

分类号: TG406

密 级: 公开

学校代码: 10363

学 号: 2220110130



安徽工程大学

Anhui Polytechnic University

硕士学位论文

题 目 搅拌摩擦增材制造2024
铝合金性能分析

论 文 作 者	<u>盛浩</u>
校 内 导 师	<u>汪洪峰（教授）</u>
校 外 导 师	<u>周超群（高工）</u>
专业学位类别	<u>机械</u>
研究方向（领域）	<u>先进制造技术</u>

论文提交日期: 2025 年 5 月 20 日

分类号：TG406

单位代码：10363

密 级：公开

学 号：2220110130

搅拌摩擦增材制造 2024 铝合金性能分析

**ANALYSIS OF THE PROPERTIES OF 2024 ALUMINUM
ALLOY BY FRICTION STIR ADDITIVE MANUFACTURING**

学 生 姓 名：	盛浩
校 内 导 师：	汪洪峰（教授）
校 外 导 师：	周超群（高工）
专 业 学 位 类 别：	机械
研究方向（领域）：	先进制造技术

论文答辩日期： 2025 年 5 月 9 日

安徽工程大学学位论文原创性声明

本人郑重声明：我恪守学术道德，崇尚严谨学风。所呈交的学位论文，是本人在导师的指导下，独立进行研究工作所取得的成果。除文中已明确注明和引用的内容外，本论文不包含任何其他个人或集体已经发表或撰写过的作品及成果的内容。论文为本人亲自撰写，我对所写的内容负责，并完全意识到本声明的法律后果由本人承担。

学位论文作者签名：

日期： 年 月 日

安徽工程大学学位论文版权使用授权书

学位论文作者完全了解学校有关保留、使用学位论文的规定，同意学校保留并向国家有关部门或机构送交论文的复印件和电子版，允许论文被查阅或借阅。本人授权安徽工程大学可以将本学位论文的全部内容编入有关数据库进行检索，可以采用影印、缩印或扫描等复制手段保存和汇编本学位论文。

保密 ☐，在____年解密后适用本版权书。

本学位论文属于

不保密 ☐。

学位论文作者签名：

日期： 年 月 日

指导教师签名：

日期： 年 月 日

搅拌摩擦增材制造 2024 铝合金性能分析

摘 要

铝合金结构件在航空和其它重要制造领域得到广泛应用,但随着制造需求的厚度在不断增加,传统的铸造铝合金虽能达到一定的厚度,但是其铸造过程存在大量裂纹、孔洞缺陷,无法在一些关键部位应用。而 3D 打印技术同铸造缺陷基本一样,甚至比铸造带来的缺陷更多。搅拌摩擦增材制造 (Friction Stir Additive Manufacturing, FSAM) 作为一种新型固态增材技术,以其低热输入和高材料利用率的特点,能够有效解决铝合金增材制造中的裂纹和孔洞等问题,有利于其在航空、交通等制造领域的应用。

本论文针对 2024-T6 铝合金的 FSAM 工艺展开研究,系统探讨了关键工艺参数对成形质量、微观组织及相关性能的影响。本文主要研究内容如下:

(1)对 FSAM 工艺参数进行优化。通过三种加工轨迹(直线形、“S”形和圆形)对比得出较佳圆形轨迹,并通过搅拌头轴肩下压量、轨迹偏移距离、旋转速度和前进速度对 FSAM 增材区成形质量的影响,确定工艺参数值为:轴肩下压量为 0.2 mm、轨迹偏移距离 4 mm、搅拌头旋转速度 800~1000 rpm、搅拌头前进速度 150~250 mm/min。

(2)对 FSAM 增材区微观组织进行分析。通过金相显微镜观察,2024-T6 铝合金母材的晶粒形状为沿轧制方向呈不规则条带状分布,而 FSAM 增材区微观组织为动态再结晶的细小等轴晶,且晶粒尺寸沿着增材厚度方向逐渐减小。另外,FSAM 增材区晶粒大小随着搅拌头旋转速度或者前进速度的增大先减小后增大。

(3) 对 FSAM 增材区力学性能进行分析。在拉伸试验中, FSAM 试样的整体抗拉强度都能达到母材的 76%以上, 并且在搅拌头旋转速度为 900 rpm、前进速度为 250 mm/min 时最高, 达到母材的 85.33%, 通过拉伸断口形貌观察, 试样断裂模式为脆性+韧性的混合断裂; 在冲击试验中, FSAM 试样的冲击韧性值都要高于母材, 通过冲击断口形貌观察, 试样断裂方式主要为韧性断裂; 在显微硬度试验中, 水平方向硬度值分布波动较小, 而在竖直方向上, 硬度值大小随着增材层数的增加呈现逐渐增大的趋势。

(4) 对 FSAM 增材区耐磨性和耐腐蚀性能进行分析。在摩擦磨损试验中, FSAM 试样的耐磨性整体是要高于母材的, 通过磨损表面形貌观察, 试样的磨损方式为粘着磨损; 在电化学腐蚀试验中, FSAM 试样比母材的电化学腐蚀性能要好, 并且当搅拌头旋转速度为 1000 rpm, 前进速度为 250 mm/min 时, 电化学腐蚀性能最佳, 通过电化学试样腐蚀表面形貌观察, 发现腐蚀模式以点蚀和晶间腐蚀为主; 在盐雾腐蚀试验中, FSAM 试样的盐雾腐蚀性能都要低于母材, 并且 24 h 腐蚀效率相比 12 h 来说效率更高, 通过盐雾腐蚀试样腐蚀表面形貌观察发现, 24 h 腐蚀情况比 12 h 更严重。

关键词: 搅拌摩擦增材制造, 工艺参数, 微观组织, 性能分析, 铝合金

Analysis of the Properties of 2024 Aluminum Alloy by Friction Stir Additive Manufacturing

ABSTRACT

Aluminum alloy structural components in aviation and other important manufacturing areas are widely used, but with the manufacturing needs of the thickness is increasing, the traditional casting of aluminum alloy can achieve a certain thickness, but its casting process there are a large number of cracks, holes defects, can not be applied in some critical parts. 3D printing technology with casting defects are basically the same, even more defects than casting. As a new solid state additive technology, Friction Stir Additive Manufacturing (FSAM), with its low heat input and high material utilization, can effectively solve the problems of cracks and holes in the additive manufacturing of aluminum alloys, which is conducive to its application in aerospace, transportation and other manufacturing fields.

In this thesis, the FSAM process of 2024-T6 aluminum alloy is investigated, and the effects of key process parameters on forming quality, microstructure and related properties are systematically discussed. The main research contents of this paper are as follows:

(1) Optimization of FSAM process parameters. Through the comparison of three machining trajectories (linear, “S” shape and circular) to obtain a better circular trajectory, and through the stirring head shoulder downward pressure, trajectory offset distance, rotational speed and forward

speed on the FSAM additive zone forming quality, to determine the values of the process parameters: shoulder downward pressure of 0.2 mm, trajectory offset distance of 4 mm, stirring head rotation speed of 800-1000 mm, and the process parameters of the process parameters: 0.2 mm, 4 mm, 4 mm. The values of the process parameters were determined as follows: 0.2 mm for the downward pressure of the shoulder, 4 mm for the trajectory offset distance, 800~1000 rpm for the rotation speed of the stirring head, and 150~250 mm/min for the forward speed of the stirring head.

(2) The microstructure of the FSAM additive zone was analyzed. Observed by metallographic microscope, the grain shape of 2024-T6 aluminum alloy base material was irregularly distributed along the rolling direction, while the microstructure of FSAM additive zone was fine isometric crystals with dynamic recrystallization, and the grain size gradually decreased along the additive thickness direction. In addition, the grain size in the FSAM additive zone decreases and then increases with the increase of the stirring head rotation speed or forward speed.

(3) Analyze the mechanical properties of FSAM additive zone. In the tensile test, the overall tensile strength of FSAM specimens can reach more than 76% of the parent material, and in the mixing head rotational speed of 900 rpm, forward speed of 250 mm/min is the highest, up to 85.33% of the parent material, through the observation of tensile fracture morphology, the specimen fracture mode of brittle + toughness of the mixture of fracture; in the impact test, the impact toughness of the FSAM specimens are higher than the parent material, through the impact fracture value. In the impact test, the impact toughness value of FSAM specimens is higher than that of the parent material, and through the observation of impact fracture morphology, the fracture mode of the specimen is mainly toughness fracture; in the microhardness test, the distribution of hardness value in the

horizontal direction fluctuates less, and in the vertical direction, the size of the hardness value with the increase in the number of layers of the additive material presents a gradual increase in the trend.

(4) Analyze the wear resistance and corrosion resistance of FSAM additive zone. In the friction wear test, the overall wear resistance of FSAM specimens is higher than the parent material, through the wear surface morphology observation, the wear mode of the specimen for the adhesive wear; in the electrochemical corrosion test, FSAM specimens than the parent material of the electrochemical corrosion is better, and when the stirring head rotational speed of 1,000 rpm, the forward speed of 250 mm/min, the electrochemical corrosion performance of the best, through the Electrochemical specimen corrosion surface morphology observation, found that the corrosion mode to pitting corrosion and intergranular corrosion is dominated; in the salt spray corrosion test, FSAM specimens salt spray corrosion performance are lower than the parent material, and the 24 h corrosion efficiency compared to the 12 h is more efficient, through the salt spray corrosion specimen corrosion surface morphology observation, found that 24 h corrosion is more serious than the 12 h.

KEY WORDS: friction stir additive manufacturing, process parameters, microstructure, property analysis, aluminum alloys

目录

摘 要.....	I
ABSTRACT.....	III
第 1 章 绪论.....	1
1.1 研究背景及意义.....	1
1.2 金属增材制造技术研究现状.....	2
1.2.1 激光增材制造技术.....	2
1.2.2 电子束增材制造技术.....	4
1.2.3 电弧增材制造技术.....	5
1.2.4 超声增材制造技术.....	7
1.3 搅拌摩擦增材制造技术研究现状.....	7
1.3.1 搅拌摩擦焊接相关技术.....	7
1.3.2 搅拌摩擦增材制造相关技术.....	9
1.4 主要研究内容.....	9
第 2 章 试验材料、设备及方法.....	11
2.1 试验材料.....	11
2.2 试验设备与工具.....	11
2.2.1 增材设备.....	11
2.2.2 增材工具.....	12
2.3 增材工艺.....	13
2.3.1 装夹工艺.....	13
2.3.2 增材加工轨迹.....	13
2.3.3 增材工艺参数.....	14
2.3 性能测试.....	15
2.3.1 微观组织.....	15
2.3.2 力学性能.....	16
2.3.3 耐磨性能和耐腐蚀性能.....	17

第 3 章 工艺参数优化与缺陷分析.....	19
3.1 引言.....	19
3.2 加工轨迹对增材区成形的影响.....	19
3.3 工艺参数对增材区成形的影响.....	21
3.3.1 搅拌头轴肩下压量对增材区成形的影响.....	21
3.3.2 搅拌头轨迹偏移距离对增材区成形的影响.....	22
3.3.3 搅拌头旋转速度对增材区成形的影响.....	23
3.3.4 搅拌头前进速度对增材区成形的影响.....	24
3.4 本章小结.....	25
第 4 章 FSAM 增材区微观组织分析.....	26
4.1 引言.....	26
4.2 增材区成形特征.....	26
4.3 搅拌头旋转速度对增材区微观组织的影响.....	28
4.4 搅拌头前进速度对增材区微观组织的影响.....	29
4.5 本章小结.....	30
第 5 章 FSAM 增材区力学性能分析.....	32
5.1 引言.....	32
5.2 拉伸性能分析.....	32
5.2.1 拉伸试验结果.....	32
5.2.2 搅拌头旋转速度对增材区拉伸性能的影响.....	33
5.2.3 搅拌头前进速度对增材区拉伸性能的影响.....	34
5.2.4 拉伸断口形貌.....	34
5.3 冲击性能分析.....	36
5.3.1 冲击试验结果.....	36
5.3.2 冲击断口形貌.....	37
5.4 显微硬度分析.....	39
5.4.1 水平方向显微硬度.....	40
5.4.2 竖直方向显微硬度.....	41
5.5 本章小结.....	42

第 6 章 FSAM 增材区耐磨性能和耐腐蚀性能分析.....	44
6.1 引言.....	44
6.2 摩擦磨损性能分析.....	44
6.2.1 摩擦系数和磨损量.....	44
6.2.2 磨损表面形貌.....	46
6.3 电化学腐蚀分析.....	47
6.3.1 试验原理.....	47
6.3.2 极化曲线.....	48
6.3.3 电化学腐蚀形貌.....	50
6.4 盐雾腐蚀分析.....	51
6.4.1 腐蚀动力学.....	51
6.4.2 盐雾腐蚀形貌.....	53
6.5 本章小结.....	56
第 7 章 总结与展望.....	57
7.1 总结.....	57
7.2 展望.....	58
参考文献.....	59
攻读学位期间发表的学术论文目录.....	66
致谢.....	67

第 1 章 绪论

1.1 研究背景及意义

制造业的发展趋势对结构材料提出了轻质化的新要求，在此背景下，具有优异比强度和良好可加工性的铝合金凭借其独特优势，已在众多工业领域中获得广泛应用^[1]。其中，牌号为 2024 的高强铝合金材料凭借其卓越的力学性能，在飞机制造和汽车生产等高新科技产业中发挥着不可或缺的作用^[2]。值得注意的是，一体成型的大型铝合金构件在这些行业中的应用价值日益凸显，然而采用常规工艺（包括铸造和锻造）进行生产时，不仅技术难度大，而且会造成显著的经济成本压力。

增材制造（Additive Manufacturing, AM）是一种具有革命性的快速成形技术。其基本原理是采用离散-堆积方式，通过对数字模型离散化处理，再利用材料不断叠加形成所需的实体模型^[3]，大大提高了大型结构件制造的效率。金属增材制造的常见方法有激光、电子束、电弧和超声增材等。在使用传统金属增材工艺加工铝合金时，高能热源的熔化作用会引起材料的熔化与凝固，过程中会产生残余变形和应力，从而降低疲劳性能并影响成形效果。搅拌摩擦增材制造（Stirring Friction Additive Manufacturing, FSAM）技术是基于搅拌摩擦连接（Friction Stir Joining, FSJ）技术，通过搅拌头与材料间摩擦产热，使材料达到半固态，进而实现搅拌成形^[4]。FSAM 由于只发生塑性变形，所以产生的残余应力小且对材料本身损伤也较低，此外还具有增材温度低、速度快等优势，可实现火箭箭体连接环、飞机机翼桁架^[5]等大型结构件的高效高质量的制造。

目前，关于 FSAM 的研究主要集中在理论阶段，尤其是高强度铝合金方面的研究较为匮乏。对于铝合金材料 FSAM 成型工艺的研究资料较少，同时缺乏对工艺参数对成形质量影响的分析，且对高强铝合金 FSAM 样件的组织与力学性能的研究也不充分。因此，探讨高强铝合金 FSAM 的成形方法、工艺参数、微观组织及相关性能等问题，具有重要意义，并能够为 FSAM 技术的发展提供理论支持和技术指导。

1.2 金属增材制造技术研究现状

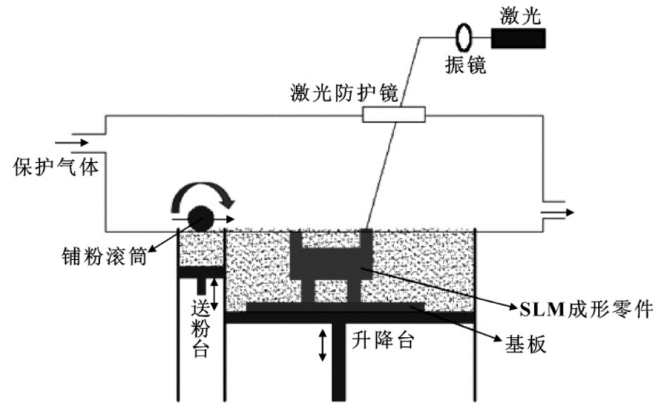
增材制造领域中备受瞩目的发展方向之一，金属材料的 3D 打印技术在多个重要产业的应用潜力巨大。这项创新技术不仅推动了航空航天制造革新，还在医疗器械开发、汽车零部件生产以及武器装备研发等方面展现出显著优势^[6]。

当前用于金属增材制造的成形工艺，通常可以根据所采用的热源类型、原材料的供给方式（如丝材或粉末），以及成形设备的尺寸等进行分类^[7]，以满足不同应用场景的需求。增材制造工艺主要包含三种类型：其一是基于激光束的能量源制造技术，其二是利用电子束作为热源的形成技术，第三种则是采用电弧作为能源的累积制造方法。接下来将从基本工作原理、独特的技术优势以及实际应用领域等维度，对这些先进制造技术进行逐一阐述与分析。

1.2.1 激光增材制造技术

激光的增材制造工艺体系涉及多种技术分支，其中最具代表性的包括面向粉末材料的激光选择性烧结（Selective Laser Sintering, SLS）、利用激光束实现精确熔化的选区激光熔化（Selective Laser Melting, SLM）、直接金属激光烧结（Direct Metal Laser Sintering, DMLS）以及可实现近净成形的激光熔覆沉积（Laser Engineering Net Shaping, LENS）。下面将着重介绍 SLM 和 LENS 这两种典型技术。

激光熔化（SLM）作为增材制造领域中的重要工艺方法，展现了激光技术在金属成形方面的创新应用。值得指出的是，尽管直接金属激光烧结（DMLS）在命名上与 SLM 存在差异，但两者的工艺机理和核心技术实质上是相通的，因此在技术分析和工艺探讨时，往往将这两种方法作为同一范畴进行研究和阐述^[8]。图 1-1 所示，该工艺的核心机制为：在惰性气体氛围下，激光束依据数字化设计路径对预敷金属粉末实施扫描熔化，实现当前层与已成形层间的金属结合，通过叠加制造方式完成三维实体构建。工艺过程中，常选用氩气或氮气等化学惰性介质作为保护环境，这种保护措施不仅能有效抑制材料氧化，还可优化熔融金属的表面特性，增强层间结合强度，最终提升制件整体性能^[9]。

图 1-1 激光选区熔化成形原理^[10]

激光熔化（SLM）工艺的雏形可追溯至上世纪 90 年代中期。德国弗劳恩霍夫研究所的研究团队在对选择性激光烧结（SLS）技术进行深入探索的基础上，于 1995 年成功研发了这一创新性的金属增材制造方法。这一技术突破为现代精密制造领域开辟了新的技术路径。激光烧结（SLS）工艺主要采用金属粉末与低熔点聚合物混合材料作为加工原料。在制造过程中，高温激光使金属成分熔融，同时聚合物熔化后充当粘接媒介，实现层间结合。这种特殊的材料组合方式导致成型件普遍存在表面光洁度不足、内部孔隙率高等质量缺陷，整体致密性欠佳，因此必须通过后续的热处理或致密化工艺才能达到使用要求^[11]；传统的激光烧结工艺相比，SLM 技术采用高能量密度激光束将金属粉末完全熔融，摆脱了对低熔点粘结剂的依赖。这种创新工艺使得任意复杂形状的三维结构件均可直接通过数字化模型制造完成。由于 SLM 成形件具有优异的表面质量和尺寸精度，仅需进行常规的表面处理（如喷丸和抛光）即可达到使用标准，在精密制造领域展现出显著优势。然而，在 SLM 工艺中，也存在球化现象^[12]和热应力^[13]对成形精度的不利影响，成为其技术应用中的主要挑战之一。

激光近净成形（LENS）技术由 Sandia 实验室和普惠（Pratt & Whitney）公司于 1996 年共同开发，随后由 Optomec 企业把握先机，在次年便成功将该技术推向市场，实现了产业化应用^[14]。LENS 技术的工作原理可追溯至激光熔覆这一基础工艺，该技术体系主要依托于高能量密度的激光束构建熔融区域，同时通过特定设计的送粉装置（通常采用同轴或侧向配置方式）将金属粉末材料输送至熔池区域。在激光聚焦点的高温作用下，粉末材料迅速熔化并实现逐层累积，最终形成预定形状的实体构件，其原理可参考相关文献^[15]。优化的工艺条件，LENS 技术可直接制造具有优异致密性特征的工作部件。该技术体系具备独特的参数调

控能力,能够实现多金属体系及非平衡态复合材料的精确成形。特别是在大型结构件制造领域,以及需要实现多金属材料有机结合的应用场景中,这项技术展现出明显的技术优势^[16]。然而,该技术在成形精度方面仍存在局限性,主要局限于结构复杂度较低的零件制造,特别是对于含有悬伸特征的构件制备仍面临技术瓶颈。值得关注的是,Optomec 公司已成功将该技术用于高温环境下工作的航空发动机叶片的修复作业,使用对象包括镍基高温合金和钛合金材料。经测试,经过修复处理的区域在机械性能指标上较原始材料有所提升^[17]。此外,华盛顿州立大学的研究团队率先将 LENS 工艺应用于多孔钛基材料的开发。其中,KRISHNA 团队^[18]取得了突破性进展,成功制备出适用于人工髋关节的多孔钛合金柄体。实验结果证实,与传统致密钛材料相比,这种多孔结构在促进成骨细胞分化效率方面表现更为突出^[19]。

1.2.2 电子束增材制造技术

电子束的增材制造体系主要涵盖两类核心技术:其一为电子束选区熔化(Electron Beam Melting, EBM)工艺,其二则是电子束熔丝沉积制造技术(Electron Beam Free Form Fabrication, EBF³)。这两种方法均以高能电子束作为能量源,在真空环境下实现材料的逐层堆积与成形。

束选区熔化(EBM)与激光选区熔化(SLM)在工艺原理上具有相似性。该技术采用高能电子束,通过电磁场精确偏转,实现对金属粉末的逐点轰击,形成稳定的熔池,依据预设路径完成零件的层积成型。由于电子束与金属材料之间几乎不存在反射损失,使该工艺具备更高的能量转化效率与成型速度。真空工作环境的设置不仅确保了材料纯度,还能有效隔绝外界污染。但真空系统的配置以及预热装置的引入显著增加了设备投入,同时也对成型工件的尺寸形成了一定制约。

世界上首台实现商业化的电子束熔融(EBM)设备由瑞典 Arcam 公司于 2003 年推出,其最大成形尺寸为 200×200×160 mm,扫描速度在 10-100 m/s 之间,精度可达±1 mm。美国、日本和英国的多所高校、研究机构及企业购置了该设备,并在医疗和航空等领域取得了一定成果^[20]。自主研发领域,我国清华大学取得了显著突破,该校研究团队在 2004 年成功开发出了两代电子束熔融(EBM)成形实验装置,分别命名为 EBM-150 和 EBM-250,具备 250×250×250 mm 和 100×100×100 mm 的成形缸尺寸,能够实现双金属粉末的 EBM 成形^[21]。EBM 成

形技术优化领域，西北有色金属研究院取得了重要突破。汤慧萍教授团队^[22]通过创新性地改进粉末输送与铺展系统，成功实现了亚微米级厚度精度的粉末均匀铺展。该项技术改进显著提升了电子束熔融成形的表面质量和尺寸精度。

电子束熔丝沉积技术（EBF³）通常采用金属丝作为沉积材料，而电子束选区熔化工艺采用高能电子束作为热源，在磁场偏转系统的控制下按照预设轨迹对金属粉末进行选择性地熔融。当完成单层扫描后，成型平台自动下移一个层厚距离，随后由供粉系统重新铺设粉末层。这种分层叠加的制造方式持续进行，直至最终成形出目标金属构件。该工艺在超高真空条件下（真空度 $\geq 10^{-2}$ Pa）实施，能够有效隔绝空气中各类杂质的污染，其原理如图 1-2 所示。

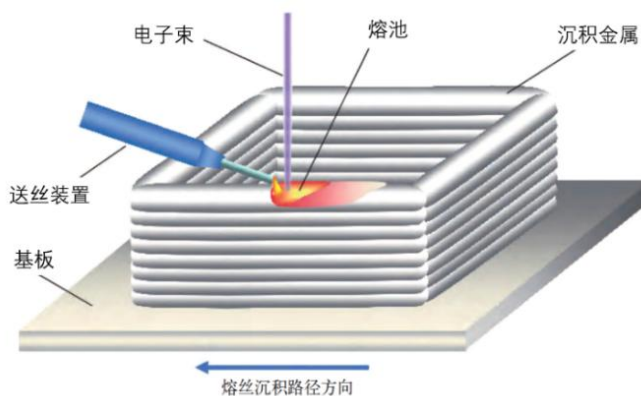


图 1-2 电子束熔丝沉积成形原理^[23]

