

分类号: TG406

密 级: 公开

学校代码: 10363

学 号: 2210120128



安徽工程大学

Anhui Polytechnic University

硕士学位论文

题 目

AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接

区性能分析

论 文 作 者

嵇道远

校 内 导 师

汪洪峰 教授

校 外 导 师

俞伟峰 高工

专业学位类别

机械

研究方向(领域)

先进制造技术

论文提交日期: _____年____月____日

分类号：TP241.2

单位代码：10363

密 级：公开

学 号：2210120128

AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区性能分析

**PERFORMANCE ANALYSIS OF FRICTION STIR JOINT
ZONE OF AZ80M MAGNESIUM ALLOY**

学生姓名：_____嵇道远_____

校内导师：_____汪洪峰（教授）_____

校外导师：_____俞伟峰（高工）_____

专 业：_____机械_____

研究方向：_____先进制造技术_____

论文答辩日期：_____2024 年5 月29 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：徐道臣

日期：2024 年 5 月 29 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或部分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： 

指导教师签名： 

日期： 2024 年 5 月 29 日

日期： 2024 年 5 月 29 日

AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区性能分析

摘要

AZ80M 镁合金因其质量轻、强度高、机械与导热性能好等优点，广泛应用于工程领域中。在工程领域中，AZ80M 镁合金需要被连接使用，传统的融化焊接易造成 AZ80M 镁合金焊接区的焊缝区域出现微裂纹等缺陷。搅拌摩擦连接是一种固相连接方式，其连接过程中的温度仅为母材熔点的 2/3，这能很好地保护 AZ80M 镁合金在连接过程中发生的熔化现象。同时，搅拌摩擦连接 AZ80M 镁合金，连接区不易出现微裂纹等缺陷。因此，搅拌摩擦连接 AZ80M 镁合金是一种较好的连接工艺方法。故本文选用 4 mm 厚 AZ80M 镁合金作为研究对象，对其进行搅拌摩擦连接试验，分析连接工艺参数对连接区的影响规律、微观组织、显微硬度、抗拉强度、耐腐蚀性与耐磨性等性能的研究，具体研究内容如下：

（1）轴肩为 13 mm 的搅拌头，其搅拌针部位带右螺纹，用其对 4 mm 厚 AZ80M 镁合金进行搅拌摩擦连接试验。连接过程中，选择搅拌头旋转速度为 900~1100 rpm，搅拌头前进速度为 150~250 mm/min。

（2）对各工艺参数下，搅拌摩擦连接 AZ80M 镁合金的连接区进行微观组织分析，连接区的微观组织形貌存在明显的分界区域，连接区域主要由连接区中心（NZ），热机影响区（TMAZ），热影响区

(HAZ) 组成, 热影响区出现原始晶粒边界轮廓消失的现象, 连接区中心晶粒细化, 热机影响区出现层状组织结构的分布, 这是由于机械力与热循环双重作用影响的结果。在设定的工艺参数范围内, 当搅拌头旋转速度固定, 搅拌头前进速度越大, 连接区晶粒越小; 当搅拌头前进速度固定, 搅拌头旋转速度越快, 连接区晶粒会越大, 这是因为连接区晶粒的大小与所产生的摩擦热有直接的关系, 当搅拌头旋转速度增大时, 单位时间内所产生的摩擦热增大, 晶粒因热而动态在结晶, 晶粒现细化而后增大; 当搅拌头前进速度增大时, 单位时间产生的摩擦热反而减小, 连接区晶粒动态再结晶, 但晶粒细化不易长大。

(3) 对各工艺参数而获得的 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区进行分析。可知, 当搅拌头旋转速度为 1000 rpm, 搅拌头前进速度为 150 mm/min 时获得的连接区, 其抗拉强度为 270 MPa, 达到母材抗拉强度的 90.9%。连接试样拉伸断裂主要韧脆混合断裂形式。当搅拌头旋转速度为 1000 rpm, 前进速度为 150 mm/min 时, 硬度最大值为 90.09 HV_{0.3}。

(4) 当搅拌头旋转速度为 900 rpm, 前进速度为 200 mm/min 和 250 mm/min 时获得的试样, 其电化学腐蚀性能均比母材强。对各工艺参数下获得的 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区进行常温与高温下耐磨性进行分析。常温下进行摩擦磨损试验, 发现各试样与母材的磨损机制均为氧化磨损、磨粒磨损; 进一步高温摩擦磨损试验揭示了在 300 °C 下进行摩擦磨损试验, 发现当搅拌头旋转速度为 1000 rpm, 搅拌头前进速度为 250 mm/min 时获得的试样与在 200 °C 下搅拌头

旋转速度为 900 rpm, 搅拌头前进速度为 250 mm/min 时获得的试样, 其连接区摩擦系数波动较大, 而母材在 300 °C 时其摩擦系数变化较大, 这是因为高温下的试样, 塑性变形较大, 且伴随着氧化磨损的发生。

关键词: 搅拌摩擦连接, AZ80M 镁合金, 微观组织, 力学性能, 耐腐蚀耐磨性

PERFORMANCE ANALYSIS OF FRICTION STIR JOINT ZONE OF AZ80M MAGNESIUM ALLOY

ABSTRACT

AZ80M magnesium alloy is widely used in engineering field because of its light weight, high strength, good mechanical and thermal conductivity. In the engineering field, AZ80M magnesium alloy needs to be connected and used. Traditional melting welding is easy to cause defects such as microcracks in the weld area of AZ80M magnesium alloy welding area. Friction stir joining is a solid-phase connection method, and the temperature during the joining process is only $2/3$ of the melting point of the base metal, which can well protect the melting phenomenon of AZ80M magnesium alloy during the joining process. At the same time, the friction stir connection of AZ80M magnesium alloy, the connection area is not easy to appear micro cracks and other defects. Therefore, friction stir joining of AZ80M magnesium alloy is a good joining process. Therefore, in this paper, 4mm thick AZ80M magnesium alloy is selected as the research object, and the friction stir connection test is carried out to analyze the influence of connection process parameters on the connection zone, microstructure, microhardness, tensile strength, corrosion resistance and wear resistance. The specific research contents are as follows :

(1) A tool with a shoulder of 13 mm and a right thread was used to join 4 mm thick AZ80M magnesium alloy by friction stir welding. In the connection process, the rotation speed of the stirring head is 900 ~1100 rpm, and the forward speed of the stirring head is 150 ~ 250 mm/min.

