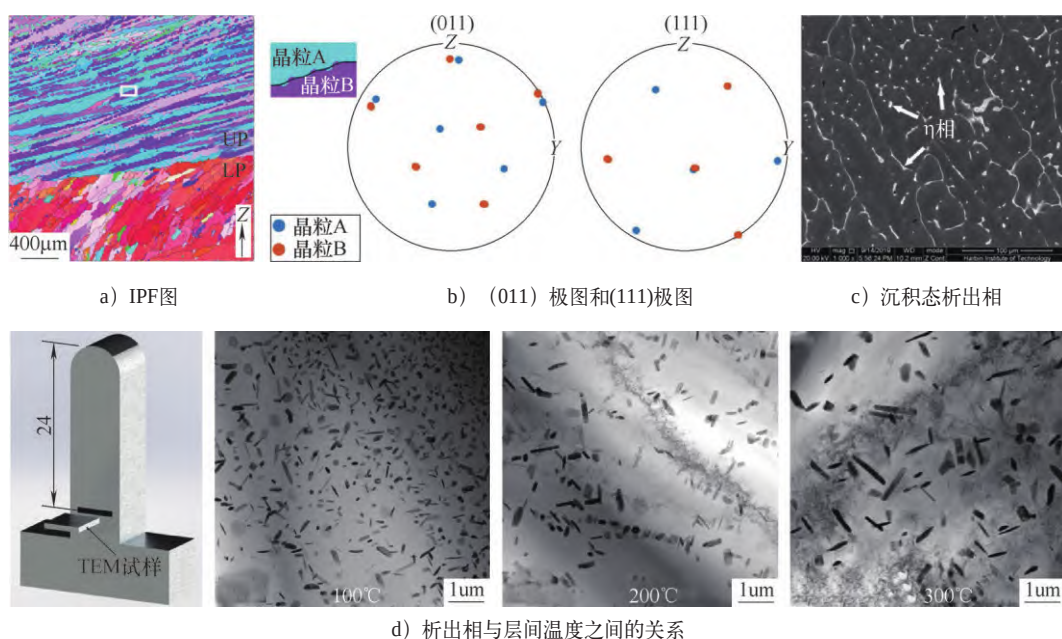


图11 WAAM成形7×××系铝合金的微观组织和析出相

7×××-Cu-Sc合金薄壁构件。随着Sc元素的加入， Al_3Sc 作为异质形核颗粒，提高了形核速率，与沉积态7×××-Cu合金相比，柱状晶转变为等轴晶，平均晶粒尺寸从123μm减小到59.6μm，如图12a、b所示。热处理后试样的屈服强度、抗拉强度和伸长率分别达到400MPa、449MPa和6%，强度显著提高，各向异性几乎消除。

虽然使用多丝WAAM工艺可以实现7×××系铝合金的Sc原位合金化，有效地控制了其显微组织，但热处理后试样的强度仍低于传统的锻件水平，不满足航空航天铝合金结构件的强度要求。GUO等^[39]在合金熔炼过程中添加了适量的孕育剂Sc、Zr元素，严格控制了Fe和Si杂质含量，成功开发了一种新型的具有超高强度和优异抗热裂性能的7A55-Sc合金丝材。采用CMT-WAAM工艺制造了无裂纹的薄壁构件，显微组织由细等轴晶组成，晶粒的平均尺寸仅为5.0~6.0μm，如图12c所示。经T6热处理后，屈服强度和抗拉强度分别为488MPa