EBF³ 技术不仅继承了电子束选区熔化工艺的优势，还具有与众不同的特点：相较于其他金属增材制造技术，这项工艺在太空微重力场景中展现出独特的优势。其稳定的成形特性能够满足在轨航天设备的维修需求，同时为未来的深空探测任务提供了可靠的技术支撑，具有重要的战略应用价值^[24]。20 世纪末，美国航空航天科研领域取得重要突破。NASA 兰利研究中心率先启动了基于电子束自由成形（EBF³）的空间制造技术研究计划，成功开发了适用于地面与空间环境的双模式沉积装置群，包括固定式工作站与移动式装备。通过航天器搭载实验，研究团队对关键工艺参数进行了系统性优化^[25]。自 2004 年起，美国西亚基公司（Sciaky）与北京航空制造工程研究所也先后开发了 EBF³ 增材制造设备，开展相关研究工作^[26]。

1.2.3 电弧增材制造技术

电弧增材制造技术（Wire Arc Additive Manufacture, WAAM）是数字化制造领域的一项创新工艺。该技术依托于逐层累积的制造思想，采用焊弧热源（包含

MIG、TIG、PA 等多种形式)对金属丝材进行熔融处理,并通过连续沉积的方式实现三维实体的成型。图 1-3 展示了该工艺的基本成型机制。。

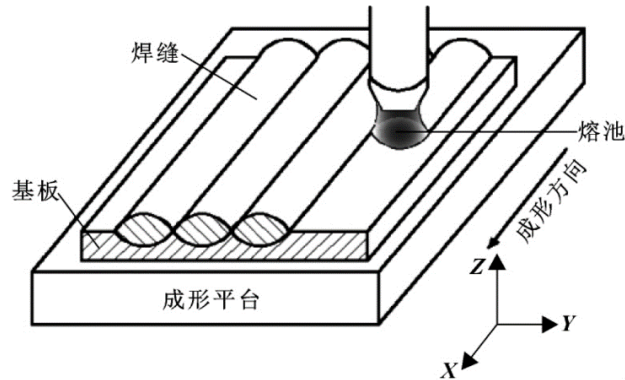


图 1-3 电弧增材制造技术成形原理^[10]

1960 年,德国 Thyssen、Krupp 钢铁公司和瑞士 Sulzer 公司率先采用埋弧焊 (SAW) 工艺,成功制造出了质量达到 500 吨的大型圆柱压力容器^[27,28]。这些容器表面存在明显粗糙度问题,其应用范围主要限定于大型构件的生产领域。在现代制造技术不断演进的背景下,焊接工艺与增材制造的深度融合催生了一种新型制造方法——三维焊接 (3D Welding) 技术。这项创新技术不仅适用于产品原型的设计与开发,还能够实现零部件的直接成型制造,极大地扩展了传统制造技术的应用边界。英国诺丁汉大学的 SPENCER 等人^[29]采用了 GMAW 工艺,并结合六轴机器人实现了三维堆焊成形。

韩国科学技术研究所的 SONG 等人^[30,31]整合层积焊接工艺与数控加工技术,建立了一种新型的金属构件制造方法。该工艺采用交替加工的方式,即在每完成一次焊接沉积后随即进行表面铣削处理,从而确保各个制造层次都具有理想的精度水平。从实验结果可以看出,采用该方法制备的样品展现出优异的机械性能特征,验证了这种复合加工技术的可行性。这种将增材与减材制造相结合的创新方法,为精密金属零件的制造提供了新的技术选择。。

国内装甲兵工程学院的孙哲等人^[32]基于冷金属过渡 (CMT) 焊接技术构建了一套新型快速成型系统,并着重优化了成型过程中焊道间距与层高参数等关键工艺指标。哈尔滨工业大学的刘一搏等人^[33]通过自主搭建的 CMT 成型装置,成功实现了船用螺旋桨等复杂金属构件的制造,这充分验证了冷金属过渡技术在复杂金属零件制造中具有重要的应用价值。

1.2.4 超声增材制造技术

超声增材制造技术（Ultrasonic Additive Manufacturing, UAM）是一种低温、固态的金属加工技术，如图 1-4 所示，其原理是在高频摩擦振动和下压力的作用下，层间界面处的金属产生高应变率的塑性变形，破坏金属表面的氧化膜，使得金属间发生直接接触、原子扩散直至形成冶金结合^[34]。通过超声增材与机械加工整合，可实现复杂内外形貌的高精度成形。

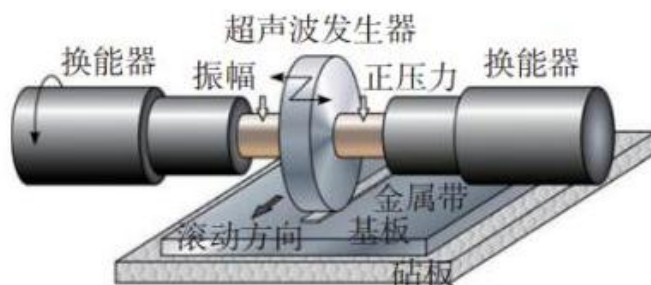


图 1-4 超声增材制造技术成形原理^[35]

Fujii 等^[36]详细研究了界面形成的过程，带有纹理结构的超声压头与金属箔片首先接触，在超声振动的作用下金属发生塑性变形，在表面形成微小的凸起；引入新的金属箔片后，凸起位置与上层金属之间产生接触并形成微小的粘结，伴随压头的振动发生塑性流动，导致氧化膜破裂形成纳米级别的氧化物簇，随后在下压力的作用下这些粘结体发生变形坍塌，使得界面间直接接触的区域逐渐扩展，通过原子扩散最终形成厚度为 10~20 μm 的冶金结合层^[37]。

1.3 搅拌摩擦增材制造技术研究现状

搅拌摩擦增材制造（FSAM）技术作为一项创新性制造工艺，是在搅拌摩擦连接（FSJ）技术基础上演化发展而来。这项固态连接技术在实现增材制造过程中，充分利用了摩擦搅拌连接的固有优势，同时有效解决了铝合金结构件制造领域长期存在的技术瓶颈。与传统金属增材制造方法相比，该工艺具有显著的成本效益和生产效率优势，特别适用于大型高性能铝合金构件的规模化制造。这项技术为铝合金产品的加工开辟了新的技术路径，在工业制造领域展现出广阔的应用前景。

1.3.1 搅拌摩擦焊接相关技术

搅拌摩擦连接（FSJ）是利用摩擦热实现焊接的一种固态连接技术，由英国焊接研究所（The Welding Institute, TWI）于 1991 年发明。工艺技术展现出显著

的性能优势，包括优质的焊缝成型效果、出色的力学性能、较低的能源消耗、环境友好特性以及高效的生产效率^[38-40]。如图 1-5 所示，其工作原理是通过专用搅拌装置(含搅拌针和轴肩)与加工材料的摩擦生热效应，促使材料发生塑性形变。在搅拌头的旋转推进与轴肩挤压的协同作用下，金属材料呈现出从前侧向后侧的连续流动特征，从而实现工件的可靠连接。这种创新的加工方法为金属材料的连接提供了新的技术选择^[41]。

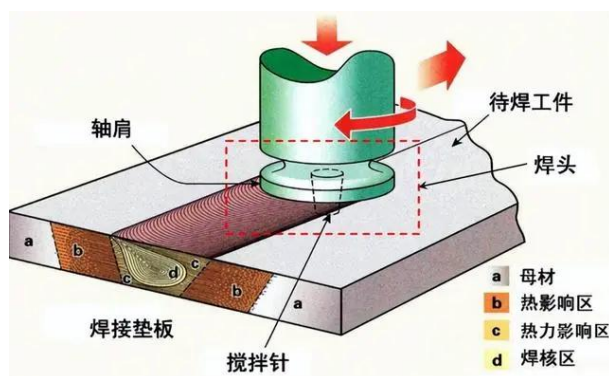


图 1-5 FSJ 原理图

搅拌摩擦连接技术（FSJ）因其在金属加工领域的突出性能而备受瞩目。自该技术引进我国以来，科研人员已在其应用研究方面取得了显著进展。得益于其在金属材料处理方面展现出的独特优势，这种连接工艺正获得越来越多的关注与认可。湖北汽车工业学院侯俊良、中国核动力研究设计院第四研究所张超和北德克萨斯大学 Sanya Gupta 等人^[42-44]研究了工艺参数对搅拌摩擦焊接组织和性能的影响，发现焊接质量高度依赖工艺参数的变化，旋转速度和进给速度影响最为突出；荆州学院张香云、西北工业大学 Hongjian Lu 和荷兰恩斯赫德特温特大学 Mahdi Masoumi Khalilabad 等人^[45-47]研究了搅拌摩擦焊异种焊接工艺及性能影响，结合硬度分析焊接区显微组织的成形机理；长春工业大学冯家铖和河北京车轨道交通车辆装备有限公司尹德猛等人^[48,49]研究了双轴肩搅拌摩擦焊对接头成形和组织性能的影响，发现接头显微硬度均呈“W”形分布；上海工程技术大学韩泽平、陕西工业职业技术学院贺巍亮和南昌航空大学 Qipeng Liu 等人^[50-52]结合有限元分析软件 Abaqus 对搅拌摩擦焊温度与应力场进行数值模拟，探究出焊缝应力分布方位及温度随应力变化规律。

1.3.2 搅拌摩擦增材制造相关技术

搅拌摩擦增材制造（FSAM）是基于搅拌摩擦连接（FSJ）原理开发出的一种全新的固相成形工艺，该工艺凭借低温成型和高效加工的特点，在大型构件的定制化生产中展现出显著的应用价值。如图 1-6 所示，FSAM 通过搅拌头的摩擦热和材料的塑性变形，使增材材料和基体材料一起达到半固态状态^[53]，并在搅拌头的压力和反复搅拌下形成焊核组织，而后伴随搅拌头的运动形成逐层堆积结构，将三维复杂形状构件制造转化为简单的二维平面的逐层往复叠加，最终实现增材制造^[54-57]。

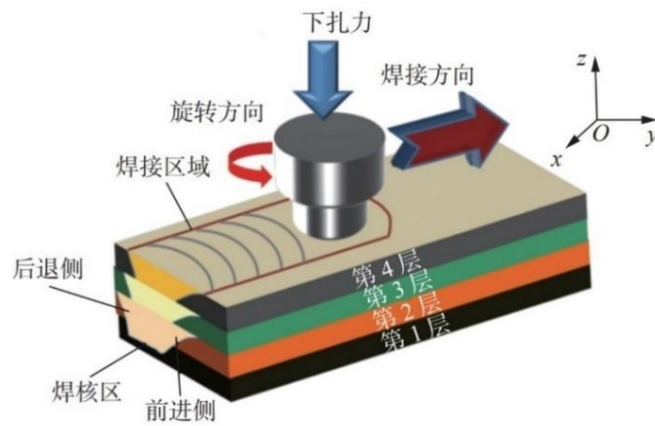


图 1-6 FSAM 原理图^[58]

近年来，搅拌摩擦增材制造（FSAM）技术成为研究热点：南昌航空大学王忻凯、哈尔滨工业大学王梓鑫、东北林业大学孙金睿和南京工业大学 Tao Jiang 等人^[59-62]研究了工艺参数对铝合金和铝锂合金搅拌摩擦增材制造成形效果和力学性能的影响规律；大连理工大学谭志军、西北工业大学苏宇和山东大学 Yichen Xiao 等人^[63-65]采用数值模拟的研究方法对不同材料在搅拌摩擦增材制造过程中温度场、微观组织、力学性能等变化规律；南昌航空大学傅徐荣等人^[66-69]对铝合金静轴肩搅拌摩擦增材制造进行研究，增材经热处理过后研究其组织及性能；路易斯安那州立大学 Congyuan Zeng 等人^[70,71]对添加剂搅拌摩擦沉积（Additive Friction Stir Deposition, AFSD）进行了研究，探索成形零件微观组织结构和硬度值的分布规律。

1.4 主要研究内容

综上所述，由于铝合金低熔点、易球化、对激光反射率高等特点，主流的一些铝合金增材方法有一定的局限性。而搅拌摩擦增材制造是一种固相连接技术，

因其具有良好的焊接质量和较小的焊接变形被广泛地应用于铝合金板材的连接中。因此，本课题主要针对 2024-T6 铝合金进行了搅拌摩擦增材制造加工试验，并进行如下研究：

（1）工艺参数对 FSAM 增材区成形影响

选择合适的增材轨迹对 2024-T6 铝合金进行 FSAM 工艺试验，并研究搅拌头轴肩下压量、轨迹偏移距离、旋转速度和前进速度对增材成形的影响，探索出 FSAM 的最佳工艺参数。

（2）增材区微观组织分析

对增材试样的微观组织形貌进行观察，了解增材区的成形机理，并探索搅拌头旋转速度和前进速度对微观组织变化的影响规律。

（3）增材区力学性能分析

对增材试样的拉伸性能、冲击韧性和显微硬度进行测试，研究不同工艺参数下力学性能的变化规律，并对试样的拉伸断口和冲击断口形貌进行观察分析。

（4）增材区耐磨性能和耐腐蚀性能分析

对试样的增材区进行摩擦磨损试验及电化学腐蚀试验和盐雾腐蚀试验，研究工艺参数对摩擦磨损性能和腐蚀性能的影响规律，并对磨损表面和腐蚀表面进行观察分析。

第 2 章 试验材料、设备及方法

2.1 试验材料

实验基材所选用的是 2 mm 厚度的 2024-T6 铝合金板材，根据试验要求，板材被加工成 200×200 mm 的尺寸，如图 2-1 所示。2024-T6 铝合金的化学成分和力学性能如表 2-1 和表 2-2 所示。



图 2-1 2024-T6 铝合金轧制板材

表 2-1 2024-T6 铝合金化学成分（质量分数，%）

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.11	0.26	4.24	0.60	1.36	0.01	0.09	0.04	余量

表 2-2 2024-T6 铝合金力学性能

抗拉强度（MPa）	断后伸长率（%）	维氏硬度（HV）
446.20	18.67	119.01

2.2 试验设备与工具

2.2.1 增材设备

本课题中 FSAM 试验所采用的设备如图 2-2 所示，是由赛福斯特技术有限公司生产的 FSW-LM-A10 型搅拌摩擦焊接设备，可对 2~16 mm 厚的铝合金板材或其它金属材料进行加工，其 X 轴、Y 轴和 Z 轴的行程分别为 1000 mm、600 mm 和 300 mm，主轴倾角为 $\pm 5^\circ$ 。



图 2-2 FSAM 设备

Fig.2-2 FSAM equipment

2.2.2 增材工具

FSAM 试验中主要增材工具就是搅拌头，搅拌头的形状对 FSAM 试验加工至关重要，它决定了加热、塑性流动和塑化材料被顶锻的模式，直接关系到铝合金板材增材的质量。本课题增材采用 2 mm 厚的 2024-T6 铝合金板材，每次采用 2 块板材上下搭接进行增材加工，因此，选用了长度为 3 mm 的圆台形搅拌针，其根部直径为 5 mm，顶部直径为 3 mm，搅拌头轴肩直径为 13 mm，并且轴肩处加工了螺旋凹槽，具体尺寸如图 2-3 所示。

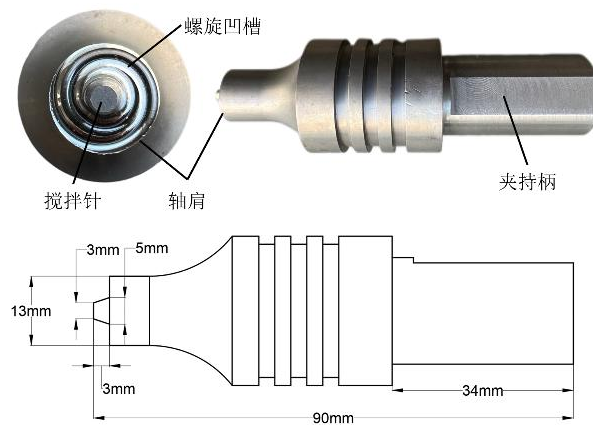


图 2-3 搅拌头示意图及相关尺寸

2.3 增材工艺

2.3.1 装夹工艺

对铝合金基材的固定夹紧是增材加工比较关键的一步，因为它关系到增材成形是否良好。在本课题研究中，实验尝试的初期阶段，使用四组夹具分别夹紧基材的四个角进行增材试验，但在加工过程中发现铝合金基材发生较大形变并且容易产生孔洞缺陷，导致增材试验无法继续，所以对装夹要求进行了改进：在待加工的铝合金板材上添加一个中空圆形的正方形钢压块，如图 2-4 所示，钢压板外部尺寸为 $200 \times 200 \text{ mm}$ 的正方形，内部圆的直径为 180 mm ，钢压板厚度为 8 mm 。

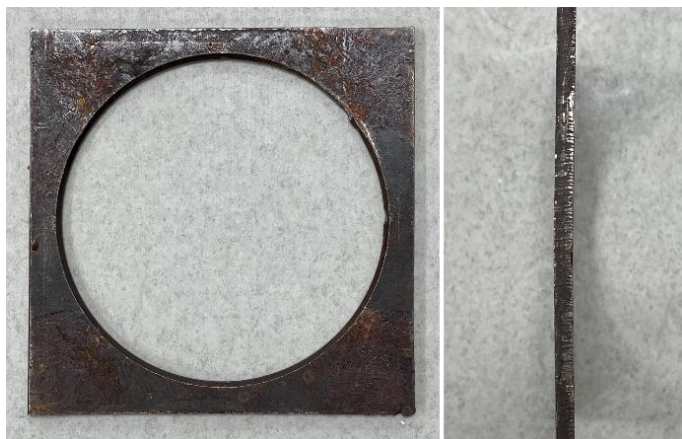


图 2-4 钢压板示意图

具体装夹示意图如图 2-5 所示，采用此装夹工艺后，在 FSAM 试验过程中板材四周均匀受力，增材体的变形量和内部孔洞缺陷得到极大改善。

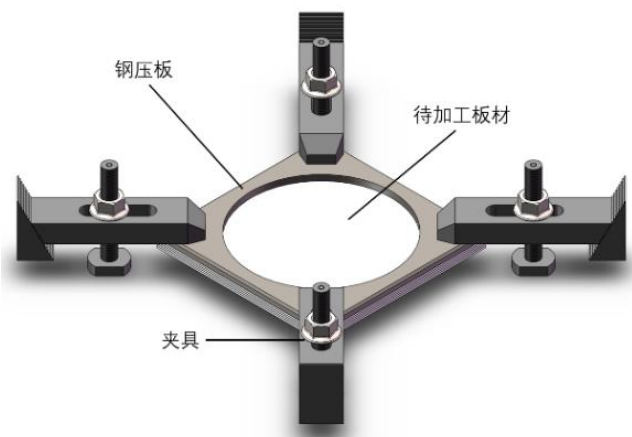


图 2-5 FSAM 试验装夹示意图

2.3.2 增材加工轨迹

图 2-6 为 FSAM 圆形加工轨迹示意图，增材工具通过逆时针旋转并插入基材，然后向外偏移一定距离，同时沿圆形轨迹顺时针方向行进，每旋转一圈都向

外偏移，循环往复直至增材完成。在保证增材质量的前提下，圆形加工轨迹还可以有效提高材料的利用率和增材加工效率。

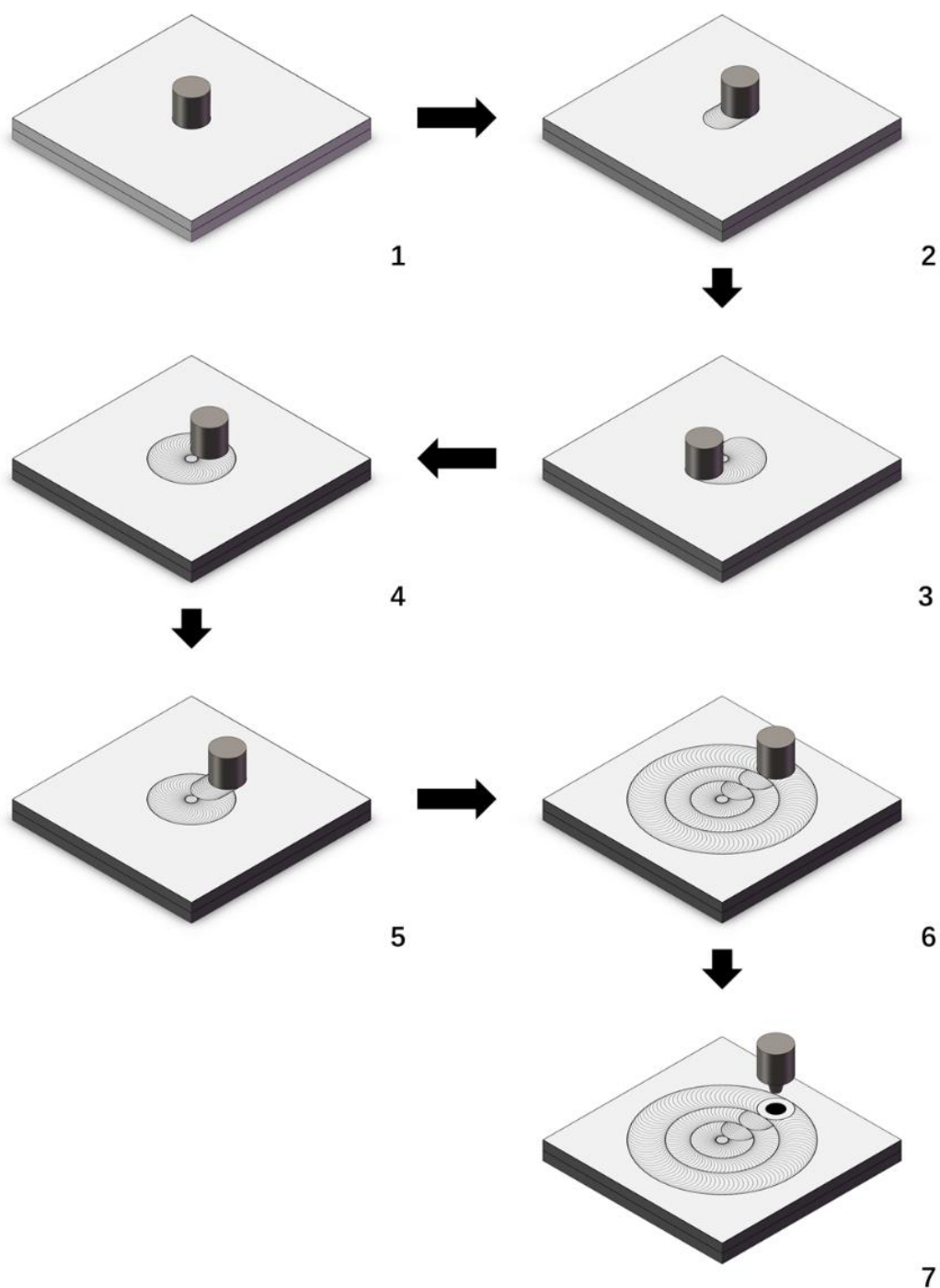


图 2-6 FSAM 圆形加工轨迹示意图

2.3.3 增材工艺参数

影响 FSAM 成形质量的工艺参数有搅拌头轴肩下压量、轨迹偏移距离、旋转速度和前进速度等，由于搅拌头旋转速度和前进速度对 FSAM 效果的影响更

加明显,所以对其它工艺参数做定量化处理。在保证增材成形质量的前提下,结合前期参数试验的探索,将搅拌头旋转速度定在 800~1000 rpm 范围内,搅拌头前进速度定在 150~250 mm/min 范围内。具体 FSAM 试验工艺参数如表 2-3 所示。