(2) The microstructure of the friction stir bonded AZ80M magnesium alloy under various process parameters was analyzed. There is an obvious boundary area in the microstructure morphology of the joint area. The joint area is mainly composed of the center of the joint area (NZ), the thermo-mechanically affected zone (TMAZ), and the heat affected zone (HAZ). The original grain boundary contour disappears in the heat affected zone, the grain in the center of the joint area is refined, and the distribution of the layered structure appears in the thermo-mechanically affected zone, which is due to the dual effects of mechanical force and thermal cycle. In the range of set process parameters, when the rotation speed of the stirring head is fixed, the larger the forward speed of the stirring head is, the smaller the grain size in the connection area is. When the forward speed of the stirring head is fixed, the faster the rotation speed of the stirring head is, the larger the grains in the connection area will be. This is because the size of the grains in the connection area is directly related to the friction heat generated. When the rotation speed of the stirring head increases, the friction heat generated per unit time increases, and the grains are dynamically

crystallized due to heat, and the grains are refined and then increased. When the forward speed of the stirring head increases, the friction heat generated per unit time decreases, and the grains in the connection area are dynamically recrystallized, but the grain refinement is not easy to grow.

(3)The friction stir bonding zone of the AZ80M magnesium alloy, produced under various process parameters, was analyzed. The results indicate that when the rotation speed of the stirring head is 1000 rpm and the forward speed is 150 mm/min, the tensile strength of the joint zone is 270 MPa, achieving 90.9% of the tensile strength of the base metal. The tensile fracture of the joint specimen predominantly exhibits a ductile-brittle mixed mode. At a rotation speed of 1000 rpm and a forward speed of 150 mm/min, the maximum hardness reaches 90.09 HV0.3. At a rotation speed of 900 rpm and forward speeds of 200 mm/min and 250 mm/min, the electrochemical corrosion resistance of the samples surpasses that of the base metal.

(4)The wear resistance of the friction stir joint zone of the AZ80M magnesium alloy, produced under various process parameters, was analyzed at both room and high temperatures. The friction and wear tests were conducted at room temperature, revealing that the wear mechanisms of each sample and the base metal were oxidation wear and abrasive wear. Further high-temperature friction and wear tests were conducted at 200 °C and 300 °C on the base metal. It was found that at a rotation speed of 1000 rpm and an advancing speed of 250 mm/min, the friction

coefficient of the sample was significantly affected. Additionally, at a rotation speed of 900 rpm and the same advancing speed, the friction coefficient of the joint zone fluctuated greatly. The friction coefficient of the joint zone fluctuated greatly, while the friction coefficient of the base metal exhibited significant changes at 300 °C. This is attributed to the substantial plastic deformation and accompanying oxidation wear of the sample at high temperatures.

KEY WORDS: friction stir joining, AZ80M magnesium alloy, microstructure, mechanical properties, corrosion resistance and wear resistance

目录

摘要	I
ABSTRACT	IV
第 1 章 绪论	1
1.1 引言	1
1.2 镁合金的应用	1
1.2.1 镁合金的特性	1
1.2.2 镁合金的分类	2
1.2.3 镁合金的用途	2
1.3 镁合金搅拌摩擦连接研究现状分析	3
1.3.1 搅拌摩擦连接技术	3
1.3.2 镁合金搅拌摩擦连接现状	4
1.3.3 微观组织与力学性能研究现状	5
1.3.4 耐磨耐腐蚀性研究现状	6
1.4 主要研究内容	7
第 2 章 实验材料与方法	9
2.1 引言	9
2.2 实验材料	9
2.3 试验连接设备与方法	9
2.3.1 连接设备	9
2.3.2 搅拌头	10
2.3.3 连接工艺参数	10
2.4 AZ80M 搅拌摩擦连接区性能分析设备、仪器与方法	11
2.4.1 金相试验	11
2.4.2 显微硬度	11
2.4.3 拉伸试验	12
2.4.4 摩擦磨损试验	13
2.4.5 腐蚀试验	13
2.4.6 扫描电镜 (SEM) 及能谱 (EDS)	14
第 3 章 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区微观组织分析	15
3.1 引言	15
3.2 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区宏观形貌分析	15
3.2.1 搅拌头形状对连接区的影响	15
3.2.2 不同搅拌头前进速度对连接区宏观形貌的影响	16
3.2.3 不同搅拌头旋转速度对连接区的宏观形貌的影响	16
3.3 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区微观组织分析	17
3.3.1 镁合金连接区微观组织	17
3.3.2 工艺参数对连接区微观组织影响	18
3.4 本章小节	20
第 4 章 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区力学性能分析	22

4.1 引言	22
4.2 连接区拉伸性能分析	22
4.2.1 搅拌头旋转速度对连接区拉伸性能的影响	23
4.2.2 搅拌头前进速度对连接区拉伸性能的影响	24
4.2.3 连接区拉伸断口分析	25
4.3 连接区显微硬度分析	28
4.3.1 不同区域显微硬度	28
4.3.2 不同工艺参数下显微硬度	29
4.4 本章小节	31
第 5 章 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区耐腐蚀耐磨性分析	33
5.1 引言	33
5.2 电化学腐蚀分析	33
5.3 耐磨性分析	36
5.3.1 连接区表面显微组织与硬度	36
5.3.2 常温下连接区摩擦系数与磨损形貌分析	38
5.3.3 高温下摩擦磨损分析	40
5.3.4 高温摩擦磨损机理分析	42
5.4 本章小节	43
第 6 章 结论与展望	45
6.1 总结	45
6.2 展望	46
参考文献	47
致谢	53