和554MPa，强度达到了锻件的水平。但是CMT-WAAM制备的7A55-Sc合金塑性较差，伸长率仅为1.4%，气孔数量较多是导致其塑性较低的主要原因。

为了同时提高WAAM制造7×××系铝合金的强度和塑性，LIU等^[40]在PBF加工7×××系铝合金过程中添加了TiC和TiH₂纳米颗粒，可以在凝固过程中促进非均匀形核达到细化晶粒、抑制热裂纹的效果。热处理后，合金的抗拉强度和伸长率分别为(593±24)MPa和(10.0±2.5)%，在提高强度的同时又保证了塑性。REN等^[41]将直径为8μm的TiN颗粒与乙醇凝胶混合，均匀涂抹在WAAM沉积的每层焊道上，TiN颗粒改善了7×××系铝合金的凝固过程，增加了异质形核位点，显著细化了晶粒，织构强度降低。热处理后水平方向的抗拉强度和伸长率比未添加TiN颗粒的7×××系铝合金提高了165.9%和103.0%，如图13所示。FU等^[42]制备了含TiC纳米颗粒的AA7075丝材，WAAM制造的AA7075合金沉积态试样的抗拉强度达到了惊人的

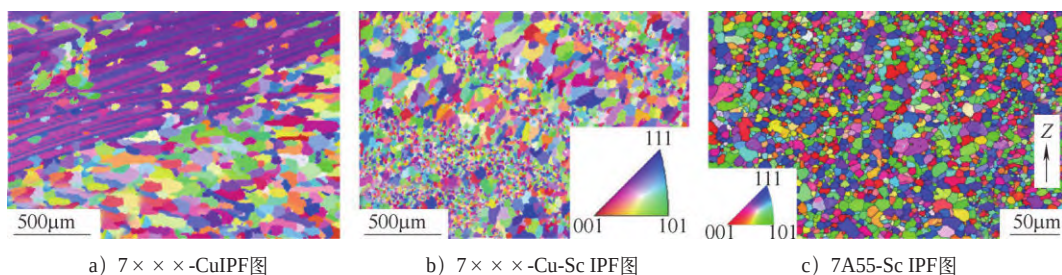


图12 WAAM成形7×××系铝合金微观组织EBSD表征

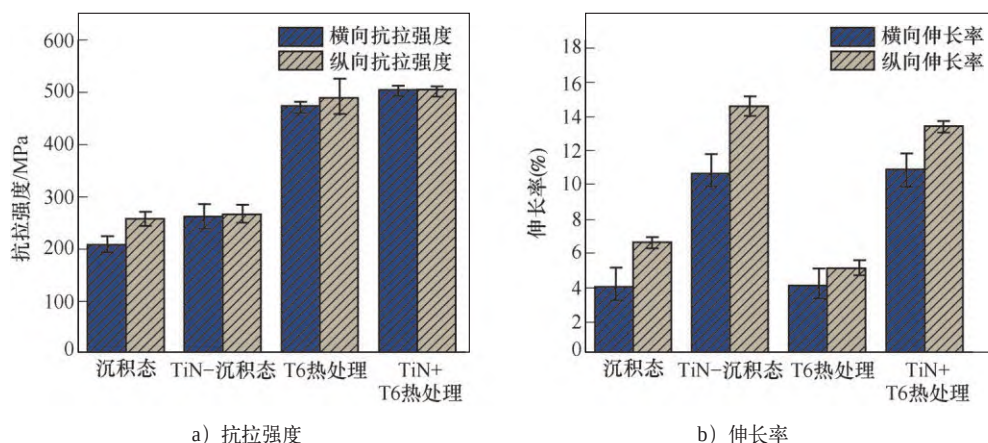


图13 7×××系铝合金沉积态和T6热处理力学性能

(435 ± 10) MPa, 甚至接近部分WAAM制备的热处理后7×××系铝合金强度^[43]。

5 后处理

WAAM成形的7×××系铝合金沉积态力学性能和塑性较差, 远低于传统的锻件水平。此外, 由于电弧的温度较高难以避免会产生残余拉应力和孔隙缺陷。为了提高试样整体的性能, 常采用热处理、激光冲击强化 (Laser Shock Peening, LSP) 等后处理方式, 来调控微观组织, 改善残余拉应力, 闭合孔隙缺陷, 从而提高7×××系铝合金WAAM结构件的综合性能。