表 2-3 FSAM 试验工艺参数

试样 编号	旋转速度 (rpm)	前进速度 (mm/min)	轴肩下压量 (mm)	轨迹偏移距离 (mm)	增材 轨迹
1	800	150	0.2	4	圆形
2	800	200	0.2	4	圆形
3	800	250	0.2	4	圆形
4	900	150	0.2	4	圆形
5	900	200	0.2	4	圆形
6	900	250	0.2	4	圆形
7	1000	150	0.2	4	圆形
8	1000	200	0.2	4	圆形
9	1000	250	0.2	4	圆形

2.3 性能测试

2.3.1 微观组织

利用 HQ-500GS3 型线切割设备在增材区切割出尺寸为 25×10×10 mm 的试样,具体取样示意图如图 2-7 所示。先后使用 400 目、1000 目、1500 目、2000 目的金相砂纸对增材区的侧面进行打磨,随后在抛光机上使用抛光粉和抛光膏进行抛光处理,最后使用 EP-06X 型电解抛光腐蚀仪进行电化学抛光(抛光液:10% HClO_4 +90% $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (体积分数))以达到高质量的表面要求。

观察金相组织前使用 Keller 试剂(1% HF +1.5% HCl +2.5% HNO_3 +95% H_2O (体积分数))进行腐蚀,腐蚀时间 5~10 s,再用乙醇清洗,吹干后使用 YP710TR 型金相显微镜进行金相试样的微观组织观察及图像采集,分析 FSAM 试样的宏观和微观的组织形貌。

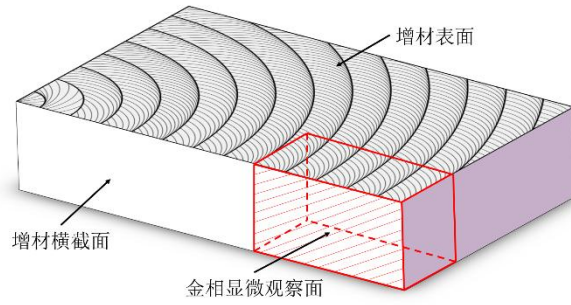


图 2-7 金相试样取样示意图

2.3.2 力学性能

(1) 拉伸性能

拉伸试验在 UTM5105 型微机控制电子万能试验机上进行，按照国标要求加工拉伸试样，试验标准执行 GB/T228.1-2021《金属材料拉伸试验第 1 部分：室温试验方法》。使用 HQ-500GS3 型线切割设备在增材区切割出三个拉伸试样，取其拉伸结果的平均值表征拉伸性能，具体试样取样位置和尺寸分别如图 2-8 和图 2-9 所示。试验完成后采用 S-3400N 型扫描电镜（SEM）观察拉伸断口形貌。

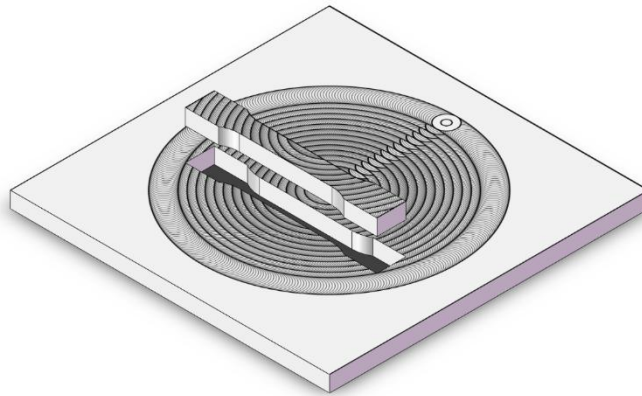


图 2-8 拉伸试样取样位置示意图

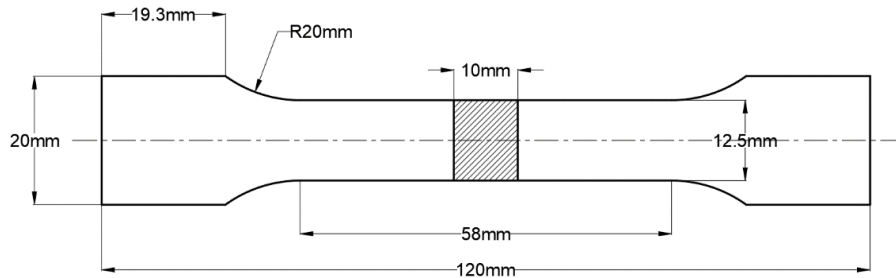


图 2-9 拉伸试样尺寸图

(2) 冲击性能

冲击韧性试验在 JBW-300B 型全自动冲击韧性试验机上进行，按照国标要求

加工冲击韧性试样，试验标准执行 GB/T229—2020《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》。使用线切割设备在增材区切割出三个冲击韧性试样，取其冲击韧性结果的平均值表征冲击韧性能，具体试样尺寸如图 2-10 所示。试验完成后采用 S-3400N 型扫描电镜（SEM）观察冲击断口形貌。

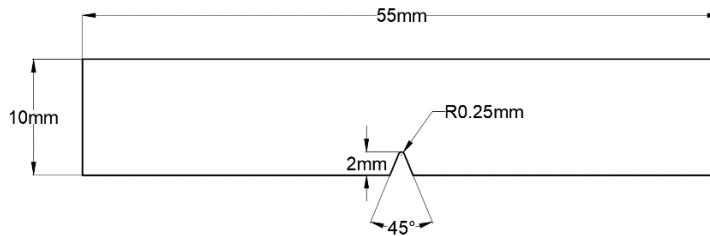


图 2-10 冲击韧性试样尺寸图

（3）显微硬度

显微硬度测试试验在 WHVS-1000AT 型半自动显微维氏硬度计上进行。使用线切割设备切割出尺寸为 30×10×10 mm 的显微硬度试样尺寸，用砂纸对增材区侧面进行打磨，然后再用抛光布抛光至表面平整光亮无明显划痕。如图 2-11 所示，在增材区侧面水平方向（从左至右）和竖直方向（从下至上）依次打点进行硬度测试，测试点间距为 1 mm。测试压头载荷为 0.3 kgf，保荷时间为 10 s。

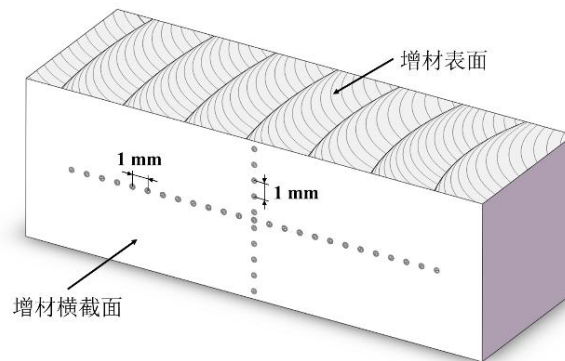


图 2-11 显微硬度测试示意图

2.3.3 耐磨性能和耐腐蚀性能

（1）摩擦磨损

摩擦磨损试验在 HT-1000 型高温摩擦磨损试验机上进行，鉴于铝合金增材加工区常处于常温环境，本文摩擦磨损试验在常温下进行。试样尺寸为 30×10×10 mm，通过线切割设备切割，并对表面进行打磨，去除毛刺和弧纹。试验采用直径为 3 mm 的 GCr15 钢球作为对磨材料，电机转速设为 560 rpm，摩擦半径为 2 mm，施加荷载为 650 g，测试时长为 5 min。试验完成后使用毛刷将磨痕表面清

理干净，然后采用 S-3400N 型扫描电镜（SEM）观察磨痕形貌。

（2）电化学腐蚀

电化学腐蚀试验是使用 CHI660E 型电化学工作站在质量分数为 3.5% 的 NaCl 溶液中进行测试。使用线切割设备在增材区切割出直径为 10 mm 的圆柱体试样，电化学腐蚀试样需对表面进行打磨抛光处理，制备方法与显微硬度试样制备相同。试验完成后采用 S-3400N 型扫描电镜（SEM）观察电化学腐蚀形貌。

（3）盐雾腐蚀

腐蚀性能测试采用 JY-60-SS 型盐雾试验装置执行。试验过程中，选用配制浓度为 $5\pm 1\%$ 的氯化钠溶液作为腐蚀介质，并确保该溶液澄清无浑浊。经检测，所用溶液未含有任何悬浮固体颗粒。使用线切割设备在增材区切割出尺寸为 $10\times 10\times 10\text{ mm}$ 的试样，对增材侧面进行打磨抛光处理，制备方法与显微硬度试样制备相同。相关试验参数如表 2-4 所示。试验完成后采用 S-3400N 型扫描电镜（SEM）观察盐雾腐蚀形貌。

表 2-4 盐雾腐蚀试验参数

参数	前期配置	试验中	备注
NaCl 溶液浓度	50	40~60	试验前标定浓度一次
PH	6.5	6.5~7.2	试验溶液 PH 值
气压 (kgf/cm^2)		1.00 ± 0.01	试验过程连续不间断
喷雾量 ($\text{ml}/80\text{cm}^2/\text{h}$)		1.0~2.0	时间大于 20 h 取平均值
压力桶内温度 ($^{\circ}\text{C}$)		47 ± 1	—
盐水通内温度 ($^{\circ}\text{C}$)		35 ± 1	—
室温 ($^{\circ}\text{C}$)		16 ± 1	—
相对湿度 (RH)		85%	按手册规定执行
试验时间	—	—	进行 12 h 和 24 h

第3章 工艺参数优化与缺陷分析

3.1 引言

FSAM 作为一种新兴的增材制造技术，其增材区成形对工艺的要求非常严格，因此对工艺参数的优化与缺陷分析很有研究意义。本章对三种 FSAM 加工轨迹进行对比分析，然后对确定的加工轨迹进行工艺参数优化，并探索出工艺参数对增材区宏观形貌的影响规律，通过对缺陷的分析和成形质量的影响，最终确定出最优的 FSAM 加工工艺参数。

3.2 加工轨迹对增材区成形的影响

前期试验探索阶段使用了三种 FSAM 加工轨迹，分别为直线形、“S”形和圆形，这一阶段的主要目的是探索不同加工轨迹对材料成型质量的影响，以优化增材制造工艺和提升成型件的性能。

最初，实验选用了传统的直线形加工轨迹方式，如图 3-1 所示。

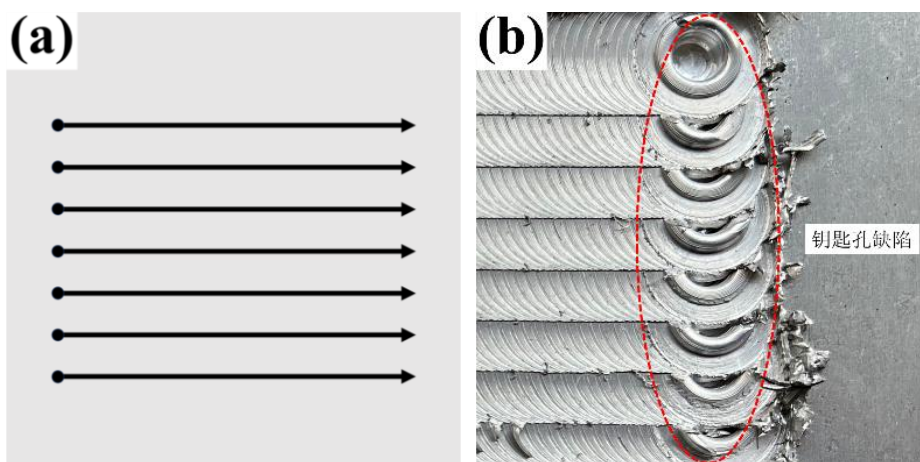


图 3-1 直线形加工轨迹

从图 3-1 (a) 加工方式来看，直线型轨迹通过多次平行直线的累积叠加，能够形成大面积的增材区。这种方式在理论上简单高效，易于操作。然而，试验结果却揭示出其一个显著的缺陷，即每一道直线加工完成时都会在路径末端产生一个小孔缺陷，通常被称为“钥匙孔”。随着直线轨迹的多次重复叠加，这些钥匙孔缺陷会沿直线的累积方向排列成一排，如图 3-1 (b) 所示。这样的缺陷不仅影响成型件的结构完整性，还极大地降低了材料的利用率和加工效率，对后续工艺优化提出了严峻挑战。因此，虽然直线形轨迹简单易行，但其工艺缺陷显然无法满

足高质量增材制造的需求，这为后续轨迹优化提供了明确的改进方向。

为了避免多次加工带来的材料浪费和缺陷累积问题，本课题提出了一种连续行进的加工方式，旨在通过一次性完成所有轨迹来优化加工过程。在此基础上，设计并采用了“S”形加工轨迹，如图 3-2 所示。

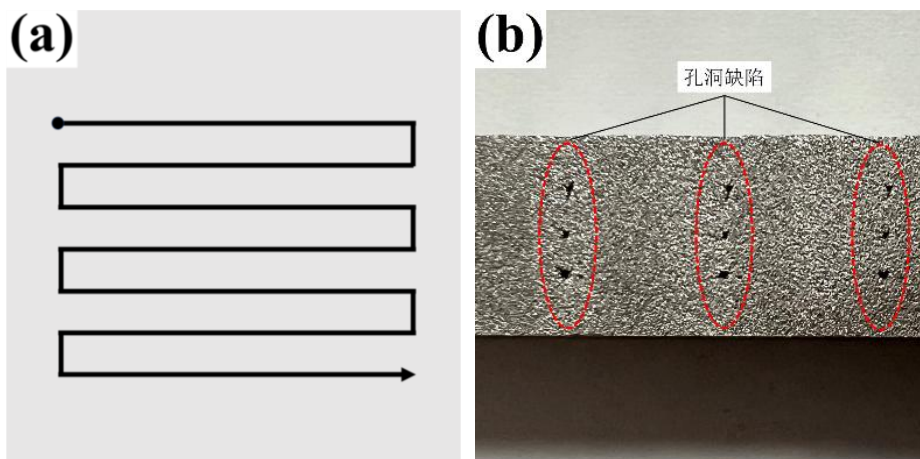


图 3-2 “S”形加工轨迹

由图 3-2 (a) 可以看出，这种加工方法有效地规避了传统方式中可能产生的多个钥匙孔缺陷，从而使整个加工过程从始至终仅存在一个钥匙孔。由此，不仅显著提高了材料的利用率，同时也提升了加工效率。然而，在实际操作中发现，尽管“S”形轨迹减少了钥匙孔缺陷的数量，但加工后的材料内部却出现了孔洞缺陷，如图 3-2 (b) 所示。通过观察可以发现，这些孔洞的分布具有一定规律性。产生这种缺陷的根本原因在于“S”形轨迹加工过程中的搅拌头运动特点：当搅拌头在轨迹转弯时，其前进侧与后退侧的位置发生了相对切换，材料的流动方向也随之改变，材料流动的不连续性和扰动直接导致了这些不可避免的孔洞缺陷的形成。尽管“S”形轨迹在一定程度上优化了加工质量和材料利用率，但孔洞缺陷的存在仍需进一步研究和解决，以实现加工工艺的进一步完善。

因此，结合直线形和“S”形这两种轨迹加工方式的不足，本课题创新性地探索并提出了一种圆形轨迹加工方式，具体如图 3-3 所示。

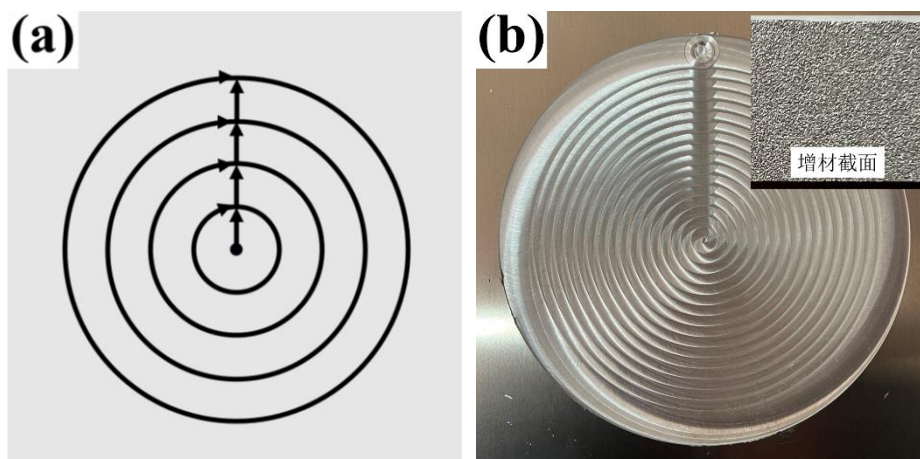


图 3-3 圆形加工轨迹

相比传统的直线形和“S”形轨迹加工方法，圆形轨迹加工具有显著的优势。如图 3-3 (a) 所示，这种加工方式能够实现连续行进的加工过程，从而避免了传统轨迹中频繁的启停对加工质量的不利影响。其次，圆形轨迹加工在整个过程中仅产生一个稳定的钥匙孔，从而有效减少了材料浪费，提高了材料的利用率。同时，这种加工方式还显著改善了增材制造后材料内部的成形质量，保证了增材区内部的致密性和均匀性，如图 3-1 (b) 所示，材料内部无孔洞缺陷，整体成形效果良好。这表明圆形轨迹加工方式不仅优化了加工过程，还提高了增材制造的整体质量，为相关领域提供了一种更加高效、可靠的技术选择。

3.3 工艺参数对增材区成形的影响

3.3.1 搅拌头轴肩下压量对增材区成形的影响

搅拌头轴肩下压量是指增材过程中增材压力的一种表示方法，FSAM 试验过程中，搅拌工具与工件界面产生充分的热量需要满足特定的工艺条件。研究表明，必须施加适量的轴肩压力，才能形成必要的摩擦作用力，从而产生足够的界面生热效应。同时，轴肩压力还起到限制塑性流体外溢保证增材成型的作用，所以轴肩下压量对增材区成形质量有着重要影响。

如图 3-4 所示为轴肩下压量对增材区的影响图，可以看出轴肩下压量对增材区域的成形质量具有重要影响。

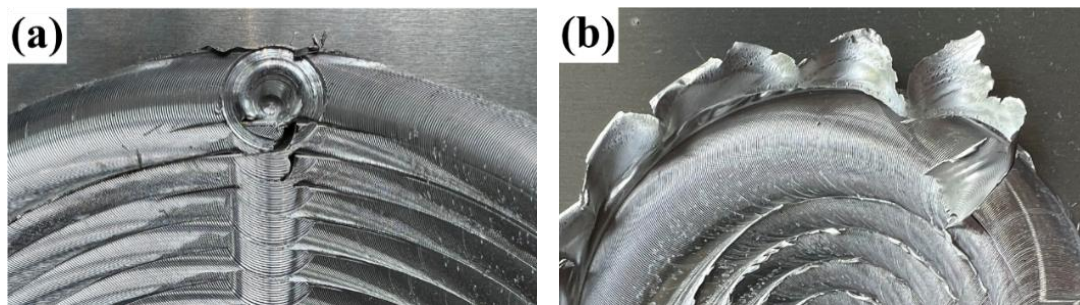


图 3-4 轴肩下压量对增材区影响图

(a) 下压量过浅；(b) 下压量过深

在实际操作中，若轴肩下压量设置过浅，热塑性金属在加工过程中会因受力不足而“上浮”，导致金属溢出增材区域表面。进而增材区内部无法获得足够的金属填充，容易在区域内部形成裂缝，显著降低增材材料的强度和结构完整性。反之，若轴肩下压量设置过深，虽然能够提供更大的接触压力，但会带来一系列不良后果。过深的下压量会使轴肩与板材之间的摩擦力显著增加，生成大量摩擦热，导致轴肩平台容易发生黏附现象。此外，增材区周边可能会出现飞边和毛刺，材料边缘的质量大大下降。同时，由于过度下压，增材区中心会出现明显的下凹现象，材料分布不均匀，无法形成理想的增材区域，从而影响整体的工艺效果。

为了优化工艺参数，通过大量的前期试验探索，最终得出了一个较为理想的轴肩下压量为 0.2 mm 。在该条件下，能够有效平衡摩擦力和热塑性金属的流动性，确保增材区域内部填充充分，边缘质量平整，且中心形貌保持稳定，从而实现高质量的增材成形效果。

3.3.2 搅拌头轨迹偏移距离对增材区成形的影响

轨迹偏移距离是指搅拌头每完成一圈圆形轨迹后，沿着轨迹的法线方向向外偏移的距离，如图 3-5 所示。

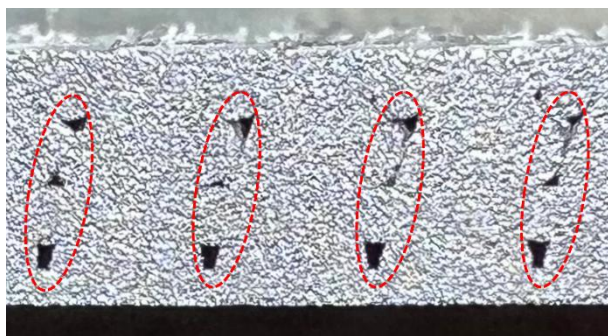


图 3-5 轨迹偏移距离过大的宏观缺陷图

该偏移距离对搅拌过程中的材料连接和组织结构有着重要影响。若偏移距离

过大,可能导致搅拌头未能有效覆盖每个轨迹的接合区域,从而产生未结合的界面孔洞缺陷,影响增材成形的质量与强度。相反,若偏移距离过小,增材区的受热时间将增加,过长的加热时间可能导致材料的热影响区过大,进而导致晶粒长大,使得最终的金属组织较为粗大,影响力学性能,特别是材料的强度和耐磨性。因此,轨迹偏移距离的选择必须谨慎平衡,以保证增材区的质量与性能。

通过前期对试验参数的深入探索和优化分析,最终确定了最优的轨迹偏移距离为 4 mm,如图 3-6 所示。



图 3-6 轨迹偏移距离为 4 mm 的宏观图

这个参数能够有效避免孔洞缺陷的产生,同时控制热影响区的大小,确保增材成形过程中的材料组织细化,提升增材区的整体力学性能。这一优化结果对实现高质量、高强度的增材成形部件具有重要的指导意义。

3.3.3 搅拌头旋转速度对增材区成形的影响

经过前期试验探索,在 FSAM 试验过程中,当其它参数保持不变且搅拌头转速较低时,摩擦热量的产生显著减少,导致增材区域金属难以达到所需的塑性变形条件,导致焊缝无法闭合,焊缝表面易出现沟槽缺陷;搅拌头旋转速度过高时摩擦产热过多,热输入过大,导致板材变形量严重,无法进行下一层增材加工。因此,经过多组试验结果观察,确定搅拌头旋转速度在 800~1000 rpm 范围内成形质量最佳。

如图 3-7 所示为在搅拌头前进速度 250 mm/min 下,不同旋转速度的表面宏观形貌。

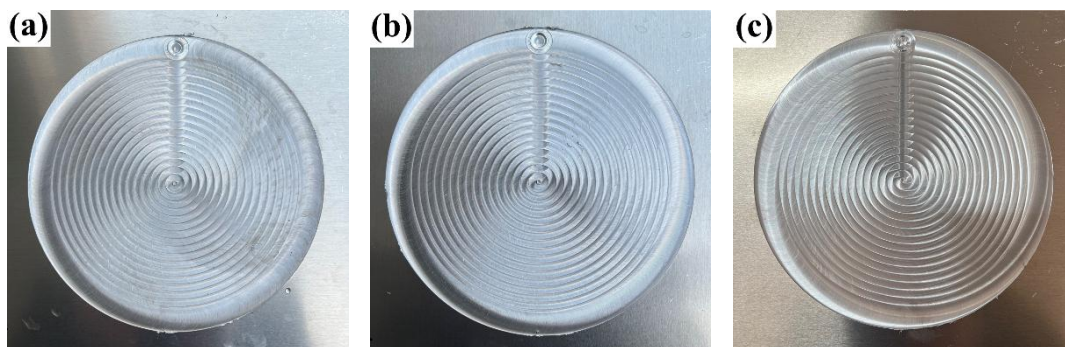


图 3-7 不同搅拌头旋转速度下增材区宏观形貌

(a) 800 rpm; (b) 900 rpm; (c) 1000 rpm

从图中可以看出在搅拌头旋转速度 800~1000 rpm 下增材区表面成形良好，光滑平整，无明显缺陷和飞边。

3.3.4 搅拌头前进速度对增材区成形的影响

当搅拌头轴肩下压量、搅拌头轨迹偏移距离和搅拌头旋转速度保持一定，搅拌头前进速度较低时，接头局部区域因停留时间较长而产生更多的摩擦热，导致受热区域增大，这种长时间摩擦可能促使接头局部组织粗化，从而影响接头的成形质量、抗变形能力及强度；相反，当搅拌头前进速度过高时，塑性软化材料无法充分填充搅拌针行进形成的空腔，导致焊缝内可能出现狭长且平行于焊接方向的孔洞缺陷，在严重情况下，还可能形成隧道缺陷或表面沟槽，显著降低接头强度。因此，通过前期试验探索，确定搅拌头前进速度在 150~250 mm/min 范围内成形质量最佳。