第 1 章 绪论

1.1 引言

近年来，随着航空航天、汽车，轨道交通等领域对结构轻量化的要求越来越高，镁合金在现代化的应用也越来越广^[1-3]。

镁合金被誉为“21 世纪绿色工程材料”，它具有质量轻和比强度高特点^[4-6]，尤其具有优异的物理与机械性能，在制造业中有着广阔的应用前景。镁合金相比钢铁和铝合金，其密度更低，其制造的零部件更轻。这即减少整机自重，又可降低能耗、提高运输效率。此外，镁合金还具有良好的抗腐蚀性，其可以在潮湿腐蚀的恶劣环境下使用，确保设备的使用寿命。

中国现拥有镁矿储量超过 30 亿吨，对中国制造业起着重要作用，尤其镁合金材料制备中发挥重大作用^[7]。镁合金具有良好的导热性与低熔点，传统的熔焊方法很难保证镁合金焊接质量这严重限制镁合金的应用与发展^[8]。

搅拌摩擦连接（Friction Stir Joining，简称 FSJ）是 1991 年由英国连接研究所（简称 TWI）发明的一种固相连接技术^[9-10]。该技术主要通过高速旋转的搅拌头进入被连接的材料中进行旋转搅拌，使材料达到塑化状态形成连接。搅拌摩擦连接技术与传统熔化焊接相比，连接过程温度仅为连接材料熔点 2/3，连接区晶粒细化，不易出现连接裂纹，性能比熔化焊接好，且无污染，是一种绿色连接技术^[11-16]。

1.2 镁合金的应用

1.2.1 镁合金的特性

镁合金广泛应用于工业领域。随着社会的发展，纯镁作为所有金属中最轻的金属的一种，在实际的工业应用中频繁使用。然而，由于其较差的力学性能，实际工业应用中通常加入少量的微量元素和稀土等元素来制成镁合金，以提高其整体力学性能，不同微量元素对镁合金的性能有着各异的影响。例如，添加微量的 Al 能提高合金的抗腐蚀性和强度，添加 Ca 则能提高镁合金的高温性能并细化合金晶粒，加入少量 Fe 会降低其抗腐蚀性，但添加 Mn 可与铁质发生化学反应，移除铁质，从而增强其抗腐蚀性。此外，引入 Zr 不仅提高镁合金的性能与铸造

质量，还促使 Fe 和 Si 形成稳定的化合物并析出，进一步增强抗腐蚀能力。镁合金的优点包括高比强度，良好的散热和加工性能。镁合金还具有较强的传热能力和导电性，对电磁波有良好的屏蔽效果。镁合金加工性能出色，生成的切削阻尼比其它金属要小，若镁合金的切削阻尼是 1，黄铜是 213，铝合金是 118，因此，镁合金的加工速度更快，且刀具使用寿命会更长^[17-19]。

1.2.2 镁合金的分类

根据铸造工艺、化学成分及含铝量的不同，镁合金可以分为铸造镁合金和变形镁合金。其中在汽车和电器行业中，压铸镁合金是常见选择；而在航空航天领域，则更广泛地应用变形镁合金。根据化学成分，镁合金可分为多个基本合金系列，例如 Mg-Mn、Mg-Al-Mn、Mg-Al-Zn-Mn 等。在工业上，常用的压铸镁合金系列包括 AZ、AM、AS 和 AE 等，而变形镁合金主要包括 Mg-Mn、AZ 和 ZK 系列，其中 AZ 系列是最常见。AZ 系列镁合金通常在力学性能上表现出较好的特性，而且由于具有高比强度、高塑性和低密度的优势，制造成本也较低，因此备受青睐^[20]。

1.2.3 镁合金的用途

镁合金密度低、比强度高和比刚度高。同时，镁合金在抗震、防电磁、传热、导电等方面表现优良，耐冲击负荷，铸造性、尺寸稳定性较好，耐腐蚀，耐磨损，能做到完全循环使用。由于这些优点，镁合金在汽车、航天领域有着广泛的应用。

镁合金因其轻量化特性，在汽车行业应用广泛，镁合金有助于降低汽车自重，减少油耗并降低尾气排放，以实现环保。自 1930 年起，镁合金被应用于欧宝汽车，并逐渐扩展到其他车型；到 20 世纪 60 年代，部分车型镁合金达使用量达到 23 kg；20 世纪 80 年代初，新工艺的采用降低了成本，镁合金的应用也得到了进一步的推广^[21]；欧美、日韩车厂从上世纪 90 年代开始，也在许多汽车零部件上也逐渐使用镁合金；目前，在汽车座位架，发动机舱盖，变速箱，轮毂，进气歧管，以及发动机等方面，都广泛使用镁合金压铸的产品。采用三轴锻造技术的德国 OttoFuchs 汽车公司生产的 ZK30 镁合金轮毂比同等规格的铝合金轮毂轻 35% 左右，但其抗疲劳性能只有目前主要应用于赛车的铝合金轮毂的 8.5%。镁合金汽车车轮铸件在我国通过金属型重力铸造法试制，质量为 9.5 kg，但工艺出品率只有 65%。中科院金属研究所、上海交大轻合金精密成型国家工程研究中心、威

海万丰镁业科技发展有限公司等多家单位通过铸造成型的镁合金汽车轮毂(抗拉强度 260~280 MPa, 屈服强度 140 MPa 以上, 延伸率 6%, 冲击功 ≥ 14 J) [22]。

为了满足航空航天中对轻质材料的多项要求, 航空航天方面应用, 在其应用较广。镁合金在 20 世纪 40 年代就已经应用于航空航天领域。在 B-36 重型轰炸机中, 镁合金用量达到 4086 kg。而“大力神”号飞船的启动火箭曾使用 600 公斤的变形镁合金。“季斯卡维列尔”卫星则使用了 675 公斤的变形镁合金。洛克希德公司生产的喷气式战斗机 F-80 的机翼, 结构部件数量由原来的 47758 件减少至 16050 件。近期, 以色列也研制出了具有优良力学性能和耐蚀性能的变形镁合金, 用于太空飞行器, 在美国的常规短途航线上, BAL146 飞机使用了 200 多个镁合金部件。我国的载人飞船上使用的电器箱采用了镁合金材料, 成功减轻了 13 kg^[23-24]。