5.1 热处理

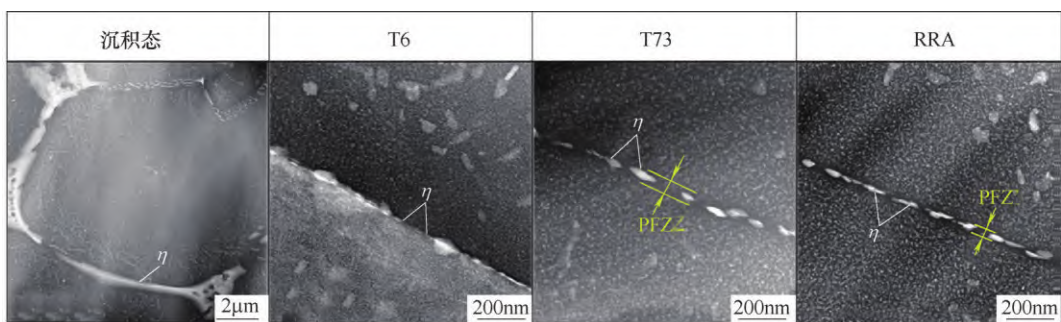
7×××系铝合金是典型的可热处理强化铝合金, 在不同的热处理制度下, 析出相的类型、尺寸、数量和分布会发生显著的变化, 导致力学性能的差异较大。7×××系铝合金的主要强化相是 η 相 (MgZn_2), 其析出过程为: 过饱和固溶体→GP区→亚稳 η' 相→稳定 η 相^[44]。亚稳 η' 相是 MgZn_2 的过渡相, 与基体半共格, 稳定的 η 相为 MgZn_2 的平衡相, 与基体不共格。T6热处理后, MgZn_2 主要以 η' 形态存在。GUO等^[45]系统地研究了T6、T73和回归再时效不同热处理条件下的7B55-Sc合金CMT-WAAM试样的微观组织、力学性能。沉积态试样晶粒边界 η 相呈现粗大连续分布, 且不同热处理制度下晶粒边界 η 相的尺寸具有较大的差异, 其中T73热处理后 η 相尺寸最大, 长度为50.6~125.8nm, 宽度为24.4~40.6nm, 如图14a所示。T6热处理后试样的屈服强度和抗拉强度分别为 (542 ± 6) MPa和 (618 ± 4) MPa, 超过了传统锻造的水平, 已满足

部分航空航天结构件对7×××系铝合金的超高强度要求, 如图14b、c所示。热处理试样的主要强化机制为双纳米析出的弥散强化。

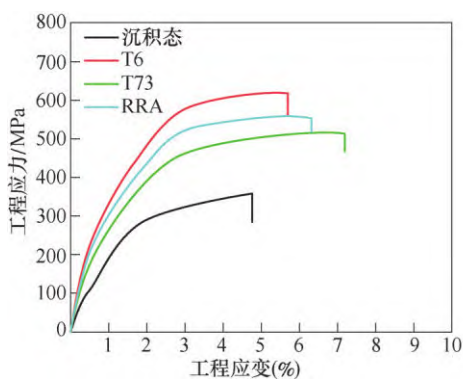
5.2 激光冲击强化

LSP是一种新型的表面处理技术, 利用高能脉冲激光束在极短时间内辐照金属材料表面触发等离子体爆炸。同时在透明约束介质的作用下, 等离子体爆炸产生的能量转化为高振幅冲击波作用向材料内部, 以诱导产生高密度位错和较高的残余压应力。透明约束层一般由流动的水或光学玻璃制成, 烧蚀层通常采用铝箔或黑色胶带, 避免高能等离子体烧蚀金属表面。目前, LSP在增材制造中的应用研究主要集中在PBF上。大量的研究表明^[46-48], LSP可以改善材料的微观组织, 减少内部缺陷, 从而有效地提高力学性能。这为LSP应用于WAAM工艺的后处理提供了可能。