图 3-8 所示为在搅拌头旋转速度 1000 rpm 下，不同前进速度的表面宏观形貌。

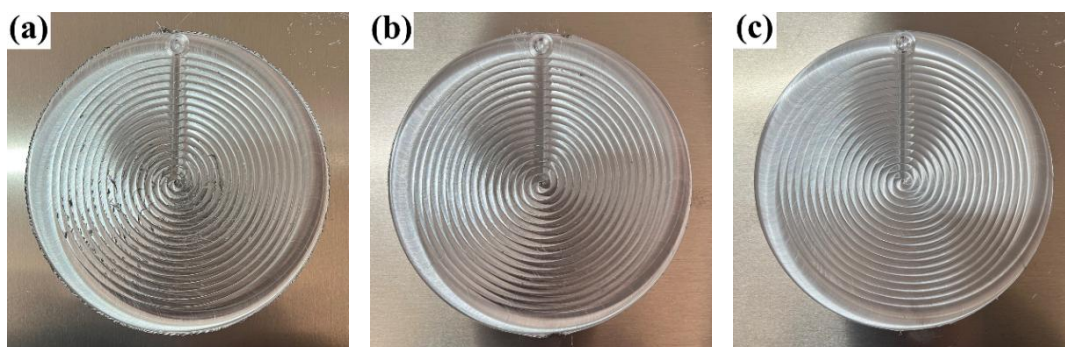


图 3-8 不同搅拌头前进速度下增材区宏观形貌

(a) 150 mm/min; (b) 200 mm/min; (c) 250 mm/min

可以看出在搅拌头前进速度 150~250 mm/min 下增材区表面成形良好，无明

显缺陷。当搅拌头进给速度为 150 mm/min 时，由于热影响较大，导致铝合金塑化严重，增材区塑化金属与搅拌头发生粘连现象，使增材表面产生少许飞边和毛刺，随着前进速度增大，热影响逐渐减少，粘连现象得到改善，试样表面的飞边和毛刺也逐渐减少，表面也逐渐光滑平整。

3.4 本章小结

本章主要研究了 2024-T6 铝合金 FSAM 的增材加工轨迹对比和工艺参数影响进行了分析，得出以下结论：

（1）直线形轨迹加工会导致多个钥匙孔缺陷产生，“S”形轨迹加工会导致增材区内部产生不可避免的孔洞缺陷产生，结合这两种轨迹加工的缺点，探索出一种圆形轨迹加工的方法，不仅只产生一个钥匙孔，而且增材区内部成形良好，无孔洞缺陷。

（1）搅拌头轴肩下压量过小会导致增材区表面出现裂缝缺陷，过大会导致增材区表面飞边和毛刺出现；搅拌头轨迹偏移距离过小会导致增材区受热过多影响其性能，过大会导致增材区截面产生孔洞缺陷。

（2）当搅拌头轴肩下压量为 0.2 mm、轨迹偏移距离为 4 mm、旋转速度为 800~1000 rpm、前进速度为 150~250 mm/min 时，增材区表面成形良好无缺陷。

第 4 章 FSAM 增材区微观组织分析

4.1 引言

FSAM 微观组织的形成受到多种因素的影响,包括搅拌头旋转速度和前进速度等。这些工艺参数通过调控材料的热塑性变形行为和热循环过程,决定了晶粒的细化程度,从而影响材料的力学性能和腐蚀性能。本章主要研究 FSAM 增材区微观组织成形特征,并探索搅拌头旋转速度和前进速度对增材区微观组织的影响规律,这对优化工艺参数和改进材料性能具有重要指导意义。

4.2 增材区成形特征

图 4-1 所示为 2024-T6 铝合金微观组织形貌图,晶粒形状沿轧制方向呈不规则条带状分布。

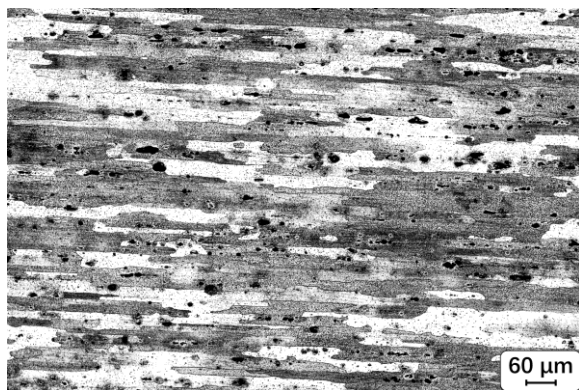


图 4-1 2024-T6 铝合金微观组织形貌

FSAM 试样的外观虽然成形良好,但这并不意味着其增材区内部完全没有缺陷。因此,为了全面评估试样的内部质量,需要对 FSAM 试样增材区的横截面进行详细观察和分析。图 4-2 展示了试样 8 增材区横截面的宏观形貌。

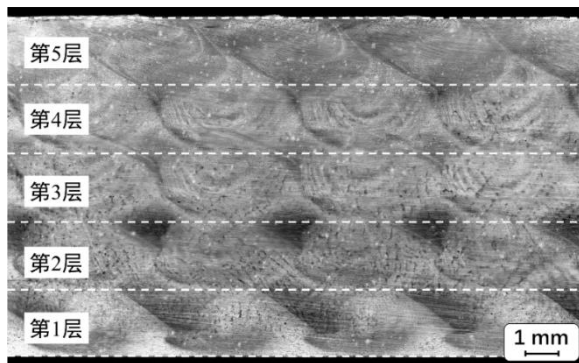


图 4-2 FSAM 增材区横截面宏观形貌

从图中可以看出，增材区整体成形效果较好，没有明显的宏观缺陷。增材区在横截面上呈现出黑色的区域，其颜色从上至下逐渐加深。这种颜色变化是由于在增材过程中，越靠近底部的区域经历了更多的热循环作用，导致材料的显微组织和颜色发生了相应的变化。最底部较为明亮的区域是未参与增材成形的基材部分，与增材区域形成了明显的界限。

进一步分析可知，增材区域是通过多层焊缝逐步叠加而成，因此整个区域的显微组织主要由焊核区组成。根据不同位置的显微组织特点，可以将增材区域分为三个部分：增材顶部、增材中部和增材底部。这种分区有助于深入研究增材过程中热循环对材料性能和组织结构的影响，为优化增材工艺提供科学依据。

图 4-3 为试样 8 参数下 FSAM 增材区截面显微组织。

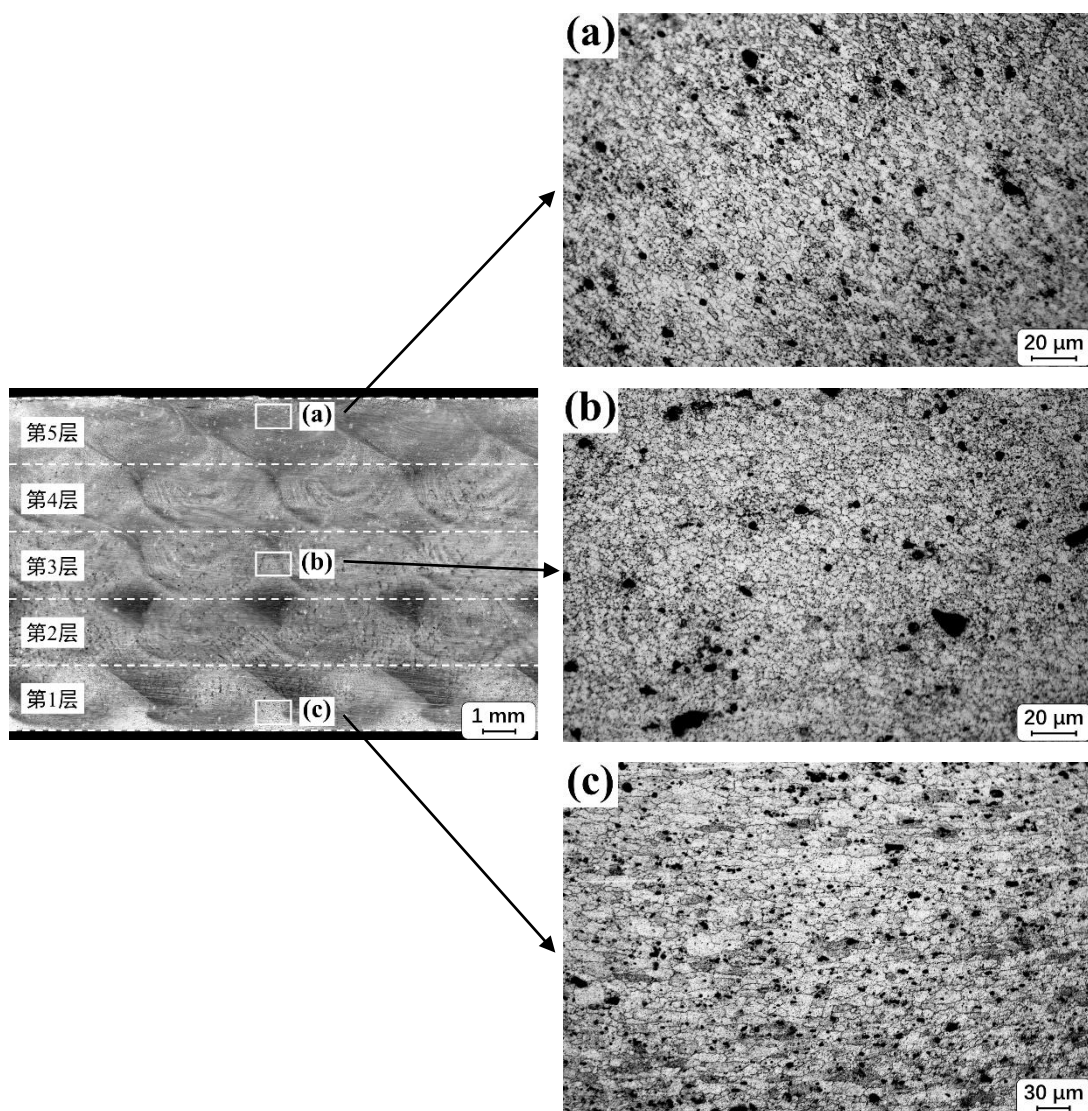


图 4-3 FSAM 增材区截面显微组织

(a) 增材顶部；(b) 增材中部；(c) 增材底部

可以看出,在增材试验过程中,顶部、中部和底部三个区域的微观组织表现出明显的等轴晶粒特征,并且沿增材厚度方向由下至上晶粒尺寸逐渐减小。这种现象的形成与热循环和热输入条件密切相关。在增材制造过程中,材料是逐层堆积而成的,因此底部区域的材料在整个制造过程中始终位于接近加热源的位置,因而受到的热量输入较多,经历的加热作用也更为显著。由于热输入的累积作用,底部的铝合金材料会发生多次动态再结晶,这些再结晶晶粒在反复的热循环过程中发生长大现象,形成了较大的晶粒尺寸。

随着堆积高度的增加,热输入逐渐减弱,顶部材料的加热次数相对减少,再结晶和晶粒长大的程度也明显减轻,因此顶部区域的晶粒尺寸较小,约为 $4.4\ \mu\text{m}$ 。相比之下,中部区域的材料受到的热循环次数介于底部与顶部之间,热输入相对较多,因此晶粒尺寸也相对较大,约为 $5.9\ \mu\text{m}$ 。

增材底部区域的晶粒尺寸显著大于中部和顶部区域,约为 $14.8\ \mu\text{m}$ 。这是因为底部区域主要位于热影响区,在增材过程中仅受到热循环的作用,而几乎没有发生明显的塑性变形,组织变化主要以回复反应为主。由于缺乏充分的塑性变形和再结晶驱动力,晶粒得以保持较大的尺寸^[72,73]。这种沿厚度方向的晶粒尺寸梯度表明,增材制造过程中的热输入对微观组织的形成具有决定性影响,是导致不同区域晶粒特性差异的主要原因。

4.3 搅拌头旋转速度对增材区微观组织的影响

如图 4-4 所示,展示了在搅拌头前进速度为 $250\ \text{mm/min}$ 条件下,不同旋转速度对微观组织形貌的影响。

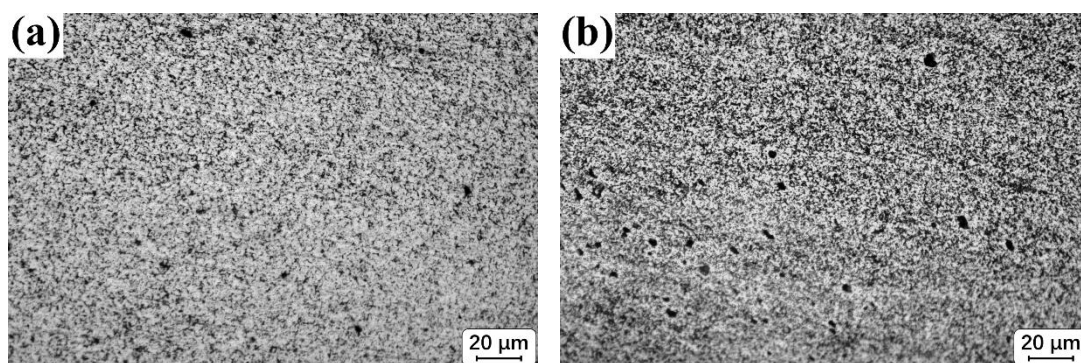




图 4-4 不同搅拌头旋转速度下增材区微观组织

(a) 800 rpm; (b) 900 rpm; (c) 1000 rpm

可以观察到,随着搅拌头旋转速度的逐步增加,组织晶粒的尺寸表现出先减小后增大的趋势,这一现象与动态再结晶过程密切相关。在增材区组织中,由于机械搅拌引发的动态再结晶现象存在一定难度,不同旋转速度下组织的热输入差异直接影响再结晶的发生。当搅拌头旋转速度为 800 rpm 时,摩擦所产生的热量不足,热输入偏低,无法提供足够的能量来驱动组织晶粒的动态再结晶,导致晶粒结构未能完成重构,呈现较为粗大的形态。随着搅拌头旋转速度增加至 900 rpm 时,摩擦产热显著增加,热输入得到有效提升,为动态再结晶创造了适宜的热力学条件,使得组织晶粒能够充分完成再结晶过程,形成细小且均匀的等轴晶粒,微观组织的质量达到最佳状态。

然而,当搅拌头旋转速度进一步提高至 1000 rpm 时,搅拌针的剧烈搅拌作用对晶粒的影响发生显著变化。过强的机械搅拌不仅将尚未充分长大的晶粒破碎,还抑制了再结晶过程的进行。这种情况下,尽管热输入较高,但过强的机械作用反而导致再结晶的难度增加,最终形成组织晶粒质量下降的趋势。综上所述,不同旋转速度下的热机械耦合作用对微观组织形貌具有显著影响,其合理控制对优化增材区的组织性能至关重要。

4.4 搅拌头前进速度对增材区微观组织的影响

如图 4-5 所示,展示了在搅拌头旋转速度为 1000 rpm 的条件下,不同前进速度下的微观与宏观组织形貌特征。

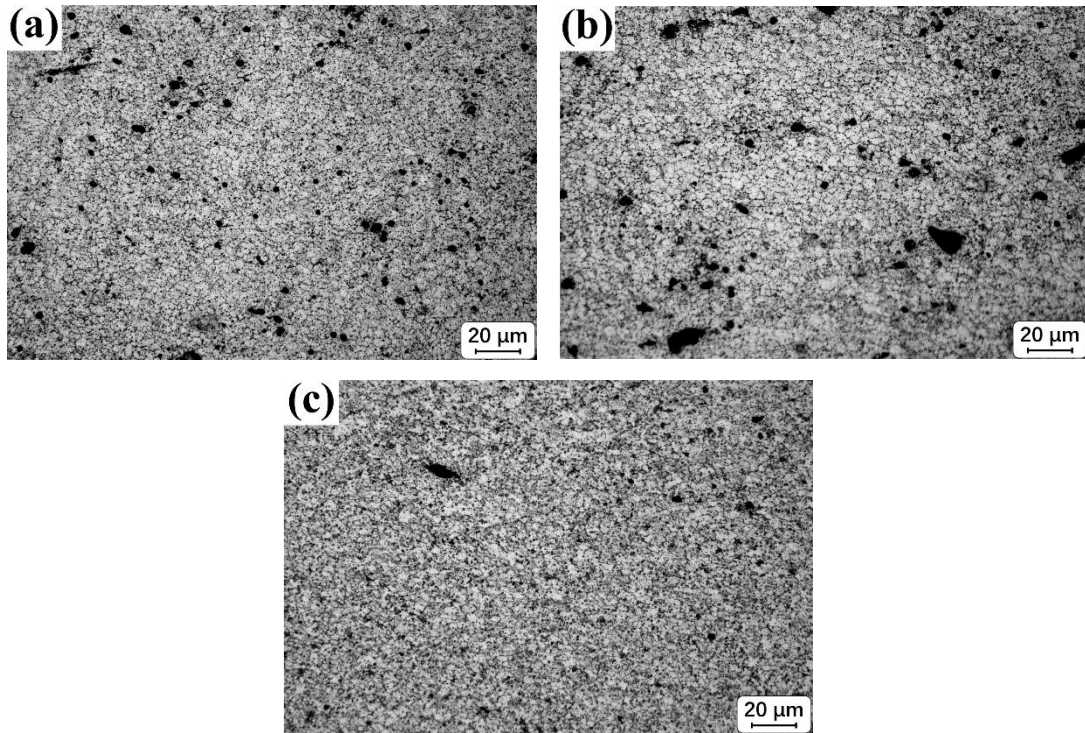


图 4-5 不同搅拌头前进速度下增材区微观组织

(a) 150 mm/min; (b) 200 mm/min; (c) 250 mm/min

由图可见，随着搅拌头前进速度的增大，增材区域的晶粒质量表现出先减小后增大的变化趋势。其中，当前进速度达到 200 mm/min 时，增材区的晶粒尺寸最为细小，表现出最佳的细化效果。这种变化趋势可以通过热力学和材料组织演化过程进行解释。

具体来说，当前进速度为 150 mm/min 时，由于摩擦产生的热量较多，增材区域的温度升高显著。在高温条件下，晶粒经历动态再结晶后，由于受热时间过长，导致再结晶后的晶粒长大和粗化现象较为严重，最终使得晶粒尺寸增大，组织质量下降。相反，当前进速度增大至 250 mm/min 时，由于摩擦产热不足，热量无法满足晶粒破碎和再结晶的能量需求，使得再结晶过程难以充分进行，从而导致晶粒细化效果减弱，晶粒尺寸相对较大。

综合来看，前进速度对增材区域晶粒的微观组织有显著影响，其中 200 mm/min 的前进速度能够在热输入与组织演化之间达到一个较为理想的平衡，显著优化晶粒细化效果。

4.5 本章小结

本章主要对 2024-T6 铝合金 FSAM 加工后试样增材区的微观组织进行分析，

得出以下结论：

（1）母材的晶粒形状沿轧制方向呈不规则条带状分布，而经过 FSAM 加工的增材区微观组织为动态再结晶的细小等轴晶粒，并且增材区晶粒尺寸沿着增材厚度方向逐渐减小。

（2）搅拌头旋转速度为 800~1000 rpm、前进速度为 150~250 mm/min 时，不论随着搅拌头旋转速度增大还是前进速度增大，组织晶粒质量都是呈现出先减小后增大的趋势。

第 5 章 FSAM 增材区力学性能分析

5.1 引言

在 FSAM 中，增材区的力学性能分析是评估其适用性和性能稳定性的关键步骤。本章旨在探讨不同工艺参数下所制造的 FSAM 增材区在拉伸性能、冲击性能和显微硬度能这三方面的力学特性。通过结合增材区的微观组织深入分析这些力学性能指标，可以全面评估 FSAM 的增材区在实际工程应用中的表现，并为进一步优化工艺参数和材料选择提供科学依据。

5.2 拉伸性能分析

拉伸性能作为衡量材料力学性能的关键指标之一，对于评估铝合金 FSAM 构件在实际工程应用中的可靠性和适用性具有至关重要的意义。铝合金 FSAM 构件的拉伸性能不仅取决于原材料本身的特性，还与增材制造过程中的工艺参数、微观组织结构演变以及内部缺陷密切相关。深入研究铝合金 FSAM 过程中拉伸性能的变化规律及其内在影响机制，有助于进一步优化工艺参数。

5.2.1 拉伸试验结果

对 FSAM 加工所得的试样进行拉伸性能测试，如图 5-1 所示为各参数下拉伸试验断裂位置图。

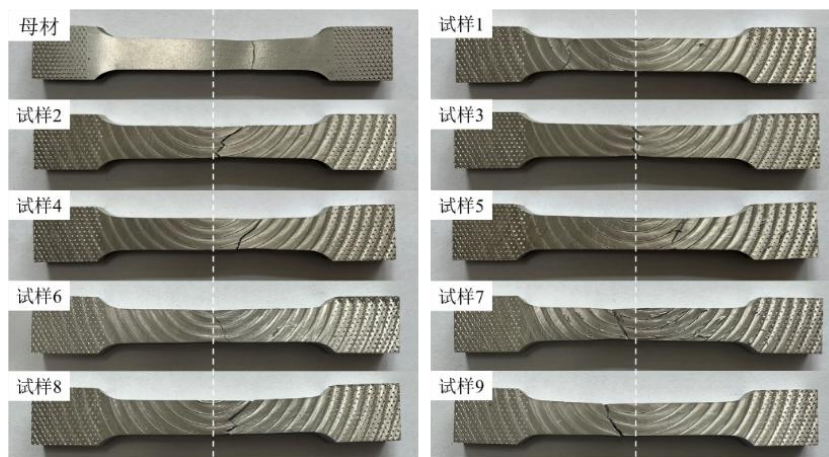


图 5-1 各参数下拉伸试验断裂位置图

可以看出，母材因为材料质地均匀，在拉伸试验时试样夹持柄两端受到相同拉力，此时的断口位置会呈 45°角被拉断。因为 FSAM 加工的增材区是由焊缝叠

加而成，所以都是焊核区，水平方向上的力学性能基本相同，两端又受到同样的拉力，所以断裂位置基本处于拉伸试样中间。

如图 5-2 所示为各参数抗拉强度与断后伸长率结果。

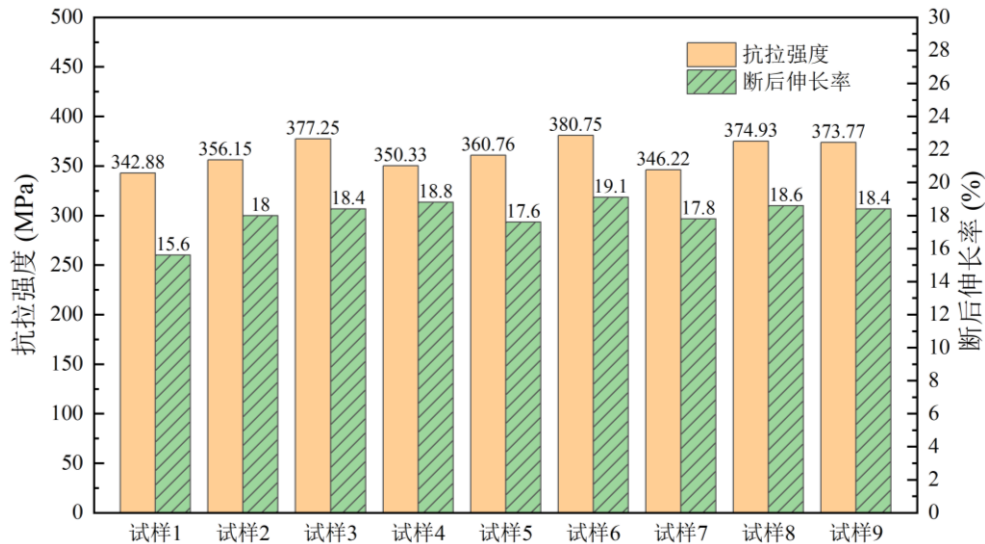


图 5-2 各参数下抗拉强度和断后伸长率

可以看出，整体 FSAM 试样的抗拉强度都能达到母材（446.20 MPa）的 76% 以上。在试样 6 参数下，即搅拌头旋转速度为 900 rpm、前进速度为 250 mm/min 时的抗拉强度最高，为 380.75 MPa，达到母材的 85.33%，断后伸长率也达到最高，为 19.1%；而在试样 1 参数下，即搅拌头旋转速度为 800 rpm、前进速度为 150 mm/min 的抗拉强度最低，为 342.88 MPa，断后伸长率也仅为 15.6%，塑性较差。