1.3 镁合金搅拌摩擦连接研究现状分析

1.3.1 搅拌摩擦连接技术

搅拌摩擦连接(FSJ)是一种新型的固态连接技术, 由英国的焊接研究所(TWI)发明。在航空航天、船舶、铁路、汽车和电子封装等领域, 搅拌摩擦连接技术得到了广泛应用^[25-28]。搅拌摩擦连接的基本原理是使用一旋转连接工具(搅拌头), 搅拌头一般有一个圆柱形的轴肩和一向下延伸圆台形的搅拌针, 进行搅拌摩擦连接时, 搅拌头先高速旋转压入待连接的材料, 当材料与轴肩接触后, 搅拌头沿缝隙的方向的进行连接。搅拌头的高速旋转与材料接触时产生大量热量, 这些热量使材料达到塑性状态, 随着温度的冷却材料固化从而实现连接, 图 1-4 所示为搅拌摩擦连接示意图。搅拌摩擦连接过程主要有三个阶段: 首先, 搅拌头高速旋转并缓慢下压至接触材料; 下压完成后, 搅拌头继续旋转但保持不动以积累热量, 一般持续约 5 s; 最后, 搅拌头保持旋转并沿连接处移动, 通过摩擦产生的热量实现连接。搅拌摩擦连接的关键技术参数包括工具的旋转速度、前进速度、轴向压力、搅拌头与被连接件的角度以及搅拌头的形状等, 这些参数的选择对连接接头的形成、微观结构和性能有重要影响。合理设置工艺参数可以优化接头质量并减少缺陷。

搅拌摩擦连接是一种绿色、低成本、高质量的连接方式, 连接时无辐射、烟尘和飞溅, 连接后接头优异, 不易产生缺陷, 适用于铝、铜、镁等有色金属及其

合金，搅拌摩擦连接易实现自动化，且操作简单。在搅拌摩擦连接过程中无需填充材料、保护气体和表面预处理，同时也不需保护措施。所以本文以搅拌摩擦连接技术对镁合金进行连接试验^[29-33]。

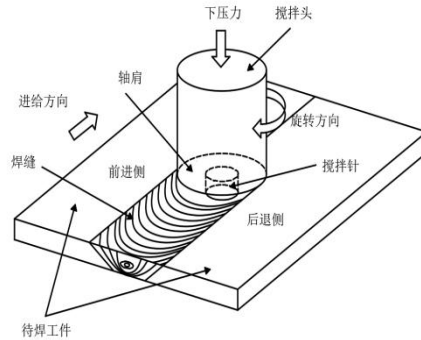


图 1-1 搅拌摩擦连接示意图

Fig.1-1 The schematic diagram of friction stir connection

1.3.2 镁合金搅拌摩擦连接现状

镁合金是一种高性能轻型结构材料，具有较强的抗震、防电磁、导热、导电等性能。它在汽车、航空航天、船舶方面应用广泛。因此，国内外的许多研究人员都对镁合金的搅拌摩擦连接技术进行了研究。例如 M. Abbasi Gharacheh 等^[34]研究发现搅拌头旋转速度与前进速度的比值可以显著影响 AZ31 镁合金连接区的屈服强度和熔核尺寸。J.Hiscocks 等^[35]使用同步辐射衍射技术，首次构建了完整的 AZ80 镁合金搅拌摩擦连接 2D 纹理图。K.L. Harikrishna^[36]对不同厚度的 Mg-Zn-Mn 合金 ZM21 热轧板材进行搅拌摩擦连接试验研究，发现通过精确的工艺参数优化，可以实现了无缺陷、全穿透的连接，与 25 mm 厚板连接相比，5 mm 和 10 mm 厚板连接在连接区中心和热影响区显示出更细的晶粒，连接接头的硬度与母材相似，接头效率超过 75%。Juan Chen^[37]等进行的双面摩擦搅拌研究表明，凹面双面搅拌摩擦连接在适当条件下可形成优良接头，搅拌区晶粒随凹形工具旋转率的增加而减小，这种复杂金属流动提高了拉伸性能。崔成武等^[38]使用不同工艺参数对 AZ40M/AZ61A 镁合金搅拌摩擦连接接头进行研究，发现锥形螺纹搅拌针可制得更致密、力学性能更优的连接接头，在旋转速度 1200 rpm、前进速度 70 mm/min 的条件下，接头抗拉强度和延伸率最高，连接接头横截面硬度

呈“W”形，硬度的最低值出现在热影响区附近。Shang Q^[39]等研究了在不同倾角下 AZ31 镁合金搅拌摩擦焊，分析挤压成型的 AZ31 镁合金板材局部组织的演变及其对接头机械性能的影响，当焊接方向与挤压方向成 45° 时，接头的延伸率较高。电子背散射衍射分析可知，焊核区和热机械影响区的微观结构和组织演变在接头的不一致变形行为中起到了关键作用。Baradarani F 等^[40]研究比较了超声波辅助搅拌摩擦焊与常规搅拌摩擦焊对 AZ91-C 镁合金显微组织和机械性能的影响吗，研究发现，相较于常规 FSW，UaFSW 产生了更加细小的显微组织，粗大的 β -Mg₁₇Al₁₂ 树枝状晶粒细化并部分球化，均匀分布在 α -Mg 基体中，UaFSW 显著提高了接头的抗拉强度和硬度。Sameer M D 等^[41]研究搅拌摩擦焊连接 AZ91 镁合金和 AA6082-T6 铝合金的连接区，比较了前进侧和后退侧放置不同材料对接头显微组织和机械性能的影响，当镁放置在前进侧时，搅拌区溶解了更多铝，并且形成薄的金属间化合物层；当镁放置在后退侧时，形成厚的金属间化合物层且结合不良。