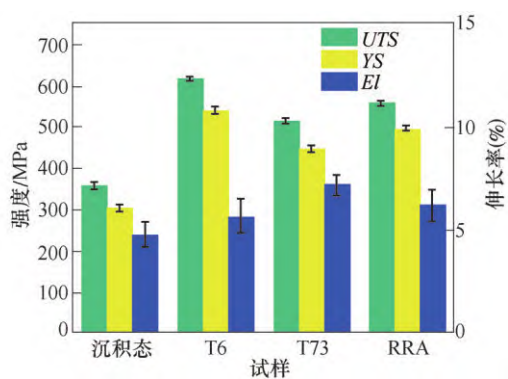
LI等^[49]将LSP技术用于WAAM制备的AZ31镁合金的后处理, 成功地改变了该合金的显微组织和力学性能。与沉积态相比, LSP处理后的试样屈服强度和抗拉强度分别提高了约30%和13%, 纳米晶粒、大量机械孪晶和平面位错共同促进了屈服强度的提高。JING等^[50]成功将LSP技术用于WAAM成形的2319铝合金后处理, 揭示了LSP技术对孔隙缺陷的消除机制。LSP处理后材料的气孔数量从152个减少到52个, 减少了65.3% (见图15a), 由于气孔数量的减少和高密度位错使试样的力学性能获得了显著的提高, 屈服强度和抗拉强度分别提高了151.2%和13.7%, 如图15b所示。上述大量的研究表明, LSP是一种有效的后处理方法。WAAM制备的



a) 沉积态和不同热处理制度下晶粒边界 η 相形貌

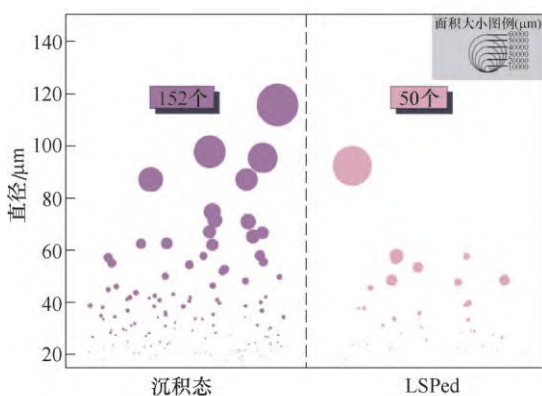


b) 应力应变曲线

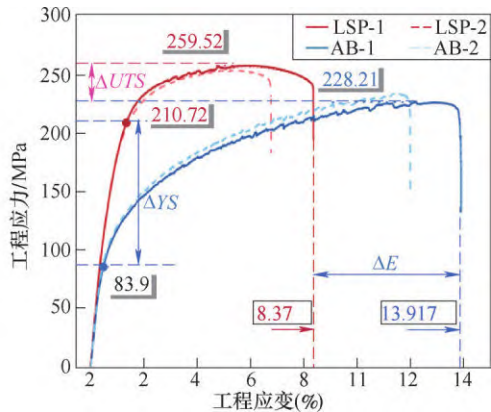


c) 试样力学性能

图14 不同热处理制度下7B55-Sc合金显微组织和力学性能



a) 孔隙统计



b) 应力应变曲线

图15 沉积态和LSP孔隙统计与应力应变曲线

7×××系铝合金中孔隙数量远高于2319铝合金，将LSP技术应用于7×××系铝合金的后处理，有希望通过减少孔隙、引入大量位错来提高沉积态的力学性能。

6 结束语

WAAM技术可以高效率地实现铝合金复杂结构件的近净成形，在航空航天、军工等领域具有广泛的应用前景和研究价值。本文从不同WAAM工艺特点、冶金缺陷形成机理与控制、微观组织与性

能、后处理4个方面对7×××系铝合金WAAM技术国内外研究现状进行了综述。研究发现，虽然使用WAAM技术制备7×××系铝合金取得了一定的进展，但我国对7×××系铝合金的WAAM成形工艺研究起步较晚，仍处于制造工艺与材料性能探索阶段，未来WAAM工艺制备7×××系铝合金的发展趋势和研究方向如下。

1) 目前，制备7×××系铝合金的WAAM设备还未商业化，主要是由传统焊接设备升级改造而来，由于成形过程中金属熔滴对复杂成形轨迹

的适应性较差,造成WAAM制备的结构件成形精度较差,因此未来WAAM设备的研制重点是开发 $7\times\times\times$ 系铝合金专用的焊接热源,研发增减材一体化设备,提高成形件的精度和质量。