5.2.2 搅拌头旋转速度对增材区拉伸性能的影响

如图 5-3 所示为不同搅拌头旋转速度下拉伸性能的变化。

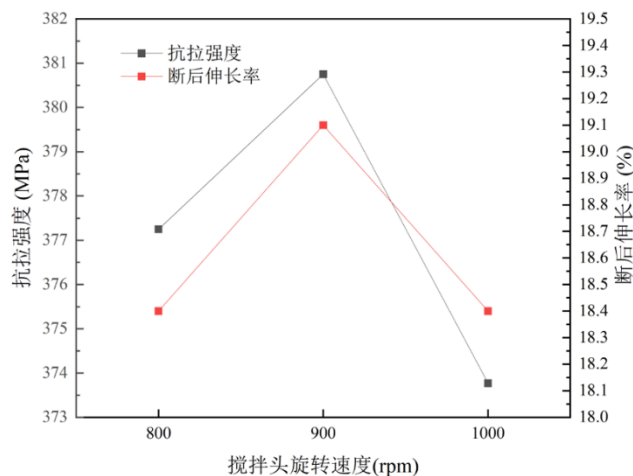


图 5-3 不同搅拌头旋转速度下拉伸性能的变化

可以看出,当搅拌头前进速度为 250 mm/min 时,在搅拌头旋转速度 800~1000 rpm 范围内,随着旋转速度的提升,试样的抗拉强度和断后伸长率呈现出先上升后下降的变化规律,且当搅拌头旋转速度为 900 rpm 时抗拉强度和断后伸长率达到最大,分别为 380.75 MPa 和 19.1%。这主要是因为在一定参数范围内,当搅拌头旋转速度由 800 rpm 增大到 900 rpm 时,由于搅拌头摩擦产热增多,增材区的热输入增大,使得组织晶粒发生动态再结晶,形成细小等轴晶粒,所以增材区的拉伸性能逐渐增强。随着搅拌头旋转速度继续增大到 1000 rpm 时,由于搅拌针的剧烈搅拌作用将还未长大的组织晶粒破碎,所以增材区的拉伸性能又逐渐降低。

5.2.3 搅拌头前进速度对增材区拉伸性能的影响

如图 5-4 所示为不同搅拌头前进速度下拉伸性能的变化。

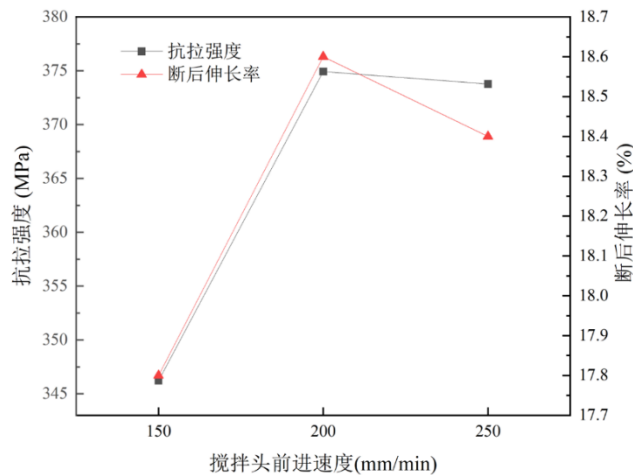


图 5-4 不同搅拌头前进速度下拉伸性能的变化

可以看出,当搅拌头旋转速度为 1000 rpm 时,在搅拌头前进速度 150~250 mm/min 范围内,随着前进速度的提升,试样的抗拉强度和断后伸长率呈现出先上升后下降的变化规律,且当搅拌头前进速度为 200 rpm 时,组织晶粒最细小,抗拉强度和断后伸长率达到最大,分别为 374.93 MPa 和 18.6%。当搅拌头前进速度为 150 mm/min 时,由于前进速度过低,导致搅拌头产热增多,导致组织晶粒粗化严重,所以增材区拉伸性能较低,当搅拌头前进速度增大到 250 mm/min 时,热输入不足,晶粒破碎再结晶较难,导致增材区的拉伸性能降低。

5.2.4 拉伸断口形貌

如图 5-5 所示为拉伸试样断口表面形貌。

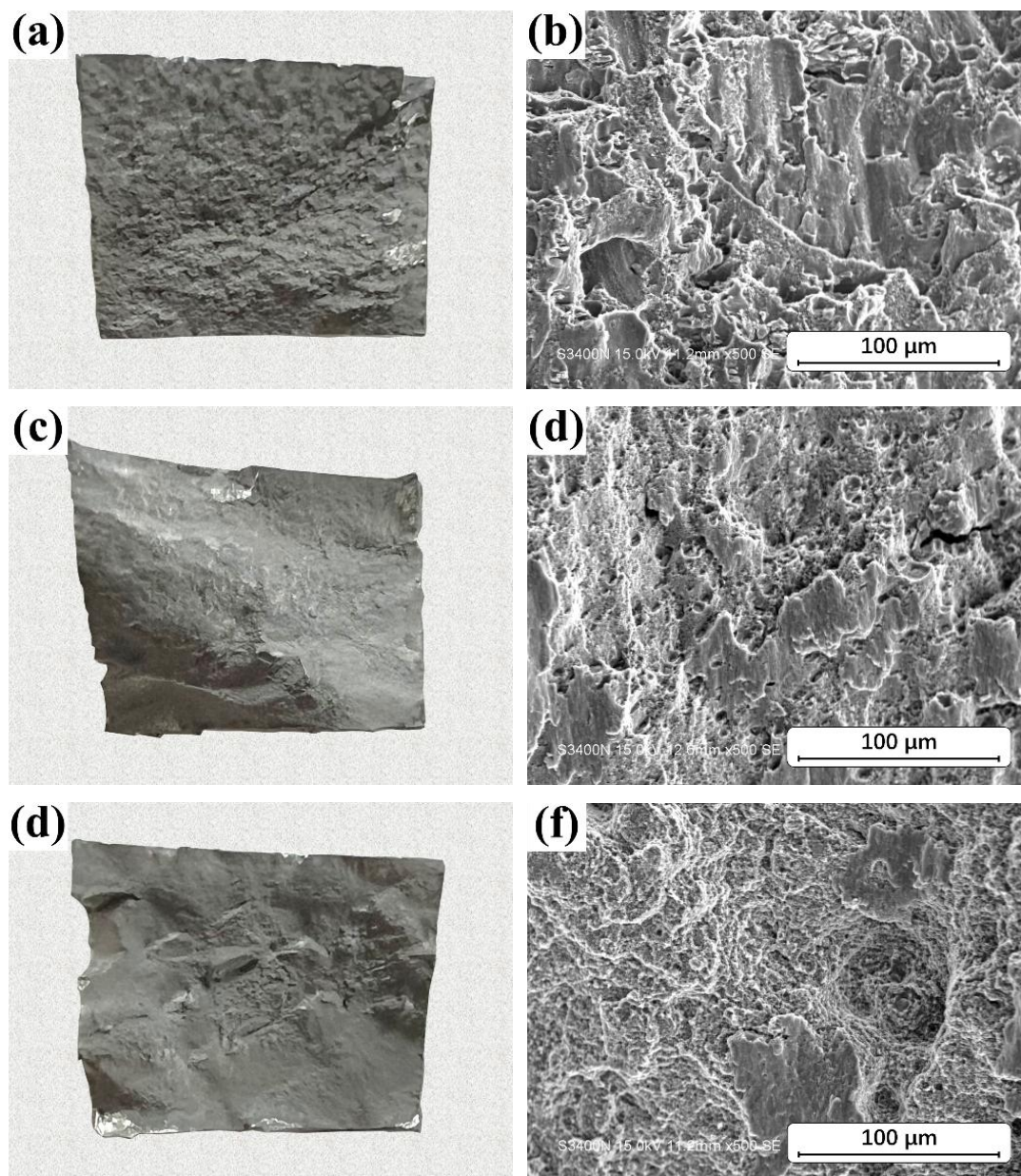


图 5-5 拉伸试样断口表面形貌

(a) (b) 母材；(c) (d) 试样 1；(e) (f) 试样 6

其中图 5-5 (a) 为母材试样断口的宏观形貌，因为母材材料质地均匀，所以表面的凹坑大小基本相同且位置分布均匀。图 5-5 (c) 和图 5-5 (e) 分别为试样 1 和试样 6 的断口宏观形貌，可以看出，相对母材而言，断口表面的凹坑大小不一且分布不均匀，这是因为经过 FSAM 试验后的试样内部材料混合不均匀，存在弱连接缺陷，韧性较差。

图 5-5 (b) 为母材的微观断口形貌，可以看出断口表面有大面积解理面和解理台阶，只有少许的小韧窝，所以母材的断裂模式主要为脆性断裂；图 5-5 (d) 为试样 1 的微观断口形貌，可以看出断口表面出现韧窝和解理面，所以试样 1 的

断裂模式为脆性+韧性的混合断裂，并且韧窝相比母材更大更深，周围还出现较多的孔洞，这些孔洞正是裂纹扩展的开始，从而导致增材区的力学性能下降；图 5-5（f）为试样 6 的微观断口形貌，可以看出断口表面有大量的细小韧窝和少许解理面，所以试样 6 的断裂模式也为脆性+韧性的混合断裂，并且主要以韧性断裂为主，因为韧窝周围有较多撕裂棱，且无明显孔洞，所以塑性能力较好。

5.3 冲击性能分析

冲击韧性作为材料抗冲击能力的关键表征，于铝合金搅拌摩擦增材制造进程中极为关键。冲击性能直接关乎材料在瞬间高速冲击载荷作用下的响应，决定了铝合金 FSAM 部件能否在汽车碰撞事故、机械装备受到意外撞击等极端情况下，有效吸收冲击能量、抵抗变形与断裂，从而保障整体结构的安全性与可靠性。

5.3.1 冲击试验结果

冲击韧性试验相关参数如表 5-1 所示。

表 5-1 冲击韧性试验相关参数

冲击能量	摆锤力矩	摆锤预扬角	摆锤旋转中心致试样 中心距离	冲击速度
0~300 J	160.7695 N·m	150°	750 mm	5.2 m/s

冲击韧性试验机上摆锤对试样所作功的数值是按下面公式计算的：

$$AK = M(\cos\beta - \cos\alpha) \quad (5-1)$$

式中： M ——摆锤力矩（N·m）

α ——冲击前摆锤扬角（°）

β ——冲断试样后摆锤的升起角（°）

对带有切槽的试样而言，因其断口截面积往往小于标准值（100 mm²），导致直接读取的度盘数值无法准确反映材料的单位韧性指标。为了获得准确的 ak 值，必须将试验测得的数据除以试样在缺口位置的实际断裂面积 F 。这种计算方法能够有效消除试样几何尺寸带来的误差，从而获得更为可靠的材料韧性评估结果。即：

$$ak = \frac{AK}{F} \quad (5-2)$$

因为本文所使用的是标准试样，所以 $F=0.8 \text{ cm}^2$ 。

接头的冲击韧性受到晶粒大小、位错密度和缺陷的影响。晶粒越细小、位错

密度越大、缺陷越小，裂纹扩展时消耗的能量越多，从而提高冲击韧性。表 5-2 所示为各参数下冲击试验结果。

表 5-2 各参数下冲击试验结果

试样	冲击能量 (J)		冲击韧性 (J/cm^2)
	三次测试	平均值	
母材	18.50、17.65、18.50	18.22	22.78
试样 1	30.53、34.53、32.52	32.53	40.66
试样 2	26.18、24.77、25.71	25.55	31.94
试样 3	25.24、25.24、24.30	24.93	31.16
试样 4	32.52、33.02、33.02	32.85	41.06
试样 5	23.84、24.30、23.84	23.99	29.99
试样 6	28.10、24.77、27.62	26.83	33.54
试样 7	33.52、35.55、33.52	34.20	42.75
试样 8	30.04、32.52、33.52	32.02	40.03
试样 9	27.14、29.07、30.53	28.91	36.14

可以看出 FSAM 试样的冲击韧性都要高于母材,这是因为在 FSAM 过程中,在搅拌头的强力搅拌下,焊核区的晶粒被打碎,并在热输入作用下发生动态再结晶,形成细小的等轴晶粒,晶界和位错密度增加。冲击试验中,裂纹的形核与扩展需要大量能量,因此消耗的冲击能量较高。

在试样 7 参数下,即搅拌头旋转速度为 1000 rpm、前进速度为 150 mm/min 时冲击韧性最高,为 $42.75 \text{ J}/\text{cm}^2$,达到母材的 187.66%;而在试样 5 参数下,即搅拌头旋转速度为 900 rpm、前进速度为 200 mm/min 时冲击韧性最低,为 $29.99 \text{ J}/\text{cm}^2$,达到母材的 131.65%。

5.3.2 冲击断口形貌

如图 5-6 所示为 2024-T6 铝合金母材的冲击断口表面宏观形貌,一般可分为纤维区、放射区和剪切唇区三个区域。

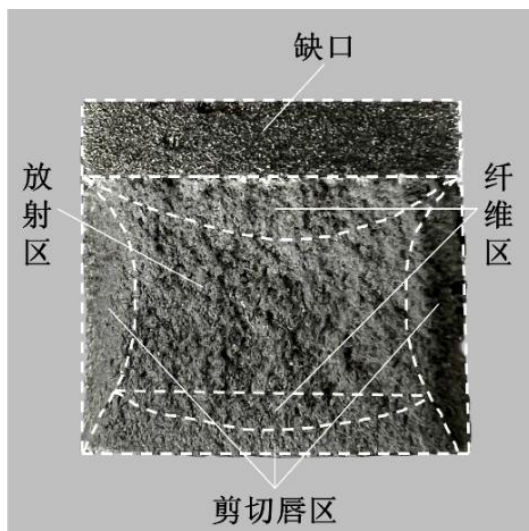
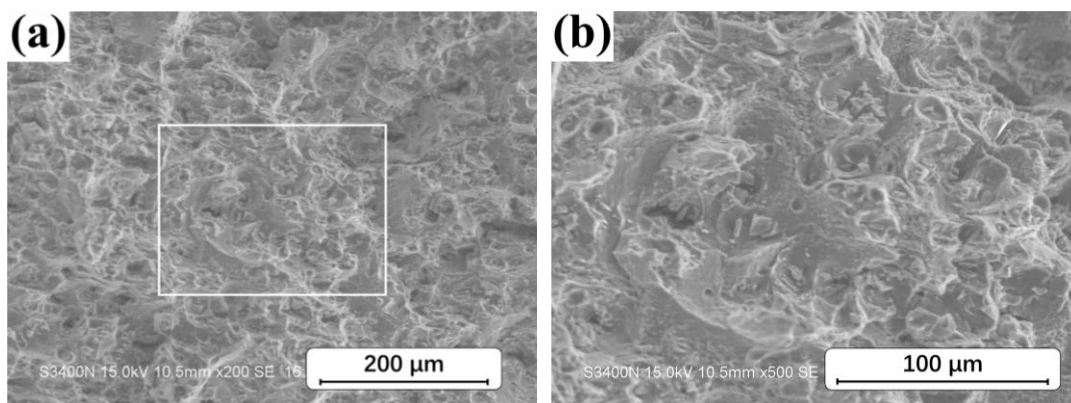


图 5-6 冲击试样断口表面宏观形貌

冲击断口的形成过程包含多个阶段,裂纹源形成后,在冲击载荷持续作用下,裂纹开始缓慢扩展,此阶段裂纹前端材料处于平面应力状态,发生较大塑性变形,形成纤维状的纤维区,因塑性变形耗能多而使裂纹扩展速度相对缓慢;随着裂纹扩展,应力强度因子增大,应力状态转变为平面应变状态,材料塑性变形受限,裂纹扩展速度急剧加快并沿特定方向形成放射状花样的放射区,此时以脆性断裂机制为主且耗能较少;当裂纹接近材料自由表面,应力状态再次改变,材料在剪切应力作用下沿约与拉伸应力方向成 45° 角的最大剪应力方向发生剪切变形,以剪切方式扩展形成表面光滑的剪切唇区,直至最终完全断裂。

如图 5-6 所示为冲击试验断口表面微观形貌。



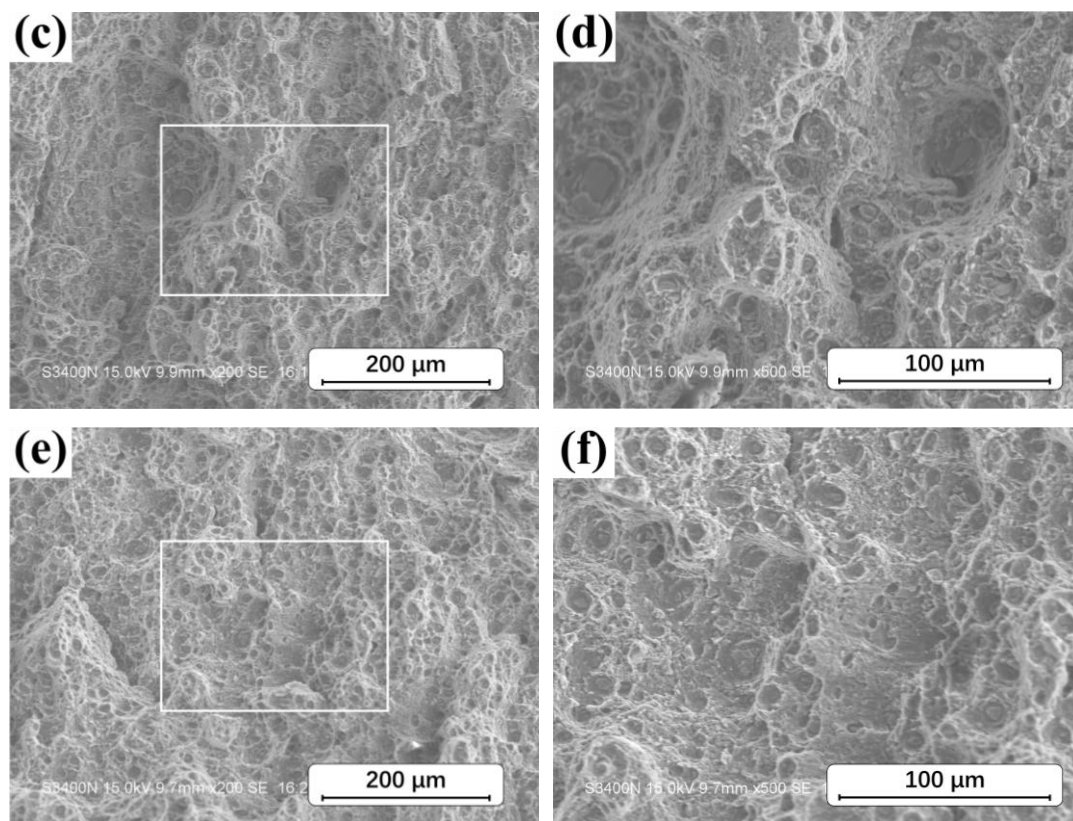


图 5-6 冲击试样断口表面微观形貌

(a) (b) 母材；(c) (d) 试样 5；(e) (f) 试样 7

其中图 5-6 (a)、(b) 为母材的断口形貌，可以看出断口表面有大量解离面出现，存在少量韧窝，可以判断母材冲击断裂的方式为脆性+韧性的混合断裂，且以脆性断裂为主；图 5-6 (c)、(d) 为试样 5 的断口形貌，可以看出断口表面有许多大而深的韧窝出现，且分布不均匀，冲击韧性较差；图 5-6 (e)、(f) 为试样 7 的断口形貌，形态分析表明，试样断面上存在大量尺寸较大且深度不一的韧窝，这些韧窝呈现明显的非均匀分布特征。这种断裂形貌反映出材料在冲击载荷作用下表现出较差的抗断裂能力。通过对断口形貌特征的观察，可以发现材料在冲击过程中未能形成均匀的塑性变形，这是导致其冲击韧性指标偏低的主要原因。试样 5 和试样 7 的断裂方式主要为韧性断裂。

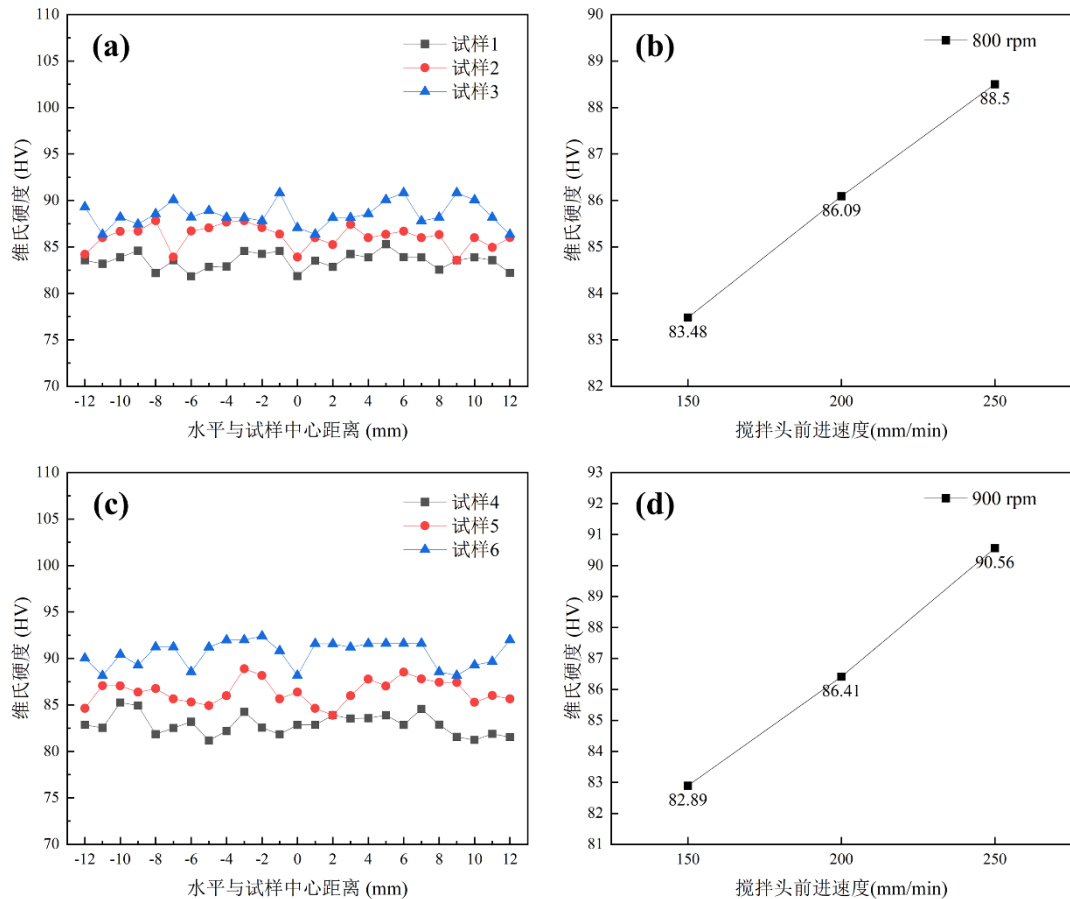
5.4 显微硬度分析

显微硬度作为铝合金 FSAM 领域关键的材料微观力学性能表征参数意义重大。它与材料的晶粒尺寸、相组成、位错密度等微观因素密切相关。研究铝合金 FSAM 过程中的显微硬度变化规律，对于深入理解该工艺下材料的性能演变机制、优化工艺参数以提高构件质量具有重要意义。