1.3.3 微观组织与力学性能研究现状

针对镁合金的搅拌摩擦连接区域，组织与力学性能的研究已相对成熟。近年来，这些研究主要集中在微观组织与力学性能方面，并取得一系列进展。如 J. Yang 等^[42]对不同尺寸轴肩的搅拌头轴肩对 6.3 mm 厚 Mg-3Al-1Zn 板搅拌摩擦连接，研究发现随着轴肩增加，连接接头抗拉强度的增加，伸长率显著提升，断口位置由热机影响区向连接区中心转移。A. RAZALROSE 等^[43]研究了不同轴向力对 AZ61A 镁合金搅拌摩擦连接接头的拉伸性能的影响，结果显示 5 kN 轴向力连接的接头表现出最佳的抗拉性能，这主要归因于搅拌区更细的晶粒和较高硬度。Seung-Ju Sun 等^[44]分析了热输入对 AZ61 镁合金连接接头的机械性能和断裂行为的影响，采用不同转速和前进速度比，所有连接条件下的平均极限抗拉强度能达到母材的 100%，断裂通常发生在热机械影响区与搅拌区的界面。Fusheng Pan 等^[45]研究了搅拌摩擦连接对 Mg-5Al-3Sn 镁合金微结构和机械性能的影响，连接后，合金无缺陷， β -Mg₁₇Al₁₂ 相溶解于 α -Mg 基体，而 Mg₂Sn 相保留在连接区中心。随前进速度的增加，连接区中心(0002)极点强度先降后升， α -Mg 基体晶粒减小，部分金属间化合物在高速旋转速度下粗化，连接后合金的拉伸性能下降，原因包括热影响区软化、 β -Mg₁₇Al₁₂ 相的溶解、残余应力和 TMAZ 中的位错含量、纹

理变化及次相变化连接接头的弹性行为与母材不同, 因为 β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 颗粒溶解。S. Mironov 等^[46]使用电子背散射衍射(EBSD)和数字图像相关技术研究了搅拌摩擦连接 AZ31 镁合金的拉伸行为, 测量的应变模式显示基面滑移占主导, 但棱柱面滑移也显著, 搅拌区沿长度方向发现显著的应变梯度, 裂纹起源于连接接头底部, 由双重孪晶引发, 并受到搅拌区“洋葱环结构”的影响。S. Mironov 等^[47]通过数字图像相关技术和电子背散射衍射(EBSD)系统研究了搅拌摩擦连接 AZ31 镁合金在横向拉伸测试中的微观结构变化, 阐明了微观结构与性能的关系。L. Zhou 等^[48]研究了 Mg-9Al-Zn-Ca 镁合金的摩擦搅拌连接微观结构和疲劳行为。原材料为等轴 α -Mg 晶粒, 沿晶界分布有 β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 和 Al_2Ca 化合物, 搅拌摩擦连接细化了 α -Mg 晶粒, 溶解了共晶 β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相, 同时 Al_2Ca 相均匀分散在 Mg 基体中, 无缺陷连接接头的硬度和拉伸强度略有提高。Nan Xu 等^[49]应用大载荷的摩擦搅拌连接 AZ31B 镁合金, 以极低前进速度和旋转速度, 改变接头的微观结构和力学性能。Renlong Xin 等^[50]通过搅拌摩擦连接后续轧制处理提高了 AZ31 镁合金接头的强度, 轧制改变了搅拌区的微观组织和拉伸性能, 特别是通过产生延展孪晶和晶粒细分强化, 有效提高了横向屈服强度和减少了塑性不均匀性。梁汉优等^[51]在特定的工艺参数下对 AZ31 镁合金进行连接试验, 研究连接工艺参数对连接接头显微组织和力学性能的影响; M. Azizieh 等^[52]研究了 AA1100 铝合金和 AZ31 镁合金两种不同材料搅拌摩擦连接接头的显微组织和力学性能, 了解了旋转速度和行程速度以及搅拌针位置对搅拌摩擦连接接头的影响。Dejia Liu 等^[53]对 ZK60 和 AZ31 镁合金的异种摩擦搅拌连接成功, 接头无明显缺陷, 微观结构和晶粒通过 SEM 和 EBSD 分析, 搅拌区晶粒细化显著, 硬度在 SZ 侧和 AZ31 母材侧急剧增加, 接头横向抗拉强度达 AZ31 母材的 78-82%, 断裂主要发生在 AZ31 侧。

1.3.4 耐磨耐腐蚀性研究现状

针对镁合金搅拌摩擦连接耐腐蚀与耐磨性能的研究相对较少。雷朱坦等^[54]研究了 12 mm 厚 AZ31 镁合金搅拌摩擦连接显微组织、力学性能和腐蚀性能; M. Pareek 等^[55]对 3.175 mm 厚 AZ31-H24 镁合金板进行摩擦搅拌连接, 连接接头经过光学和扫描电子显微镜表征, 显示了动态再结晶和晶粒生长, 连接接头的机械性能与微观结构相关, 并通过电化学阻抗谱和腐蚀试验

证明其耐蚀性优于母材。蔡达等^[56]通过搅拌摩擦连接制得 Al/Mg 合金接头展现出独特的腐蚀行为,由于金属间化合物和晶粒大小不均匀性导致腐蚀电流密度高,耐腐蚀性较母材差,腐蚀失重随时间先增后减。贺帅等^[57]通过喷丸强化的工艺对 Mg-9Gd-3.5Y-2Zn-0.5Zr 合金表面进行了处理,利用 OM 与 SEM 研究合金表面至内部晶粒尺寸及组织特征的变化,并通过摩擦磨损试验对摩擦因数进行分系,喷丸强化处理的摩擦因数普遍降低,耐磨性得到普遍提高;张天亮等^[58]采用二辛基二硫代磷酸锌和沙粒的含量对 ZA81M 镁合金在油润滑下摩擦学性能的影响,探讨 ZA81M 镁合金在不同摩擦状态下的摩擦学作用机理;师睿博等^[59]通过研究 AZ80A、ZK60A 和 ME20M 镁合金在油润滑条件下的摩擦性能,甄选出抗磨性能优异的镁合金材料并探究镁合金的磨损机理。采用往复式球-盘摩擦方式与 GCr15 钢球配副,在不同的速度下研究 AZ80A、ZK60A 和 ME20M 镁合金在油润滑条件下的磨损行为;张会等^[60]研究无针搅拌摩擦加工 AZ31 镁合金薄板组织与力学性能,并对磨损性能进行研究分析,无针条件下获得的 AZ31 镁合金焊缝的平均摩擦因数随刀具转速度增加而增加;王楠楠等^[61]对 AM60B 进行了搅拌摩擦加工后不同温度下进行了摩擦磨损性能分析,搅拌摩擦加工在不同温度下进行了摩擦磨损性能分析,搅拌摩擦加工处理的试样的磨损率增大,摩擦系数也随之增大。