2) $7\times\times\times$ 系铝合金WAAM工艺还不成熟,在WAAM过程中容易产生裂纹、气孔等冶金缺陷,限制了成形件的力学性能和缩短了服役周期。现阶段大部分研究集中在调控合金成形件的微观组织,虽然添加Sc元素可以抑制裂纹和细化晶粒,但含Sc的 $7\times\times\times$ 系铝合金材料体系尚不成熟,丝材的制备成本较高,开发WAAM成形专用的材料体系是未来重要的研究方向之一。除此之外,对WAAM制备 $7\times\times\times$ 系铝合金非平衡凝固过程中气孔缺陷形成机理和控制方法仍有欠缺。可以采用数值模拟与试验相结合的方法,揭示气孔的形成机理和组织的演变规律。

3) 热处理是促进 $7\times\times\times$ 系铝合金强化析出,提高力学性能的重要后处理方法之一。WAAM制备 $7\times\times\times$ 系铝合金过程中Zn、Mg元素的蒸发会使合金成分发生改变,传统的热处理制度已不适用于WAAM成形的 $7\times\times\times$ 系铝合金,因此未来需要针对WAAM制备该合金体系开发专用的热处理规范。LSP也是一种有效的后处理方法,基于目前的研究结果,未来很有希望通过LSP技术来提升WAAM沉积态 $7\times\times\times$ 系铝合金的力学性能。

参考文献:

- [1] ZHANG J L, SONG B, WEI Q S, et al. A review of selective laser melting of aluminum alloys: Processing, microstructure, property and developing trends[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35 (2) : 270-284.
- [2] 韩启飞, 符瑞, 胡锦涛, 等. 电弧熔丝增材制造铝合金研究进展[J]. 材料工程, 2022, 50 (4) : 62-73.
- [3] 卢秉恒, 李涤尘. 增材制造(3D打印)技术发展[J]. 机械制造与自动化, 2013, 42 (4) : 1-4.
- [4] CHANG T X, FANG X W, LIU G, et al. Wire and arc additive manufacturing of dissimilar 2319 and 5B06 aluminum alloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 124: 65-75.
- [5] SINHA A K, PRAMANIK S, YAGATI K P. Research progress in arc based additive manufacturing of aluminium alloys—A review[J]. Measurement, 2022, 200: 111672.
- [6] KLEIN T, SCHNALL M. Control of macro-/microstructure and mechanical properties of a wire-arc additive manufactured aluminum alloy[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 108 (1-2) : 235-244.
- [7] ELREFAEY A. Effectiveness of cold metal transfer process for welding 7075 aluminium alloys[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2015, 20 (4) : 280-285.
- [8] 吴涛, 武子琴, 闫欢, 等. 多丝电弧增材制造研究现状[J]. 金属加工(热加工), 2021 (7) : 8-14, 19.
- [9] 王宣. 基于多丝共熔的高强铝合金电弧增材制造方法及工艺研究[D]. 北京: 北京工业大学, 2019.
- [10] FAN S Y, GUO X P, TANG Y, et al. Microstructure and mechanical properties of Al-Cu-Mg alloy fabricated by double-wire CMT arc additive manufacturing[J]. Metals, 2022, 12 (3) : 416.
- [11] QI Z W, CONG B Q, QI B J, et al. Microstructure and mechanical properties of double-wire + arc additively manufactured Al-Cu-Mg alloys[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 255: 347-353.
- [12] YU Z L, YUAN T, XU M, et al. Microstructure and mechanical properties of $7\times\times\times$ -Cu alloy fabricated by wire+arc additive manufacturing[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 62: 430-439.
- [13] YANG X Y, CHEN H, LI M V, et al. Porosity suppressing and grain refining of narrow-gap rotating laser-MIG hybrid welding of 5A06 aluminum alloy[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 68: 1100-1113.
- [14] MA S C, CHEN X, JIANG M, et al. Surface morphology, microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Sc alloy thin wall produced by laser-arc hybrid additive manufacturing[J]. Thin-Walled Structures, 2023, 186: 110674.
- [15] WU D J, LIU D H, NIU F Y, et al. Al-Cu alloy fabricated by novel laser-tungsten inert gas hybrid additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing,