5.4.1 水平方向显微硬度

搅拌摩擦增材制造技术是基于搅拌摩擦连接的原理,经过搅拌摩擦连接加工的试样区域可分为焊核区、热机影响区、热影响区和母材区,焊核区位于连接区中心,经搅拌头搅拌最为充分,晶粒细化最佳,所以硬度值最高,而热机影响区和热影响区离搅拌针有一定距离导致搅拌不充分且受热循环的作用明显,微观组织中晶粒尺寸呈现增大趋势,这种组织演变直接导致了材料硬度的下降。具体表现为:焊核区和基材区域保持较高的硬度值,而热机械影响区和热影响区的硬度相对较低,所以显微硬度分布呈“W”形。而FSAM加工的增材区是由焊缝叠加而成,所以都是焊核区,因此增材区同一水平方向上的硬度值基本相同。

如图 5-7 所示为增材区截面中部水平方向显微硬度分布图,可以看出各试样下水平方向硬度值波动平缓较为稳定。



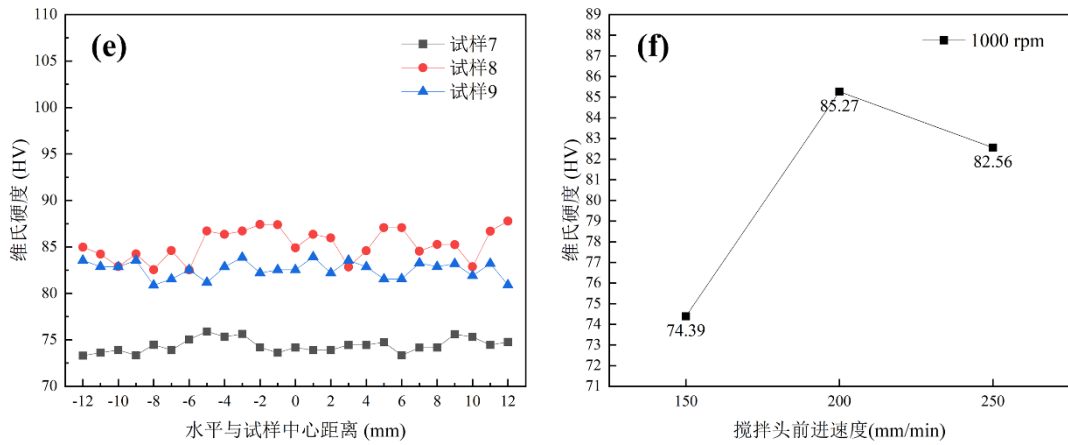


图 5-7 水平方向显微硬度分布图

(a) (b) 800 rpm; (c) (d) 900 rpm; (e) (f) 1000 rpm

其中, 试样 6 参数下, 即搅拌头旋转速度为 900 rpm、前进速度为 250 mm/min 时增材中部的平均硬度值最高, 为 90.56 HV, 达到母材 (119.01 HV) 的 76.09%, 试样 7 参数下, 即搅拌头旋转速度为 1000 rpm、前进速度为 150 mm/min 时增材中部的平均硬度值最低, 为 74.39 HV, 达到母材的 62.51%。

由图 5-7 (b) 和图 5-7 (d) 可知, 当搅拌头旋转速度为 800 rpm 和 900 rpm 时, 增材区中部的硬度值随搅拌头前进速度的增大而增大, 这是因为当搅拌头前进速度为 150 mm/min 时, 热输入过大导致晶粒粗化, 随着搅拌头前进速度的增加, 热输入减少晶粒粗化现象得到改善, 晶粒越细小硬度值越高; 由图 5-7 (f) 可知, 当搅拌头旋转速度为 1000 rpm 时, 硬度值随搅拌头前进速度的增大呈现先升高再下降的趋势, 这是因为当搅拌头前进速度达到 200 mm/min 时晶粒细化程度最佳, 硬度值最高, 但随着前进速度增大到 250 mm/min, 热输入减少, 晶粒细化程度变差, 导致硬度值降低。

5.4.2 竖直方向显微硬度

如图 5-8 所示为增材区截面竖直方向显微硬度分布图。

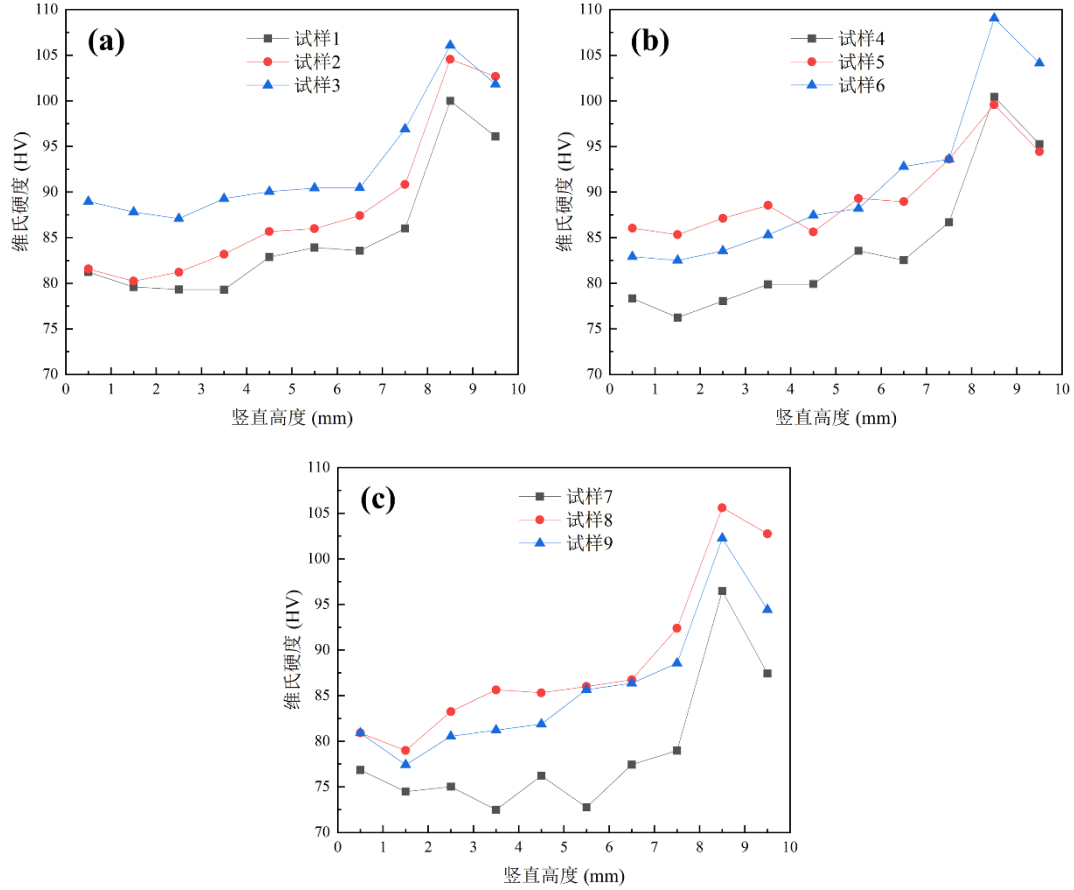


图 5-8 竖直方向显微硬度分布图

(a) 800 rpm; (b) 900 rpm; (c) 1000 rpm

可以发现，硬度数值随堆积层数增加而呈现出上升趋势。这种现象主要与材料在加工过程中经历的热循环次数有关：在多层增材制备过程中，除了当前堆积的新板材层外，下方各层都会在加工时受到摩擦热效应的影响。越靠近底部的板材层经受的热循环次数越多，其硬度相对较低；反之，顶层板材仅经历一次摩擦加热，因此硬度达到最高值。同时，观测到所有试样的末端测量点的硬度均出现一定程度的回落，这主要归因于增材截面的最高区域受到了搅拌头轴肩的强烈挤压作用，过大的热输入量导致了该区域硬度的小幅下降。其中，试样 6 的增材顶部硬度值最高，为 109.05 HV，达到母材（119.01 HV）的 91.63%，试样 7 的增材底部硬度值最低，为 72.49 HV，仅达到母材的 60.91%。

5.5 本章小结

本章主要对 2024-T6 铝合金 FSAM 加工后试样增材区的力学性能进行分析，得出以下结论：

(1) 在拉伸试验中，整体 FSAM 试样的抗拉强度都能达到母材的 76% 以上。

在试样 6 参数下抗拉强度最高，为 380.75 MPa，达到母材的 85.33%，断后伸长率也最高，为 19.1%；而在试样 1 参数下抗拉强度最低，为 342.88 MPa，断后伸长率也仅为 15.6%。当搅拌头前进速度为 250 mm/min 时，抗拉强度和断后伸长率随着旋转速度的增加先增大后减小；在旋转速度为 1000 rpm 时，前进速度的增加也导致抗拉强度和断后伸长长的先增大后减小。母材的断裂模式主要为脆性断裂，FSAM 试样的断裂模式为脆性+韧性的混合断裂。

(2) 在冲击试验中，FSAM 试样的冲击韧性都要高于母材。在试样 7 参数下冲击韧性最高，为 42.75 J/cm²，达到母材的 187.66%；而在试样 5 参数下冲击韧性最低，为 29.99 J/cm²，达到母材的 131.65%。母材冲击断裂的方式为脆性+韧性的混合断裂，且以脆性断裂为主，FSAM 的断裂方式主要为韧性断裂。

(3) 在显微硬度试验中，水平方向硬度值波动平缓较为稳定，试样 6 增材中部的平均硬度值最高，为 90.56 HV，达到母材的 76.09%，试样 7 增材中部的平均硬度值最低，为 74.39 HV，达到母材的 62.51%。竖直方向上可以看出随着增材层数的增高，硬度值逐渐增大，试样 6 的增材顶部硬度值最高，为 109.05 HV，达到母材的 91.63%，试样 7 的增材底部硬度值最低，为 72.49 HV，仅达到母材的 60.91%。

第 6 章 FSAM 增材区耐磨性能和耐腐蚀性能分析

6.1 引言

随着 FSAM 技术应用范围的扩展，特别是在恶劣环境下的实际应用，其所使用的材料和构件面临着磨损和腐蚀环境下的挑战。摩擦磨损性能和耐腐蚀性能不仅会直接影响到制造部件的性能和寿命，还可能导致设备损坏和生产效率下降。本章节旨在系统研究 FSAM 中材料在摩擦磨损试验和耐腐蚀试验下的行为和响应机制，探讨搅拌摩擦增材制造参数对摩擦磨损和腐蚀行为的影响。通过这些深入研究，为提高 FSAM 的质量、延长材料使用寿命以及推动其在更广泛应用中的可靠性提供理论和实践上的指导。

6.2 摩擦磨损性能分析

摩擦磨损是指两个相对运动的表面之间由于摩擦力的作用而产生的材料损失。直接关系到铝合金 FSAM 部件的使用寿命、工作效率以及可靠性，因此，了解和控制摩擦磨损是一项重要的工程任务。直接关系到铝合金 FSAM 部件的使用寿命、工作效率以及可靠性。在航空发动机的叶片、汽车发动机的活塞等部件中，摩擦磨损会导致表面损伤、尺寸精度下降和功能失效等问题，进而影响整个系统的正常运行。因此，为了研究摩擦磨损的机理和规律，需要进行摩擦磨损试验，以模拟实际工作条件下的摩擦磨损过程，并对试验结果进行检测和分析。

6.2.1 摩擦系数和磨损量

摩擦磨损曲线是描述材料在摩擦过程中磨损量（或摩擦系数）随时间、滑动距离或循环次数变化的图形化表征工具。其核心在于揭示磨损行为的动态演变规律，为材料性能评估和工况优化提供关键数据支撑。

图 6-1 为各参数下摩擦磨损曲线图，在不同试验参数下测得的摩擦磨损曲线呈现出以下特征：通过对比分析可以发现，FSAM 加工试样与其原始母材的磨损性能曲线在变化趋势上具有较高的一致性。

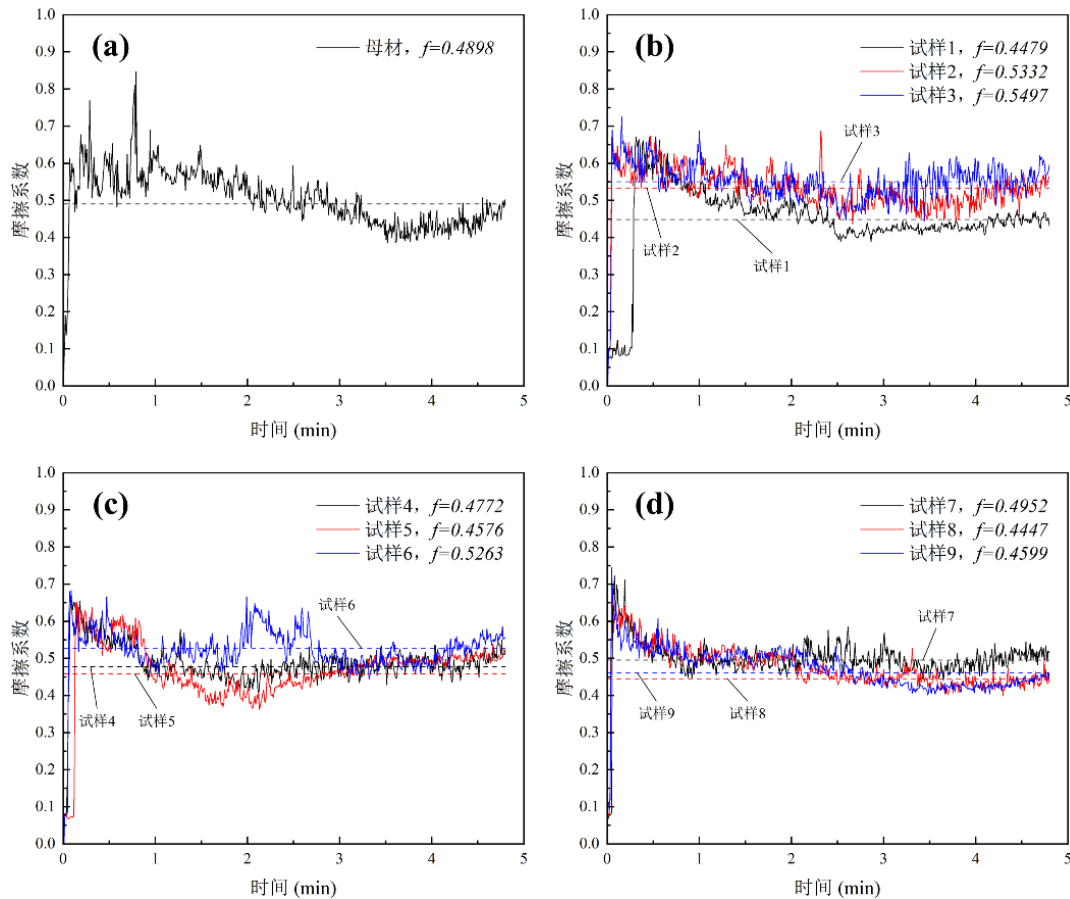


图 6-1 各参数下摩擦磨损曲线

(a) 母材; (b) 800 rpm; (c) 900 rpm; (d) 1000 rpm

试验的初始阶段, 由于对磨材料与摩擦面尚未充分接触, 实际接触区域较小, 因此摩擦系数处于较低水平。随着试样的旋转运动, 接触面积逐渐扩展, 磨损程度加剧, 摩擦热随之上升, 促使摩擦系数迅速攀升, 这一时期摩擦系数的变化较为剧烈, 即处于不稳定阶段。随着时间的推移, 磨损进程逐渐趋缓, 摩擦界面形态有所优化。磨损过程中产生的微小颗粒开始在摩擦界面的微观凹陷中沉积, 这些颗粒在一定程度上发挥了润滑效应, 减少了界面间的直接摩擦, 进而使得摩擦阻力下降。随着颗粒的持续积聚, 其润滑作用不断增强, 摩擦系数趋于平稳, 最终维持在一个较为恒定的数值范围内。因此, 随着试验的进行, 其摩擦系数会降低^[74]。

在摩擦磨损试验中, 磨损量是定量表征材料在摩擦过程中因机械作用导致的表面物质损失程度的核心参数。通过精密仪器测量出磨损前后试样的重量进行对比分析。表 6-1 展示了在不同试验参数下, 摩擦磨损试验前后各样品的磨损量对比数据。

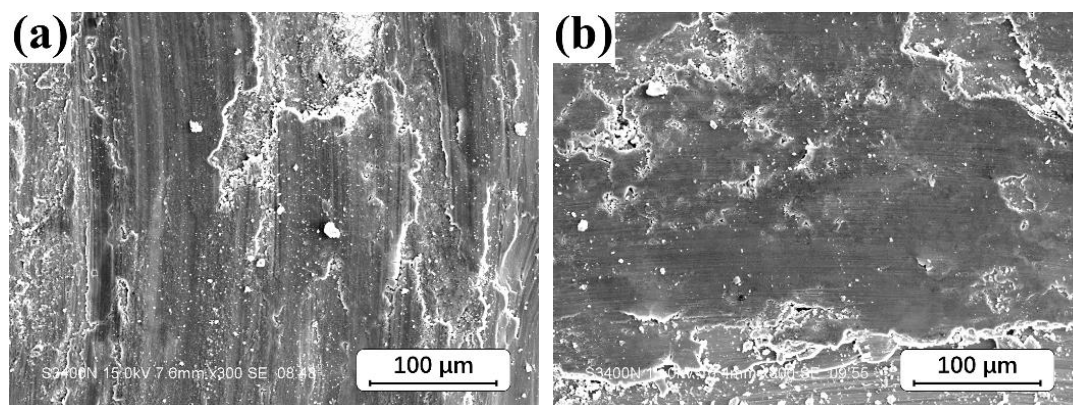
表 6-1 各参数下摩擦磨损试验前后磨损量

试样	磨损前/mg	磨损后/mg	磨损量/mg
母材	8495.90	8495.01	0.89
试样 1	8174.40	8174.20	0.20
试样 2	8099.73	8099.41	0.32
试样 3	8234.84	8234.56	0.28
试样 4	8209.63	8209.40	0.23
试样 5	8172.19	8172.07	0.12
试样 6	8244.15	8243.86	0.29
试样 7	8225.45	8225.23	0.22
试样 8	8274.62	8274.33	0.29
试样 9	8186.82	8186.53	0.29

通过对比分析可以发现，在相同实验条件下，母材的磨损量显著高于各类 FSAM 试样，其中母材的平均磨损量达到 0.89 mg，而 FSAM 试样的磨损量均低于 0.33 mg，最小仅为 0.12 mg，说明 FSAM 试样的耐磨性能具有较好的稳定性。进一步结合图 6-1 中的摩擦磨损曲线分析，可以发现 FSAM 试样在整个试验过程中表现出较低的摩擦系数和更小的磨损量。这表明，与母材相比，FSAM 试样整体上具备更优越的耐磨性能。FSAM 试样的耐磨性优势可能得益于其表面组织结构的改性或者材料组成的优化，这有利于提高材料的表面硬度和抗磨性能。

6.2.2 磨损表面形貌

为进一步探究母材与试样的摩擦磨损特性，对其磨损表面微观形貌进行了观察，如图 6-2 所示。



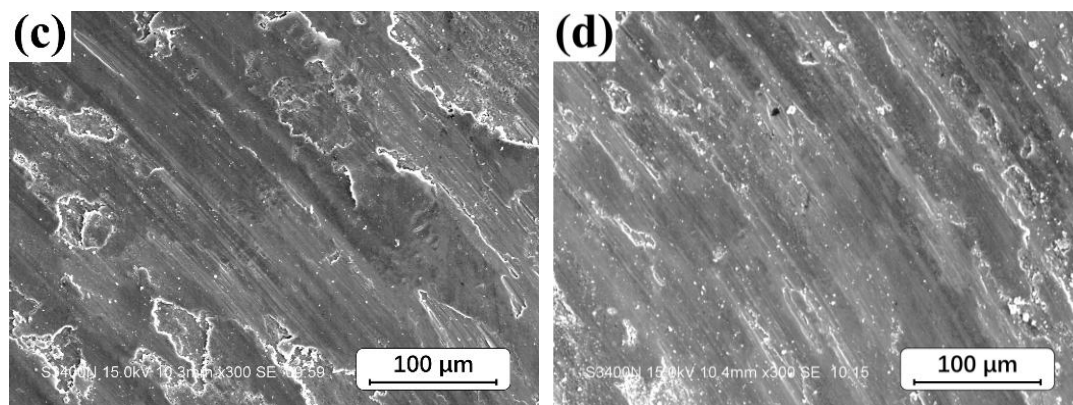


图 6-2 摩擦磨损试样磨损表面微观形貌

(a) 母材; (b) 试样 2; (c) 试样 3; (d) 试样 5

可以看出,试样的磨损表面存在明显的犁沟和粘着坑。在磨损过程中, GCr15 钢球表面微凸体的切削作用会引起磨粒磨损,进而在表面形成犁沟。在载荷作用下,接触点发生塑性变形,导致金属表面直接接触并产生粘着,当摩擦表面发生相对滑动时,粘着点在切应力作用下变形直至断裂,造成接触表面的损伤破坏形成粘着坑,如果粘着点的强度高于摩擦副中较软材料的剪切强度,破坏将发生在软材料表层内,导致软材料转移到硬材料表面,这表现为粘着磨损。

整体来看,母材的磨损情况明显比 FSAM 试样要严重,其表面有着较深的犁沟,并且有大面积粘着坑产生,这也证明了前面所说母材的耐磨性比 FSAM 试样要差。另外,试样 2 和试样 3 表面的粘着磨损要比试样 5 要严重一些,则它们的耐磨性要更差一些,而试样 5 的磨损表面只有少量的粘着坑,且磨痕表面较为平坦,所以耐磨性要更好。

6.3 电化学腐蚀分析

铝合金搅拌摩擦增材制造技术在船舶领域应用较为广泛,而铝合金在潮湿大气环境和水环境中的腐蚀本质都是电化学腐蚀。因此,应用电化学腐蚀试验来研究铝合金的腐蚀行为及机理是具有一定合理性的,可以有效评估其在实际工程应用中的耐腐蚀性能。这些研究成果不仅有助于揭示搅拌摩擦增材制造过程对铝合金电化学腐蚀性能的影响机制,还为优化试验参数和材料选择提供科学依据,进一步推动铝合金搅拌摩擦增材制造技术的应用和发展。

6.3.1 试验原理

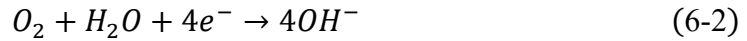
2024 铝合金的电化学腐蚀原理主要涉及金属与电解质之间的电化学反应,导致金属表面的溶解和破坏。在这种腐蚀过程中,铝合金表面形成了一个微小的

原电池，其中一部分表面成为阳极（电子流出），另一部分成为阴极（电子流入）。这种电位差导致电流在金属内部流动，从而加速了腐蚀过程。

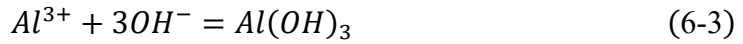
阳极反应：在铝合金的阳极区域，铝原子失去电子，形成铝离子。这个过程促进了铝的溶解，因为铝原子被氧化。阳极反应可以表示为：