1.4 主要研究内容

AZ80M 镁合金因其密度低、高比强度和优异的机械性能在航空航天、汽车制造和电子封装等领域成为理想材料,而搅拌摩擦连接(FSJ)作为一种高效、环保和经济的连接手段,在不熔化材料的前提下提供高质量的连接接头,为镁合金连接提供了广阔的前景。本文使用厚度为 4 毫米的 AZ80M 镁合金薄板,在不同工艺参数下进行搅拌摩擦连接试验,并对 AZ80M 镁合金连接区的宏观和微观形貌进行分析,此外,通过拉伸试验和显微硬度试验,研究了连接区的力学性能,并探讨了在不同工艺参数下连接区的耐腐蚀性和摩擦磨损性能。本文主要研究内容如下:

(1) 使用搅拌摩擦连接设备对 4 mm 厚 AZ80M 镁合金板材进行工艺连接,观察表面宏观形貌,并对搅拌摩擦连接区的横截面进行金相观察,分析不同搅拌摩擦连接工艺参数对宏观形貌与微观形貌的影响。

(2) 通过抗拉试验检测 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区抗拉强度，分析不同工艺参数对拉伸性能的影响，并利用扫描电子显微镜（SEM）观察断口形貌，分析断口断裂的形式。

(3) 通过电化学腐蚀试验研究 AZ80M 镁合金的耐腐蚀性，使用电化学工作站获得极化曲线、自腐蚀电位、自腐蚀电流等相关数据，并分析腐蚀形貌。

(4) 通过摩擦磨损试验研究搅拌摩擦连接区的摩擦磨损性，探索不同温度下 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区的磨损机理。

本文总框架如图 1-2 所示。

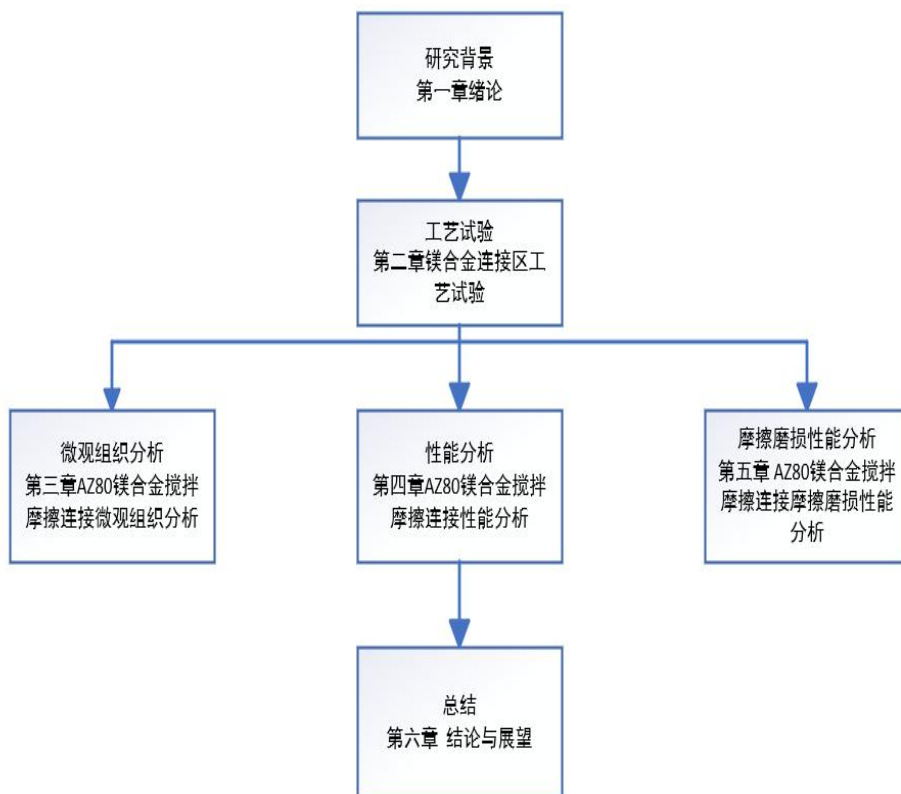


图 1-2 本文总体章节框架

Fig.1-2 The overall chapter framework of this article

第 2 章 实验材料与方法

2.1 引言

搅拌摩擦连接区的性能直接关系到连接区的使用范围,对连接区的性能分析是本论文的主要工作之一。本章主要介绍连接区各种试验的仪器设备、试样选取及主要试验方法等。同时,本章还介绍了主要的材料,确定了本论文的研究对象。

2.2 实验材料

本文选用工业中挤压成型 AZ80M 轧制镁合金板材作为搅拌摩擦连接主要材料,如图 2-1 所示,连接板材的尺寸为 200 mm × 66 mm × 4 mm。AZ80M 镁合金化学成分含量与力学性能如表 2-1、表 2-2 所示。由于镁合金板材在空气中容易氧化,故搅拌摩擦连接试验前需对其表面进行简单抛光。



图 2-1 AZ80M 镁合金板材

Fig .2-1 AZ80M magnesium alloy sheet

表 2-1 AZ80M 镁合金的化学成分 (wt%)

Table 1 Chemical composition of AZ80M magnesium alloy (wt %)

元素	Al	Zn	Mn	Mg 与其他元素
标准	7.8-9.2	0.2-0.8	0.15-0.5	余量
实测	8.98	0.61	0.32	余量

表 2-2 常温下 AZ80M 镁合金力学性能(实测)

Table 2-2 Mechanical properties of AZ80M magnesium alloy at room temperature (measured)