- 2020, 32: 100954.
- [16] LIU D H, WU D J, MA G Y, et al. Effect of post-deposition heat treatment on laser-TIG hybrid additive manufactured Al-Cu alloy[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2020, 15 (4) : 445-459.
- [17] LI Z X, LIU C M, XU T Q, et al. Reducing arc heat input and obtaining equiaxed grains by hot-wire method during arc additive manufacturing titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 742: 287-294.
- [18] MAO H, JING C C, KONG F X, et al. Improve the manufacturing efficiency of steel bars by using hot-wire pulse arc additive manufacturing[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2023, 89: 430-443.
- [19] FU R, TANG S Y, LU J P, et al. Hot-wire arc additive manufacturing of aluminum alloy with reduced porosity and high deposition rate[J]. Materials & Design, 2021, 199: 109370.
- [20] GHAINI F M, SHEIKHI M, TORKAMANY M J, et al. The relation between liquation and solidification cracks in pulsed laser welding of 2024 aluminium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 519 (1) : 167-171.
- [21] LANGE LANDSVIK G, AKSELSEN O M, FURU T, et al. Review of aluminum alloy development for wire arc additive manufacturing[J]. Materials, 2021, 14 (18) : 5370.
- [22] XU M, ZHANG H D, YUAN T, et al. Microstructural characteristics and cracking mechanism of Al-Cu alloys in wire arc additive manufacturing[J]. Materials Characterization, 2023, 197: 112677.
- [23] CHEN S J, XU M, YUAN T, et al. Thermal-microstructural analysis of the mechanism of liquation cracks in wire-arc additive manufacturing of Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 16: 1260-1271.
- [24] KLEIN T, SCHNALL M, GOMES B, et al. Wire-arc additive manufacturing of a novel high-performance $7 \times \times \times$ -Cu alloy: Processing, characterization and feasibility demonstration[J]. Additive Manufacturing, 2021, 37: 101663.
- [25] ZHANG H, ZHU H H, NIE X J, et al. Effect of zirconium addition on crack, microstructure and mechanical behavior of selective laser melted Al-Cu-Mg alloy[J]. Scripta Materialia, 2017, 134: 6-10.
- [26] GU J L, GAO M J, YANG S L, et al. Pore formation and evolution in wire+arc additively manufactured 2319 Al alloy[J]. Additive Manufacturing, 2019, 30: 100900.
- [27] FANG X W, ZHANG L J, CHEN G P, et al. Microstructure evolution of wire-arc additively manufactured 2319 aluminum alloy with interlayer hammering[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 800: 140168.
- [28] GU J L, DING J L, WILLIAMS S W, et al. The effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on porosity in additively manufactured aluminum alloys[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 230: 26-34.
- [29] GUSSEV M N, SRIDHARAN N, THOMPSON Z, et al. Influence of hot isostatic pressing on the performance of aluminum alloy fabricated by ultrasonic additive manufacturing[J]. Scripta Materialia, 2018, 145: 33-36.
- [30] FU R, LU W J, GUO Y L, et al. Achieving high strength-ductility of $7 \times \times \times$ -Cu alloys via hot-wire arc additive manufacturing enabled by strengthening precipitates[J]. Additive Manufacturing, 2022, 58: 103010.
- [31] CARROLL B E, PALMER T A, BEESE A M. Anisotropic tensile behavior of Ti-6Al-4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing[J]. Acta Materialia, 2015, 87: 309-320.
- [32] DONG B L, CAI X Y, XIA Y H, et al. Effects of interlayer temperature on the microstructures of wire arc additive manufactured $7 \times \times \times$ -Cu alloy: Insights into texture responses and dynamic precipitation behaviors[J]. Additive Manufacturing, 2021, 48: 102415.
- [33] DONG B L, CAI X Y, LIN S B, et al. Wire arc additive manufacturing of $7 \times \times \times$ -Cu alloy: Microstructures and mechanical properties[J]. Additive Manufacturing, 2020, 36: 101447.
- [34] XU M, CHEN S J, YUAN T, et al. Effect of