阴极反应：在阴极区域，通常是由于氧气的还原反应，氧气获得电子形成氢氧根离子，这有助于维持原电池的电流流动。阴极反应可以表示为：



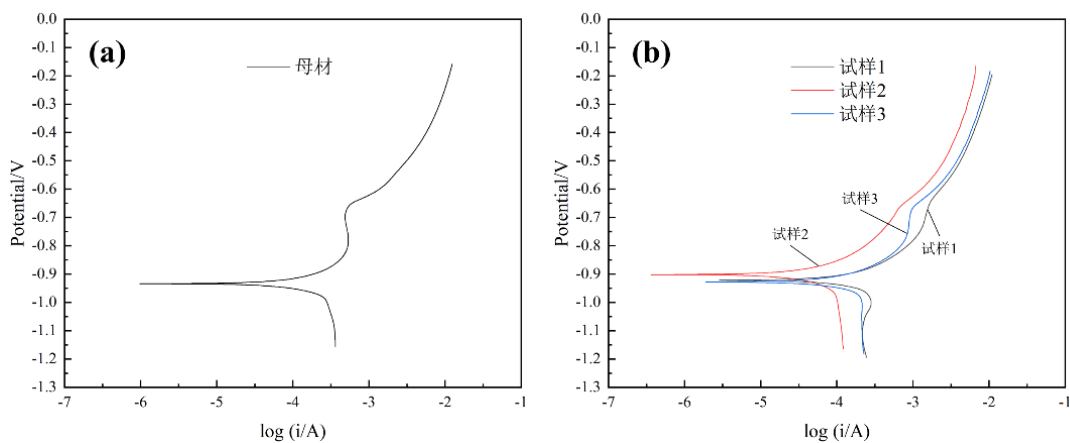
在电化学反应中，2024 铝合金阳极生成的铝离子与阴极生成的氢氧根离子结合，形成氢氧化铝，表示为：



这些产物在电极表面沉积，形成腐蚀膜。随着电极反应的进行，氢氧化铝逐渐析出。腐蚀膜的形成会阻碍电子和离子的传输，导致电极反应速率降低，腐蚀电流趋于稳定。

6.3.2 极化曲线

极化曲线是电化学腐蚀研究中用于表征金属或材料在电解液中腐蚀行为的关键工具。它通过描述电极电位与电流密度之间的关系，揭示材料的腐蚀动力学特征、耐蚀性能及反应机制。图 6-3 为各参数下电化学腐蚀的极化曲线，可以看出母材与各试样的曲线变化大致相似，自腐蚀电位相差不大。



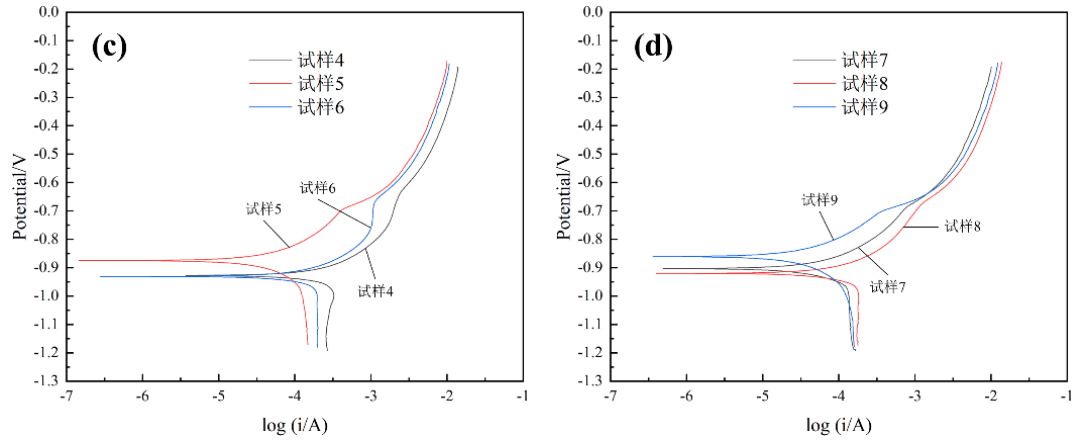


图 6-3 各参数下电化学腐蚀的极化曲线

(a) 母材; (b) 800 rpm; (c) 900 rpm; (d) 1000 rpm

金属的耐腐蚀性能与其腐蚀电位值密切相关。当金属表面呈现较高电极电位时，其抗腐蚀防护效能显著增强。但需注意的是，外部处理工艺（如酸洗过程、氧化反应等）会引发电位值下降，从而削弱材料的抗侵蚀性能。在电化学评价体系中，腐蚀电流密度作为单位表面积承载的电流强度参数，已成为表征金属耐蚀程度的核心量化指标。腐蚀电流密度越大，金属的腐蚀速度就越快；反之，腐蚀电流密度越小，则对金属的保护效果越好。总体而言，自腐蚀电位越高，腐蚀倾向越小，腐蚀电流密度越低，耐腐蚀性越好。如表 6-2 所示为各参数下极化曲线的拟合参数。

表 6-2 各参数下极化曲线的拟合参数

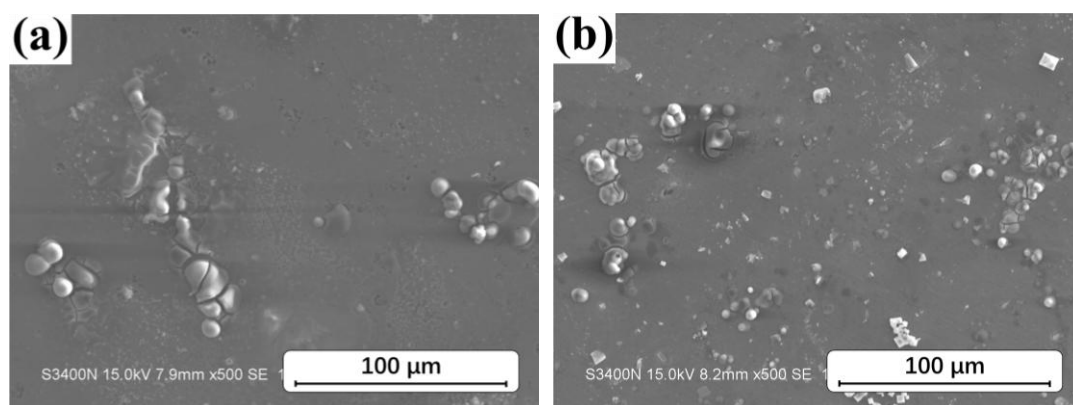
试样	自腐蚀电位 E_{corr}/V	腐蚀电流密度 $i_{\text{corr}}/(\text{A}\cdot\text{cm}^{-2})$
母材	-0.934	6.724×10^{-4}
试样 1	-0.921	5.515×10^{-4}
试样 2	-0.902	1.465×10^{-4}
试样 3	-0.928	5.010×10^{-4}
试样 4	-0.928	7.624×10^{-4}
试样 5	-0.875	1.045×10^{-4}
试样 6	-0.931	5.489×10^{-4}
试样 7	-0.903	1.595×10^{-4}
试样 8	-0.920	3.797×10^{-4}
试样 9	-0.861	6.431×10^{-5}

通过对实验数据进行系统分析可以发现, 经过 FSAM 工艺处理的所有试样均展现出明显的电化学性能提升, 其自腐蚀电位值普遍高于原始母材。就腐蚀电流密度而言, 除 4 号试样外的其他 FSAM 试样均低于母材, 因为较低的自腐蚀电流密度值则对应较低的腐蚀速率, 因此, FSAM 试样发生腐蚀的倾向最低且当腐蚀发生后腐蚀速度最慢, 即 FSAM 试样的耐腐蚀性比母材要好, 表明其抗腐蚀性能得到显著改善。这一结果说明, FSAM 工艺处理后在提升材料耐腐蚀性方面具有明显优势, 这是由于在整个结构增材制造过程中的热循环效应, 在逐层增材制造过程中, 材料经历了多次的搅拌摩擦加热和冷却过程, 这种循环热作用促进了增材区域的晶粒细化, 从而提高了电化学腐蚀性能。

自腐蚀电位越高, 腐蚀电流密度越低, 表明材料的电化学性能越好。在试样 9 参数下, 即搅拌头旋转速度为 1000 rpm, 前进速度为 250 mm/min 时, 自腐蚀电位最高, 为 -0.861 V, 腐蚀电流密度最低, 为 $6.431 \times 10^{-5} \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$, 电化学腐蚀性能最佳; 在试样 4 参数下, 即搅拌头旋转速度为 900 rpm, 前进速度为 150 mm/min 时, 自腐蚀电位较低, 为 -0.928 V, 腐蚀电流密度最高, 为 $7.624 \times 10^{-4} \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$, 电化学腐蚀性能最差。

6.3.3 电化学腐蚀形貌

电化学腐蚀形貌特征直接反映了腐蚀的类型、机制及严重程度, 是分析材料耐蚀性和失效原因的重要依据。如图 6-4 所示为电化学试样腐蚀表面微观形貌, 电化学腐蚀主要以点蚀和晶间腐蚀为主。



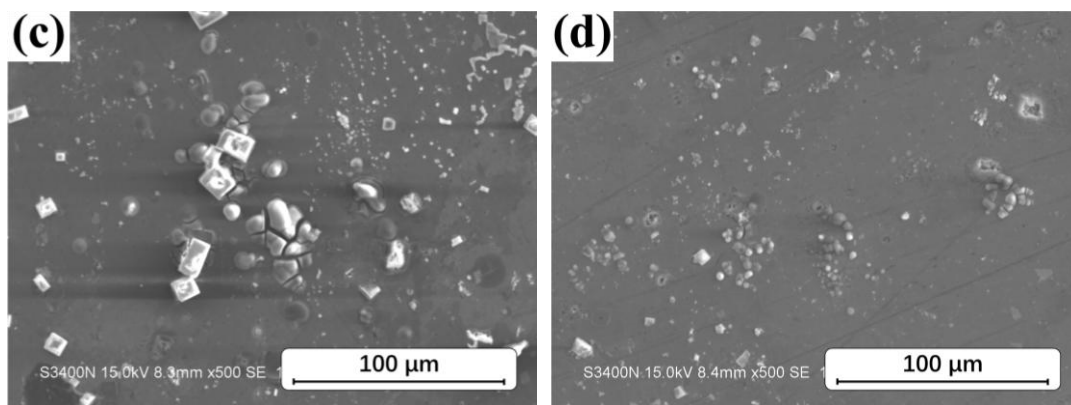


图 6-4 电化学试样腐蚀表面微观形貌

(a) 母材; (b) 试样 4; (c) 试样 6; (d) 试样 9

可以看出, 各试样表面都有不同程度的腐蚀, 腐蚀后表面会出现许多小的孔洞, 通常呈随机分布, 这是因为 2024 铝合金中存在铜富集区 (如 Al-Cu 析出相, 主要是 S 相 (Al_2CuMg)), 这些区域在电化学反应中形成微电池, 铜成为阴极, 铝基体成为阳极, 铝基体更易溶解; 此外, 电化学腐蚀会沿晶界扩展, 可能导致材料内部产生裂纹, 这是因为晶界处的析出相 (如 Al_2Cu 或 Mg_2Si) 和基体间存在电位差, 晶界附近的铝更易被溶解。

其中母材、试样 4 和试样 6 表面局部出现白色或灰色的腐蚀产物且有开裂现象, 主要为氧化铝或氢氧化铝, 这是因为铝在电解液中溶解后, 与水或电解液中的离子反应形成稳定的腐蚀产物; 而试样 9 自腐蚀电位最高, 腐蚀电流密度最低, 腐蚀表面较其它试样相对光滑, 只有少量白点产生, 所以其电化学性能最佳。母材和试样 6 表面的腐蚀产物体积较大。

6.4 盐雾腐蚀分析

通过搅拌摩擦增材制造而成的铝合金构件在实际使用环境中的耐久性时, 盐雾腐蚀这一严峻挑战便不容回避。在海洋环境、沿海地区以及一些特定的工业场景中, 盐雾弥漫, 其中富含的氯化钠等盐分可通过多种方式侵蚀铝合金表面。因此, 深入探究铝合金搅拌摩擦增材制造在盐雾环境中的腐蚀机制、腐蚀动力学以及影响因素, 对于制定科学合理的防护措施、延长构件使用寿命、提高产品质量可靠性至关重要。

6.4.1 腐蚀动力学

本试验通过静态增重法计算出 2024-T6 铝合金母材与各参数下增材试样的平均腐蚀速率, 腐蚀速率计算公式如下:

$$v = \frac{m_1 - m_0}{S \times t} \quad (6-4)$$

式中： v ——腐蚀速率 ($\text{mg}/\text{cm}^2 \cdot \text{h}$)；

m_0 ——试样试验前质量 (mg)；

m_1 ——试样试验后质量 (mg)；

S ——试样腐蚀表面面积 (m^2)；

t ——试样腐蚀时间 (h)。

如表 6-3 所示为各参数下盐雾腐蚀静态增重结果。

表 6-3 各参数下盐雾腐蚀静态增重结果

试样	12 h 增重 m (mg)	12 h 腐蚀速率 v ($\text{mg} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$)	24 h 增重 m (mg)	24 h 腐蚀速率 v ($\text{mg} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$)
母材	0.37	308	0.59	246
试样 1	0.46	383	0.76	317
试样 2	0.35	292	1.05	438
试样 3	0.65	542	1.31	550
试样 4	0.56	467	1.13	471
试样 5	0.69	575	0.88	367
试样 6	0.49	408	1.46	608
试样 7	0.47	392	1.19	496
试样 8	0.36	300	1.26	525
试样 9	0.38	317	2.07	863

可以看出，24 h 腐蚀效果相比 12 h 来说效率更高。这是因为在腐蚀初期，铝合金表面形成的腐蚀产物（如氧化铝和氢氧化铝）堆积在基体表面，部分阻碍氯离子和其他腐蚀性介质的进一步侵蚀，这种堆积产物在一定时间内起到“屏障”作用，从而使腐蚀速率逐渐下降；当经过长时间腐蚀后，盐雾环境中的活性阴离子（如 Cl^- ）不断积累，一旦腐蚀产物脱落或被穿透，内部的铝合金基体将直接暴露在腐蚀性盐雾中，裸露的铝合金表面重新成为电化学腐蚀的活性区域，反应速率显著提高。

这些阴离子具有较强的化学活性和穿透能力，能够与表面腐蚀产物反应，导致堆积的腐蚀产物松散、脱落。在腐蚀过程中，初期腐蚀速率下降的趋势是由腐

蚀产物的保护作用导致的。随着时间推移,当腐蚀产物被破坏并失效,腐蚀速率会再次上升,形成一个“二次加速”的阶段。总体来看,不论是 12 h 还是 24 h 母材的腐蚀速率基本都要低于其它试样,这说明 FSAM 试样的盐雾腐蚀性能都要低于母材。

12 h 中,在试样 2 参数下,即搅拌头旋转速度为 800 rpm、前进速度为 200 mm/min 时腐蚀速率最低,为 $292 \text{ mg}/(\text{m}^2 \cdot \text{h})$,盐雾腐蚀性能最佳;在试样 5 参数下,即搅拌头旋转速度为 900 rpm、前进速度为 200 mm/min 时腐蚀速率最高,为 $575 \text{ mg}/(\text{m}^2 \cdot \text{h})$,盐雾腐蚀性能最差。24 h 中,在试样 1 参数下,即搅拌头旋转速度为 800 rpm、前进速度为 150 mm/min 时腐蚀速率最低,为 $317 \text{ mg}/(\text{m}^2 \cdot \text{h})$,盐雾腐蚀性能最佳;在试样 9 参数下,即搅拌头旋转速度为 1000 rpm、前进速度为 250 mm/min 时腐蚀速率最高,为 $863 \text{ mg}/(\text{m}^2 \cdot \text{h})$,盐雾腐蚀性能最差。

6.4.2 盐雾腐蚀形貌

如图 6-5 所示为盐雾试样腐蚀表面的宏观形貌图。

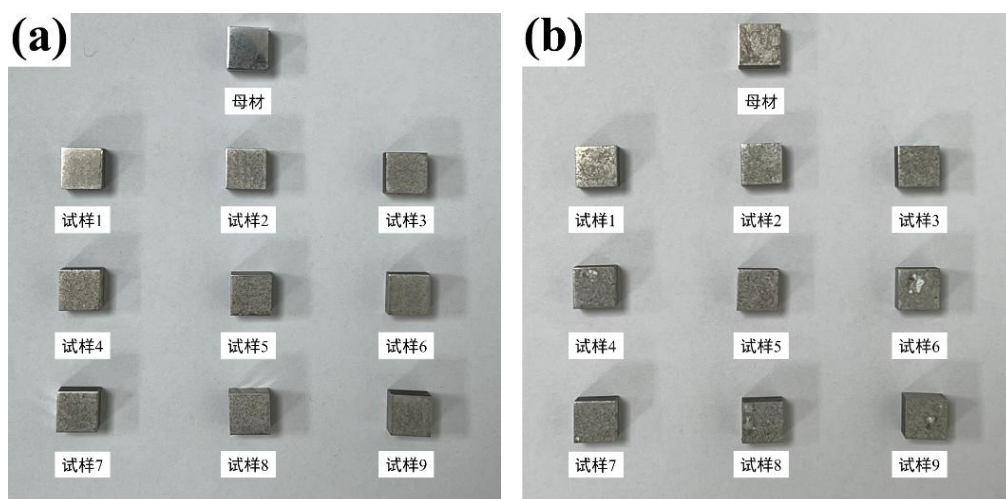


图 6-5 盐雾试样腐蚀表面宏观形貌

(a) 12 h; (b) 24 h

从腐蚀宏观形貌分析可以看出,12 h 与 24 h 腐蚀时间下的试样表面腐蚀程度差异并不显著。经过 12 h 腐蚀后,试样表面已形成一层较为致密的腐蚀产物膜,该膜层呈现均匀分布的特征,表面仅出现轻微的点蚀现象。而当腐蚀时间延长至 24 h 后,腐蚀产物的生成量明显增加,表面覆盖度有所提高,但产物分布仍保持相对均匀。另外,部分试样在 24 h 腐蚀后,其表面局部区域出现了白色絮状腐蚀产物的聚集现象,这可能是由于 Cl^- 的局部富集导致腐蚀微电池作用增强所致。通过对比观察发现,虽然 24 h 腐蚀试样的产物量较多,但两种时间条

件下的腐蚀形态均以均匀腐蚀为主，未出现明显的局部腐蚀加剧特征。

如图 6-6 所示为 12 h 盐雾试样腐蚀表面微观形貌。

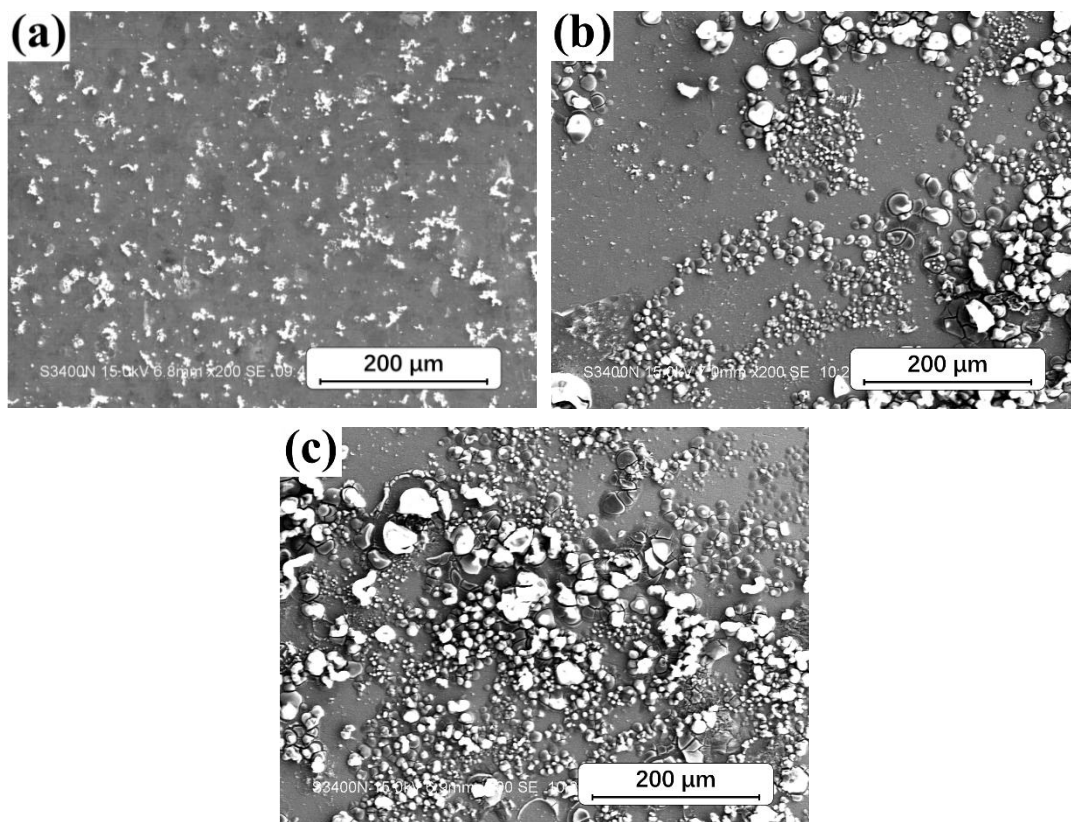


图 6-6 12 h 盐雾试样腐蚀表面微观形貌

(a) 母材；(b) 试样 2；(c) 试样 5

通过对比不同试样的盐雾腐蚀形貌可以看出，母材表现出最佳的耐腐蚀性能，其表面仅出现少量细小的白色斑点状腐蚀产物，且分布较为稀疏，表明其腐蚀程度明显轻于其他试样。

而在 FSAM 试样中，试样 2 和试样 5 均出现了不同程度的白色泡状腐蚀产物，但二者的腐蚀形貌存在明显差异。试样 2 的腐蚀产物主要呈局部聚集分布，尺寸相对较小，且部分区域仍保持较完整的表面状态，说明其腐蚀进程相对较慢。相比之下，试样 5 的腐蚀产物分布更为广泛，几乎覆盖整个试样表面，且部分区域腐蚀产物尺寸较大，甚至出现连片现象，表明其腐蚀程度更为严重。

结合腐蚀产物的分布特征分析，试样 2 的腐蚀产物主要集中在局部区域，而试样 5 则呈现全局性腐蚀，因此可以推断试样 2 的盐雾腐蚀性能优于试样 5。这种差异可能与 FSAM 加工过程中的工艺参数（如搅拌头旋转速度、前进速度等）或微观组织（如晶粒尺寸、第二相分布）有关，导致试样 5 的耐蚀性相对较差。

随着腐蚀时间的增加，试样表面的腐蚀程度也越来越严重，如图 6-7 所示为 24 h 盐雾试样腐蚀表面微观形貌。

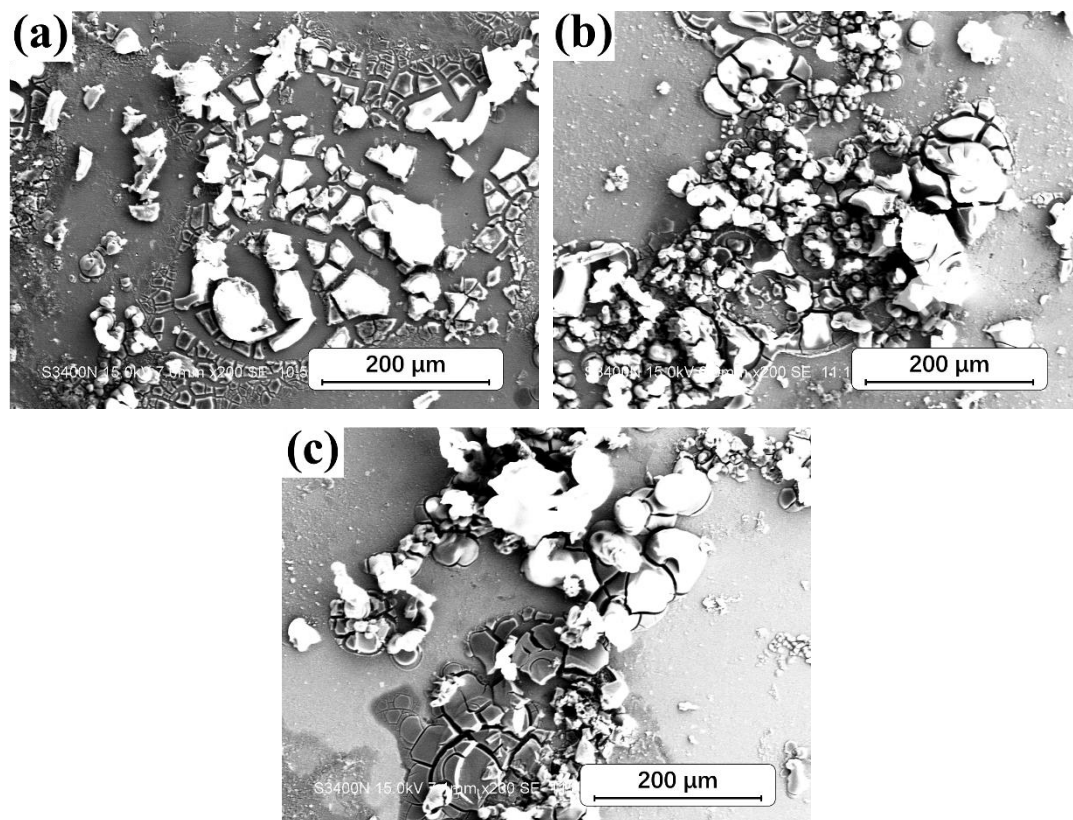


图 6-7 24 h 盐雾试样腐蚀表面微观形貌

(a) 母材；(b) 试样 1；(c) 试样 9

通过对比不同腐蚀时间下的试样形貌可以发现，相较于 12 h 的腐蚀状态，24 h 腐蚀后的试样表面腐蚀程度明显加剧。腐蚀产物的数量和尺寸均显著增加，表面出现大量白色絮状或颗粒状腐蚀产物，并形成连片的腐蚀区域。尤其是母材表面，除了腐蚀产物堆积外，还产生了密集的腐蚀坑，这些腐蚀坑边缘清晰，部分坑内可见明显的点蚀扩展特征。此外，腐蚀坑周边伴随有放射状微裂纹，裂纹沿晶界或应力集中区域延伸，表明腐蚀介质已向材料内部渗透，加速了局部腐蚀进程。