抗拉强度 (MPa)	伸长率(%)	维氏硬度(HV _{0.3})
298.1	8.54%	60~87

2.3 试验连接设备与方法

2.3.1 连接设备

选用北京赛福特公司研发的搅拌摩擦连接设备进行连接试验,如图 2-2 所示,

它能连接 1~16 mm 厚度的板材，设备可以在 X、Y、Z 三个方向上进行移动并且加工，主轴倾角可旋转 -5° ~ 5° ，Z 轴方向最大的行程为 300 mm，Y 轴方向连接最大行程为 600 mm，X 轴方向最大行程为 1000 mm，该设备是由控制系统、装夹部分、连接部分组成，图 2-3 是装夹工作台，控制系统由 CNC 编程控制设备。



图 2-2 搅拌摩擦连接设备
Fig. 2-2 Friction stir joining equipment



图 2-3 FSJ 装夹工作台
Fig. 2-3 FSJ clamping table

2.3.2 搅拌头

搅拌摩擦连接中搅拌头是重要部件，其关系到连接区的形成。搅拌头由夹持区、轴肩、搅拌针三部分构成。本文选用的搅拌头如图 2-4 所示。轴肩直径为 13 mm，搅拌头材料为 H13 模具钢。搅拌针带有右旋螺纹，搅拌针是圆台型，长度为 3.8 mm，小端直径为 3.5 mm，大端直径为 5 mm。

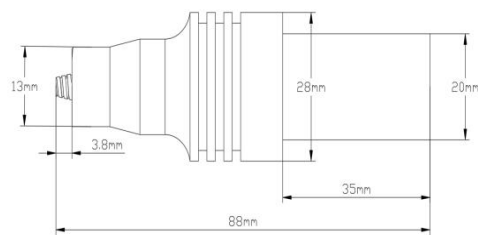


图 2-4 13 mm 轴肩搅拌头形状与搅拌头尺寸示意图
Fig. 2-4 13 mm shoulder stirring head shape and stirring head size diagram

2.3.3 连接工艺参数

搅拌摩擦连接工艺参数主要由搅拌头的前进速度 v (mm/min)、搅拌头旋转速度 ω (rpm)、主轴的倾角、以及搅拌头的表面形貌与轴肩下压量。文章所选用的工艺参数是固定主轴的倾角和搅拌头的形貌与轴肩的下压量，通过改变搅拌头的前进速度 v (mm/min) 与旋转速度 ω 对 AZ80M 镁合金进行搅拌摩擦连接

工艺试验。具体参数设置如表 2-3 所示。

表 2-3 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接工艺参数

Table 2-3 Process parameters of friction stir joining of AZ80M magnesium alloy

试样序号	搅拌头旋转速度 ω (rpm)	搅拌头前进速度 v (mm/min)	备注
1	900	150	
2	900	200	
3	900	250	
4	1000	150	
5	1000	200	
6	1000	250	
7	1100	200	
8	1100	250	
9	1100	150	缺陷

2.4 搅拌摩擦连接区性能分析设备、仪器与方法

2.4.1 金相试验

选用 DK7732PZ 型线切割仪器（图 2-5 所示）对搅拌摩擦连接区进行切割，尺寸为 25 mm × 20 mm × 4 mm，首先使用 400 #、1000 #、1500 #砂纸进行打磨，然后使用 1500 #与 2000 #干湿两用砂纸进行研磨，最后用 MB2 研磨机与 W1.5 与 W 0.5 金刚石研磨膏进行打磨与抛光，金相腐蚀液选用 1.5 ml 乙酸 + 1 g 草酸 + 60 ml 蒸馏水混合液进行腐蚀，腐蚀时间为 5-10 s，腐蚀完成后使用 YM6520 金相显微镜（图 2-6 所示）观察其显微组织，通过金相分析软件获得连接区晶粒大小。



图 2-5 DK7732PZ 型线切割仪器

Fig .2-5 DK7732PZ wire cutting instrument



图 2-6 YM6520 金相显微镜

Fig. 2-6 YM6520 Metallographic Microscope

2.4.2 显微硬度

使用图 2-7 所示 DK7732PZ 型切割仪器切取显微硬度所需试样。沿连接方向

连接区截取尺寸为 $15\text{ mm} \times 6\text{ mm} \times 4\text{ mm}$ 。对试样截面进行研磨与抛光，用酒精对其清洗干净，然后使用 HV-1000 型显微硬度计进行试验，测量区域为连接区中心位置厚度方向。实验测试时，压头载荷为 0.3 kgf ，保荷时间为 10 s 。硬度点轨迹如图 2-8 所示，从中心位置开始，间距为 0.5 mm 各打 14 个点。最后使用 origin 软件绘制其不同工艺参数下趋势图并进行分析。

摩擦磨损试验表面硬度试样尺寸为 $20\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 4\text{ mm}$ ，试样连接表面用 400 #、1000 #、1500 #砂纸进行打磨至光滑，之后进行硬度试验，从连接区中心进行打点，上、中、下三排，每排 9 个点，间隔 1 mm 打 27 个点，去除异常点，取平均值做为硬度值。

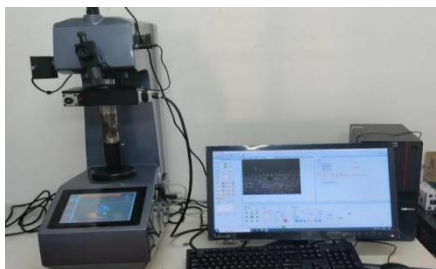


图 2-7 HV-1000 型显微硬度计
Fig. 2-7 HV-1000 micro-hardness tester

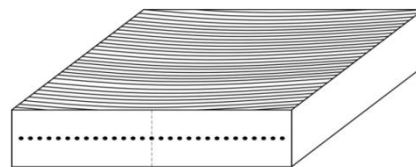


图 2-8 连接区硬度分布示意图
Fig.2-8 The hardness distribution diagram of the joint area

2.4.3 拉伸试验

AZ80M 镁合金板材经过搅拌摩擦连接后，随后进行抗拉试验。根据 GB/T228.1-2010《金属材料 拉伸试验第 1 部分：室温试验方法》，拉伸试样的尺寸与形状见图 2-10。在与连接方向垂直的方向上切除 3 个平行试样，并用 MP-2B 型研磨机对表面进行打磨，消除连接过程形成的纹路，使表面光滑，之后在图 2-9 所示万能试验机上进行拉伸试验，设置拉伸速率为 1.5 mm/min ，以获得抗拉强度及伸长率等数据。试验完成后，使用线切割仪器将断口切割并清洗，最后利用日立 S-300N 型扫描电镜（SEM）观察断口形貌。