- of thermal cycles on the microstructure and properties of the Al-Zn-Mg-Cu alloy during wire-arc additive manufacturing[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 928: 167172.
- [35] FANG X W, CHEN G P, YANG J N, et al. Wire and arc additive manufacturing of high-strength Al-Zn-Mg aluminum alloy[J]. Frontiers in Materials, 2021, 8: 655559.
- [36] ZHU Z G, NG F L, SEET H L, et al. Superior mechanical properties of a selective-laser-melted AlZnMgCuScZr alloy enabled by a tunable hierarchical microstructure and dual-nanoprecipitation[J]. Materials Today, 2022, 52: 90-101.
- [37] REN L L, GU H M, WANG W, et al. Effect of Sc content on the microstructure and properties of Al-Mg-Sc alloys deposited by wire arc additive manufacturing[J]. Metals and Materials International, 2021, 2 (1) : 68-77.
- [38] DONG B L, XIA Y H, CAI X Y, et al. Addition of Sc in wire-based directed energy deposition of Al-Mg-Zn-Cu alloy: Microalloying to refine grains and improve mechanical properties[J]. Additive Manufacturing, 2023, 67: 103494.
- [39] GUO X P, LI H J, PAN Z X, et al. Microstructure and mechanical properties of ultra-high strength $7 \times \times \times$ -Cu-Sc aluminum alloy fabricated by wire+arc additive manufacturing[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2022, 79: 576-586.
- [40] LIU X H, LIU Y Z, ZHOU Z G, et al. Enhanced strength and ductility in $7 \times \times \times$ -Cu alloys fabricated by laser powder bed fusion using a synergistic grain-refining strategy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 124: 41-52.
- [41] REN X L, JIANG X Q, YUAN T, et al. Microstructure and properties research of $7 \times \times \times$ -Cu alloy with high strength and high elongation fabricated by wire arc additive manufacturing[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2022, 307: 117665.
- [42] FU R, GUO Y L, CUI Y N, et al. Large-size ultra-high strength-plasticity aluminum alloys fabricated by wire arc additive manufacturing via added nanoparticles[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 864: 144582.
- [43] MORAIS P J, GOMES B, SANTOS P, et al. Characterisation of a high-performance Al-Zn-Mg-Cu alloy designed for wire arc additive manufacturing[J]. Materials, 2020, 13 (7) : 1610.
- [44] WEI L J, HAN B S, YE F, et al. Influencing mechanisms of heat treatments on microstructure and comprehensive properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy formed by spray forming[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9 (3) : 6850-6858.
- [45] GUO X P, XUE P, LI H J, et al. Microstructures and properties of wire-arc additively manufactured ultra-high strength aluminum alloy under different heat treatments[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 1663-1678.
- [46] HACKEL L, RANKIN J R, RUBENCHIK A, et al. Laser peening: A tool for additive manufacturing post-processing[J]. Additive Manufacturing, 2018, 24: 67-75.
- [47] KALENTICS N, BOILLAT E, PEYRE P, et al. Tailoring residual stress profile of selective laser melted parts by laser shock peening[J]. Additive Manufacturing, 2017, 16: 90-97.
- [48] KALENTICS N, HUANG K, SEIJAS M O V D, et al. Laser shock peening: A promising tool for tailoring metallic microstructures in selective laser melting[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 266: 612-618.
- [49] LI C, LIU X C, ZHANG Y Q, et al. Improving mechanical properties of wire-arc additively manufactured AZ31 magnesium alloy by laser shock peening[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 872: 144999.
- [50] JING Y D, FANG X W, XI N Y, et al. Improved tensile strength and fatigue properties of wire-arc additively manufactured 2319 aluminum alloy by surface laser shock peening[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 864: 144599.
- (收稿日期: 20250512)