在 FSAM 试样中，腐蚀情况更为严重。试样 1 和试样 9 的表面均覆盖了大面积的腐蚀产物，部分区域甚至出现剥落现象，暴露出基体材料。与母材相比，FSAM 试样的腐蚀裂纹更加宽大且分布密集，部分裂纹呈网状扩展，表明其抗应力腐蚀开裂性能较差。这种差异可能与 FSAM 加工过程中引入的热机械影响区和动态再结晶区的微观组织不均匀性有关，导致局部耐蚀性下降。此外，试样 9

的腐蚀程度略高于试样 1，可能与其特定的工艺参数或微观缺陷（如气孔、未熔合等）相关。综合来看，FSAM 试样的耐盐雾腐蚀性能明显劣于母材。

6.5 本章小结

本章主要对 2024-T6 铝合金 FSAM 加工后试样增材区的那磨性能和耐腐蚀性能进行分析，得出以下结论：

（1）在摩擦磨损试验中，FSAM 试样与母材的摩擦磨损曲线变化规律大致相似，但是母材的磨损量要高于各 FSAM 试样，所以 FSAM 试样的耐磨性整体是要高于母材的。试样的磨损表面存在明显的犁沟和粘着坑，磨损方式主要为磨粒磨损和粘着磨损。试样 2 和试样 3 的耐磨性要更差一些，试样 5 的耐磨性要更好。

（2）在电化学腐蚀试验中，FSAM 试样比母材的电化学腐蚀性能要好，且电化学腐蚀主要以点蚀和晶间腐蚀为主。在试样 9 参数下，自腐蚀电位最高，为 -0.861 V ，腐蚀电流密度最低，为 $6.431 \times 10^{-5} \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$ ，电化学腐蚀性能最佳；在试样 4 参数下，自腐蚀电位较低，为 -0.928 V ，腐蚀电流密度最高，为 $7.624 \times 10^{-4} \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$ ，电化学腐蚀性能最差。

（3）在盐雾腐蚀试验中，24 h 腐蚀效果相比 12 h 来说效率更高，并且不论是 12 h 还是 24 h 母材的盐雾腐蚀速率基本都要低于 FSAM 试样，这说明 FSAM 试样的盐雾腐蚀性能都要低于母材。在 12 h 下试样 2 的盐雾腐蚀性能最佳，试样 5 的最差；24 h 下试样 1 的盐雾腐蚀性能最佳，试样 9 的最差。

第 7 章 总结与展望

7.1 总结

本论文主要围绕 2024-T6 铝合金 FSAM 技术开展了系统的试验和分析工作。通过研究工艺参数对增材件成形质量的影响,优化了其相关参数,得到了成形良好无缺陷的增材试样,并对 FSAM 试样增材区的显微组织和相关性能进行了分析研究,得出了以下结论:

(1) 通过工艺参数优化与缺陷分析,确立了增材轨迹为圆形轨迹,并且在搅拌头轴肩下压量为 0.2 mm、轨迹偏移距离为 4 mm、搅拌头旋转速度 800~1000 rpm、搅拌头前进速度 150~250 mm/min 下,增材区成形良好无缺陷。

(2) 观察 2024-T6 铝合金母材的晶粒形状沿轧制方向呈不规则条带状分布,而观察 FSAM 试样增材区的微观组织,发现其晶粒发生了动态再结晶,并且增材顶部、中部和底部三个区域呈明显的等轴晶粒,沿增材厚度方向由下至上晶粒尺寸逐渐减小。当搅拌头旋转速度为 800~1000 rpm、前进速度为 150~250 mm/min 时,随着搅拌头旋转速度或前进速度的增大,组织晶粒质量都呈现出先减小后增大的趋势。

(3) 在拉伸试验中,FSAM 试样的抗拉强度都能达到母材的 76%以上,并且在搅拌头旋转速度为 900 rpm、前进速度为 250 mm/min 的参数下抗拉强度最高,为 380.75 MPa,达到母材的 85.33%,当搅拌头前进速度为 150 mm/min 时,抗拉强度和断后伸长率随着搅拌头旋转速度的增加呈现出先增大后减小的趋势,当搅拌头旋转速度为 800 rpm 时,抗拉强度和断后伸长率随着搅拌头前进速度的增加呈现出逐步增大的趋势,FSAM 试样断裂模式为脆性+韧性的混合断裂;在冲击试验中,FSAM 试样的冲击韧性值都要高于母材,并且当搅拌头旋转速度为 1000 rpm、前进速度为 150 mm/min 时冲击韧性最高,为 42.75 J/cm²,达到母材的 187.66%,FSAM 试样断裂方式主要为韧性断裂;在显微硬度试验中,水平方向硬度值分布波动较小,而在竖直方向上,硬度值大小随着增材层数的增加呈现逐渐增大的趋势,并且当搅拌头旋转速度为 900 rpm、前进速度为 250 mm/min 时增材中部的平均硬度值最高,为 90.56 HV,达到母材的 76.09%,同时增材顶部

硬度值也最高，为 109.05 HV，达到母材的 91.63%。

(4) 在摩擦磨损试验中，FSAM 试样的耐磨性整体是要高于母材的，它们的摩擦磨损曲线变化规律大致相似，首先是剧烈磨损，然后随着时间增加摩擦系数逐渐降低，最后趋于平稳的状态，FSAM 试样表面的磨损方式为粘着磨损；在电化学腐蚀试验中，FSAM 试样比母材的电化学腐蚀性能要好，并且当搅拌头旋转速度为 1000 rpm，前进速度为 250 mm/min 时，自腐蚀电位最高，为 -0.861 V，腐蚀电流密度最低，为 $6.431 \times 10^{-5} \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$ ，电化学腐蚀性能最佳，电化学试样腐蚀模式以点蚀和晶间腐蚀为主；在盐雾腐蚀试验中，不论是 12 h 还是 24 h，FSAM 试样的盐雾腐蚀性能都要低于母材，并且 24 h 腐蚀效率相比 12 h 来说效率更高，12 h 中，当搅拌头旋转速度为 800 rpm、前进速度为 200 mm/min 时腐蚀速率最低，为 $292 \text{ mg}/(\text{m}^2 \cdot \text{h})$ ，盐雾腐蚀性能最佳，24 h 中，当搅拌头旋转速度为 800 rpm、前进速度为 150 mm/min 时腐蚀速率最低，为 $317 \text{ mg}/(\text{m}^2 \cdot \text{h})$ ，盐雾腐蚀性能最佳，并且 24 h 盐雾腐蚀情况比 12 h 更严重。

7.2 展望

FSAM 技术具有广阔的应用前景，适用于难焊材料，具有低热输入、力学性能优异和高材料利用率等特点。经过本文的研究工作，对后续的 FSAM 技术提供了一定的基础，但仍存在一些不足之处：

(1) 由于时间和实验条件有限，后续为进一步探索铝合金 FSAM 的性能，可以增加几项试验，如压剪性能试验、疲劳试验以及晶间腐蚀试验。

(2) 在本研究中，FSAM 试样的抗拉强度均未超过母材，在后续研究中，可以对 FSAM 试样进行热处理，以此来提高其力学性能。

(3) 在后续研究中可以对 FSAM 的温度场进行模拟仿真实验，研究不同参数下的温度场变化特征，这对工艺参数的改进和成形质量的提高都有重要意义。

参考文献

- [1] Hu Z, Yuan S, Wang X, et al. Effect of post-weld heat treatment on the microstructure and plastic deformation behavior of friction stir welded 2024[J]. Materials Design, 2011, 32(10): 5055-5060.
- [2] Heinz A, Haszler A, Keidel C, et al. Recent development in aluminium alloys for aerospace applications[J]. Materials Science Engineering A, 2000, 280(1): 102-107.
- [3] 冯小军. 快速制造技术[M]. 机械工业出版社, 2004.
- [4] Meng X, Huang Y, Cao J, et al. Recent progress on control strategies for inherent issues in friction stir welding[J]. Progress in Materials Science, 2021, 115: 100706.
- [5] Choudhury S, Acharya U, Roy J, et al. Recent progress in solid-state additive manufacturing technique: Friction stir additive manufacturing[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering, 2023, 237(2): 467-491.
- [6] 王世杰, 王海东, 罗锋. 基于电弧的金属增材制造技术研究现状[J]. 金属加工(热加工), 2018, (01): 19-22.
- [7] Duda T, Raghavan L V. 3D metal printing technology[J]. IFAC-PapersOnLine, 2016, 49(29): 103-110.
- [8] 杨永强, 陈杰, 宋长辉, 等. 金属零件激光选区熔化技术的现状及进展[J]. 激光与光电子学进展, 2018, 55(01): 9-21.
- [9] 张永忠, 石力开, 章萍芝, 等. 基于金属粉末的激光快速成型技术新进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2000, (06): 361-365.
- [10] 何建斌, 许燕, 周建平, 等. 金属增材制造技术的研究进展[J]. 机床与液压, 2020, 48(02): 171-175.
- [11] 李怀学, 巩水利, 孙帆, 等. 金属零件激光增材制造技术的发展及应用[J].

- 航空制造技术, 2012, (20): 26-31.
- [12] 张格, 王建宏, 张浩. 金属粉末选区激光熔化球化现象研究[J]. 铸造技术, 2017, 38(02): 262-265.
- [13] 陈忠旭, 姚锡禹, 郭亮, 等. 基于激光的金属增材制造技术评述与展望[J]. 机电工程技术, 2017, 46(01): 7-13+2.
- [14] Yadroitsev I, Shishkovsky I, Bertrand P, et al. Manufacturing of fine-structured 3D porous filter elements by selective laser melting[J]. Applied Surface Science, 2009, 255(10): 5523-5527.
- [15] Zhang Y, Wu L, Guo X, et al. Additive manufacturing of metallic materials: a review[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2018, 27: 1-13.
- [16] Palcic I, Balazic M, Milfelner M, et al. Potential of Laser Engineered Net Shaping (LENS) Technology[J]. Materials and Manufacturing Processes, 2009, 24(7-8): 750-753.
- [17] 宋文清, 李晓光, 曲伸, 等. 金属增材制造技术在航空发动机中的应用展望[J]. 金属加工(热加工), 2016, (02): 44-46.
- [18] Krishna B V, Bose S, Bandyopadhyay A. Low stiffness porous Ti structures for load-bearing implants[J]. Acta biomaterialia, 2007, 3(6): 997-1006.
- [19] 颌芳霞, 何雪明, 吕彦明, 等. 生物医用多孔钛及钛合金激光快速成形研究进展[J]. 材料导报, 2016, 30(07): 109-114.
- [20] 杨全占, 魏彦鹏, 高鹏, 等. 金属增材制造技术及其专用材料研究进展[J]. 材料导报, 2016, 30(S1): 107-111+124.
- [21] 郭超, 张平平, 林峰. 电子束选区熔化增材制造技术研究进展[J]. 工业技术创新, 2017, 04(04): 6-14.
- [22] 汤慧萍, 王建, 逯圣路, 等. 电子束选区熔化成形技术研究进展[J]. 中国材料进展, 2015, 34(03): 225-235.
- [23] 黄春平, 黄硕文, 刘奋成. 金属材料增材制造技术[J]. 金属加工(热加工), 2016, (02): 34-38.

- [24] 梁静静, 杨彦红, 金涛, 等. 金属材料空间 3D 打印技术研究现状[J]. 载人航天, 2017, 23(05): 663-669.
- [25] Hafley R, Taminger K, Bird R. Electron beam freeform fabrication in the space environment[C]//45th AIAA Aerospace Sciences Meeting and Exhibit. 2007: 1154.
- [26] 陈国庆, 树西, 张秉刚, 等. 国内外电子束熔丝沉积增材制造技术发展现状[J]. 焊接学报, 2018, 39(08): 123-128+134.
- [27] Beaman J J, Barlow J W, Bourell D L, et al. Process methods[J]. Solid Freeform Fabrication: A New Direction in Manufacturing: with Research and Applications in Thermal Laser Processing, 1997: 23-49.
- [28] 熊俊. 多层单道 GMA 增材制造成形特性及熔敷尺寸控制[D]. 哈尔滨工业大学, 2014.
- [29] Spencer J D, Dickens P M, Wykes C M. Rapid prototyping of metal parts by three-dimensional welding[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, 1998, 212(3): 175-182.
- [30] Song Y A, Park S, Choi D, et al. 3D welding and milling: Part I—a direct approach for freeform fabrication of metallic prototypes[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2005, 45(9): 1057-1062.
- [31] Song Y A, Park S, Chae S W. 3D welding and milling: part II—optimization of the 3D welding process using an experimental design approach[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2005, 45(9): 1063-1069.
- [32] 孙哲, 吕耀辉, 徐滨士, 等. 基于 CMT 焊接快速成形工艺研究[J]. 装甲兵工程学院学报, 2014, 28(02): 85-88.
- [33] 刘一搏, 孙清洁, 姜云禄, 等. 基于冷金属过渡技术快速成形工艺[J]. 焊接学报, 2014, 35(07): 1-4+113.
- [34] 刘婷, 朱宇, 胡晓, 等. 超声增材制造在航空航天领域的应用进展[J]. 材料导报, 2023, 37(02): 140-147.
- [35] 邹胜科. 高强铝合金搅拌摩擦增材制造成形机理和工艺研究[D]. 北京理工

大学, 2016.

- [36] Fujii H T, Shimizu S, Sato Y S, et al. High-strain-rate deformation in ultrasonic additive manufacturing[J]. Scripta Materialia, 2017, 135: 125-129.
- [37] Fujii H T, Sriraman M R, Babu S S. Quantitative evaluation of bulk and interface microstructures in Al-3003 alloy builds made by very high power ultrasonic additive manufacturing[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2011, 42: 4045-4055.
- [38] Mishra R S, Ma Z Y. Friction stir welding and processing[J]. Materials science and engineering: R: reports, 2005, 50(1-2): 1-78.
- [39] 张华, 林三宝, 吴林, 等. 搅拌摩擦焊研究进展及前景展望[J]. 焊接学报, 2003, (03): 91-97.
- [40] 董春林, 栾国红, 关桥. 搅拌摩擦焊在航空航天工业的应用发展现状与前景[J]. 焊接, 2008, (11): 25-31+70.
- [41] GHARAVI F, MATORI A K, YUNUS R, et al. Corrosion evaluation of friction stir welded lap joints of AA6061-T6 aluminum alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(3): 684-696.
- [42] 侯俊良, 周博芳, 周友涛, 等. 工艺参数对异种铝合金搅拌摩擦焊接头组织与力学性能的影响[J]. 湖北汽车工业学院学报, 2023, 37(04): 70-75.
- [43] 张超, 周猛兵, 陶欣, 等. Zr-Sn-Nb-Cr-Fe 钎合金搅拌摩擦焊工艺及焊缝组织和性能[J]. 焊接学报, 2024, 45(01): 103-108+135.
- [44] Gupta S, Haridas R S, Agrawal P, et al. Influence of welding parameters on mechanical, microstructure, and corrosion behavior of friction stir welded Al 7017 alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 846: 143303.
- [45] 张香云, 雷朱坦, 耿家源, 等. AZ31/LA141 搅拌摩擦搭接焊工艺及性能研究[J]. 兵器材料科学与工程, 2024, 47(02): 24-29.
- [46] Lu H, Xu W, Wang H, et al. Microstructure evolution and its effect on the corrosion of dissimilar aluminum alloys friction stir welding joint[J]. Corrosion Science,

2023, 220: 111249.

- [47] Masoumi Khalilabad M, Zedan Y, Texier D, et al. Effect of heat treatments on microstructural and mechanical characteristics of dissimilar friction stir welded 2198/2024 aluminum alloys[J]. Journal of Adhesion Science and Technology, 2022, 36(3): 221-239.
- [48] 冯家铨, 宫文彪, 鞠川, 等. 2024 铝合金双轴肩搅拌摩擦焊接头热循环及组织特征[J]. 吉林大学学报(工学版), 2024, 54(11): 3184-3191.
- [49] 尹德猛, 李充, 姚肖洁, 等. 6082-T6 铝合金双轴肩搅拌摩擦焊接头成形及力学性能[J]. 焊接, 2023(06): 38-43.
- [50] 韩泽平, 曹丽杰. AA2195-AZ31B 搅拌摩擦焊温度与残余应力场的数值模拟[J]. 兵器材料科学与工程, 2024, 47(02): 164-170.
- [51] 贺巍亮, 王伟, 李华芳, 等. 旋转速度对静止轴肩搅拌摩擦焊温度场和应力场的影响[J]. 电焊机, 2024, 54(01): 86-94.
- [52] Liu Q, Li W, Zhu L, et al. Temperature-dependent friction coefficient and its effect on modeling friction stir welding for aluminum alloys[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2022, 84: 1054-1063.
- [53] Meng X, Huang Y, Cao J, et al. Recent progress on control strategies for inherent issues in friction stir welding[J]. Progress in Materials Science, 2021, 115: 100706.
- [54] Sandeep R ,Manu S ,Mohan P P , et al.Metal additive manufacturing using friction stir engineering: A review on microstructural evolution, tooling and design strategies[J]. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, 2021, 35560-588.
- [55] Padhy G K, Wu C S, Gao S. Friction stir based welding and processing technologies-processes, parameters, microstructures and applications: A review[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(1): 1-38.
- [56] 石磊, 李阳, 肖亦辰, 等. 基于搅拌摩擦的金属固相增材制造研究进展[J]. 材料工程, 2022, 50(01): 1-14.

- [57] 薛凤桐, 刘海滨. 摩擦搅拌增材制造发展概述[J]. 现代制造工程, 2019, (04): 33-40+133.
- [58] 温琦, 刘景麟, 孟祥晨, 等. 搅拌摩擦增材制造关键技术与装备发展[J]. 焊接学报, 2022, 43(06): 1-10+113.
- [59] 王忻凯. 铝合金搅拌摩擦增材制造工艺研究[D]. 南昌航空大学, 2016.
- [60] 王梓鑫. 2195 铝锂合金搅拌摩擦增材制造成形与力学性能研究[D]. 哈尔滨工业大学, 2022.
- [61] 孙金睿, 朱海, 赵华夏, 等. 铝合金搅拌摩擦增材制造工艺参数对成型效果的影响[J]. 热加工工艺, 2018, 47(15): 37-42.
- [62] Jiang T, Jiao T, Dai G, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of 2060 Al-Li alloy via friction stir additive manufacturing[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 935: 168019.
- [63] 谭治军. 搅拌摩擦增材制造中材料微观结构和力学性能的数值模拟[D]. 大连理工大学, 2022.
- [64] 苏宇, 李文亚, 杨夏炜, 等. 2195 铝合金叠层搅拌摩擦增材制造数值模拟研究[J]. 铸造技术, 2022, 43(12): 1042-1050.
- [65] Xiao Y, Li Y, Shi L, et al. Experimental and numerical analysis of friction stir additive manufacturing of 2024 aluminium alloy[J]. Materials Today Communications, 2023, 35: 105639.
- [66] 傅徐荣. 2024 铝合金静轴肩搅拌摩擦增材组织及性能研究[D]. 南昌航空大学, 2018.
- [67] 黄斌. 基于静轴肩搅拌摩擦焊的增材制造技术研究[D]. 南昌航空大学, 2016.
- [68] 傅徐荣, 邢丽, 黄春平, 等. 热处理对静轴肩搅拌摩擦增材制造 2024 铝合金组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(06): 1550-1560.
- [69] 傅徐荣, 邢丽, 黄春平, 等. 静轴肩搅拌摩擦增材制造 2024 铝合金的组织特征[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(08): 1591-1598.
- [70] Zeng C, Ghadimi H, Ding H, et al. Microstructure evolution of Al6061 alloy made

- by additive friction stir deposition[J]. *Materials*, 2022, 15(10): 3676.
- [71] Ghadimi H, Ding H, Emanet S, et al. Hardness distribution of Al2050 parts fabricated using additive friction stir deposition[J]. *Materials*, 2023, 16(3): 1278.
- [72] Das A, Medhi T, Kapil S, et al. Multi-track multi-layer friction stir additive manufacturing of AA6061-T6 alloy[J]. *Progress in Additive Manufacturing*, 2023: 1-21.
- [73] Hassan A, Awang M, Pedapati S R, et al. Investigation on surface hardness and microstructure evolution in AA 7075-T651 multi-layered laminate fabricated through friction stir additive manufacturing[J]. *Iranian Journal of Materials Science & Engineering*, 2023, 20(4):1-12.
- [74] 许诺. 6061-T6 铝合金搅拌摩擦叠焊工艺研究[D]. 安徽理工大学, 2020.

攻读学位期间发表的学术论文目录

发表论文：

[1]盛浩, 汪洪峰, 王建彬. 搅拌摩擦增材制造 2024-T6 铝合金增材区性能分析[J]. 兵器材料科学与工程, 2024, 47(06): 69-74. (已见刊)

参与科研项目：

[1]搅拌摩擦增材制造铜合金铣削机理及关键技术研究（项目号：hsxyssd006）

致谢

时光荏苒，回首硕士研究生阶段的学习与生活，感慨万千。三年的求学经历不仅让我增长了专业知识，也让我收获了许多真挚的友谊与人生感悟。值此论文完成之际，我谨向所有在此过程中给予我帮助、支持与关怀的老师、同学及家人致以最诚挚的谢意。

首先，我要特别感谢我的导师汪洪峰教授，在论文的选题、研究过程中，导师以渊博的学识和严谨的治学态度给予了我无私的指导，在我遇到困惑和困难时，导师总是耐心解答，指引方向，让我能够不断进步。也要感谢我的企业导师周超群老师，让我在企业实习过程中学习了很多专业技能，使我受益匪浅。

其次，我要感谢课题组的宋妮妮老师、蒲家飞老师、姜迪老师、葛小乐老师、董旗老师、曹守臻老师以及陆佩佩老师，无论是在课题讨论还是日常交流中，大家的支持和建议让我受益匪浅。在实验设计、数据分析、论文撰写等多个环节，我得到了团队成员的热情帮助和合作支持。

同时，我要感谢我的家人，特别是我的父母。你们的理解和鼓励是我学习和生活的坚强后盾。无论在何种情况下，你们始终给予我无条件的关爱和支持，让我有勇气去面对每一个挑战。

最后，我要感谢安徽工程大学机械与汽车工程学院和黄山学院机电工程学院的老师以及同学的帮助，是你们的点滴付出成就了我今天的成长。

论文的完成只是学习和探索的新起点，未来，我会带着感恩的心继续努力，不辜负大家的期望！

尚德敏学 唯实惟新