图 2-9 WAW-100 型万能试验机

Fig.2-9 WAW-100 universal testing machine

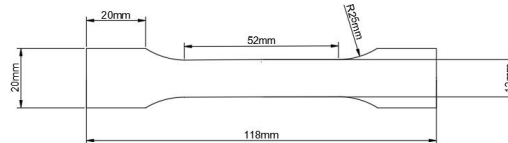


图 2-10 拉伸试样尺寸示意图

Fig. 2-10 Size diagram of tensile specimen

2.4.4 摩擦磨损试验

镁合金应用场景广泛，因此，本实验在常温与不同温度状态下对母材与搅拌摩擦连接区的摩擦磨损的行为进行研究。首先使用线切割 DK7732PZ 型仪器对连接切割连接板材，试样垂直于连接方向，切取尺寸为 $20\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 4\text{ mm}$ 的试样，选用的试样表面用 400 #、1000 #、1500 # 砂纸进行打磨，然后用干湿两用砂纸与 MP-2B 型研磨机对表面进行抛光与研磨。研磨完成后使用清水与超声波清洗仪清洗试样，清洗过后在 HT-1000 型高温摩擦磨损试验机（图 2-11 所示）上进行试验，图 2-12 为摩擦磨损工作原理图。试验采用球-盘对磨方式，试验所用参数为：试验载荷为 5 N，转速为 560 rpm，摩擦半径为 2 mm，磨损时间为 5 min，温度在常温与不同高温状态下进行进行试验。将试样放在工作台进行夹紧，在试验载荷为 5 N 的情况下，小球固定不动，工作台旋转，小球与工作台产生滑动摩擦。试验过后用超声波清洗仪进行清洗，并用日立 S-3400N 型扫描电镜进行观察。



图 2-11 HT-1000 型高温摩擦磨损试验机

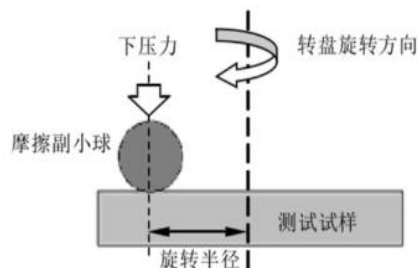
Fig. 2-11 HT-1000 high temperature friction
and wear tester

图 2-12 摩擦磨损工作原理图

Fig.2-12 Working principle diagram of friction
and wear

2.4.5 腐蚀试验

对 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区进行电化学腐蚀试验。电化学试验操作：

用线切割 DK7732PZ 仪器对连接区进行切割，尺寸为直径 10 mm × 4 mm 的圆柱试样。接着，用 400 #、1000 #、1500 #、2000 #砂纸进行打磨，然后使用 MP-2B 型研磨机进行研磨。之后用 CHI660E 型电化学工作站进行电化学腐蚀试验，试验介质为 3.5w.t%NaCl 溶液。电化学工作站如图 2-13 所示。极化曲线测定的电位范围在-2.3 V~0.9 V，通过电化学工作站可以获得母材与搅拌摩擦连接区区域的极化曲线，包括腐蚀电压和腐蚀电流等数据，以判断不同工艺参数对连接区电化学腐蚀的影响。在实验结束后，利用扫描电镜（SEM）观察电化学腐蚀试样的表面。



图 2-13 CHI660E 型电化学工作站

Fig.2-13 CHI660E electrochemical workstation

2.4.6 扫描电镜（SEM）及能谱（EDS）

本文使用了日立有限公司生产的 S-3400N 型扫描电子显微镜（SEM）以及能谱仪（EDS）对腐蚀以及拉伸断口试样进行分析。针对腐蚀表面，断口形貌，采用了钨灯丝扫描电子显微镜来进行观测。同时，借助扫描电镜内置的 EDS 能谱仪，并对腐蚀表面产物的成分进行分析。



图 2-14 日立 S-3400N 型扫描电镜（SEM）

Fig.2-14 Hitachi S-3400N scanning electron microscope (SEM)

第 3 章 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区微观组织分析

3.1 引言

在搅拌摩擦连接条件下, AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区具有典型的微观组织形貌。性能与微观组织密切相关, 因此, 研究连接区的微观组织十分重要, 本章重点探讨了不同工艺参数对 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区的宏观形貌和微观组织的影响, 通过分析工艺参数对连接区整体形貌和微观组织变化的规律, 为实际工程应用提供了技术支持。

3.2 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区宏观形貌分析

3.2.1 搅拌头形状对连接区的影响

本文是固定搅拌头倾斜角度与下压量 0.1 mm, 分析搅拌头前进速度与搅拌头旋转速度对连接区性能的影响。在进行试验时, 先确定搅拌摩擦连接工艺参数范围, 并在此范围内优化最佳的工艺参数进行的工艺试验。搅拌头是搅拌摩擦连接的关键部件, 也是易损件, 它通常由轴肩和搅拌针组成, 搅拌头结构直接影响板材成型的质量。



图 3-1 搅拌头及 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区宏观形貌与内部截面形貌

(a) 连接区横截面 (b) 搅拌头 (c) 镁合金连接区宏观形貌 (d) 连接区隧道缺陷

Fig.3-1 Macroscopic morphology and internal cross-section morphology of friction stir zone of stirring head and AZ80M magnesium alloy

(a) Cross section of the joint area (b) Stirring head (c) Macro morphology of the magnesium alloy joint area (d) Tunnel defects in the joint area

如图 3-1 (a) 为搅拌摩擦连接区横截面, 在合适的工艺参数下, AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区不会出现孔洞等缺陷。图 3-1 (b) 为搅拌头结构, 搅拌针车有螺纹, 轴肩内部车有内凹槽。图 3-1 (c) 为 AZ80M 镁合金连接区宏观形貌, 该区域无明显缺陷, 但有少量飞边, 且连接区出现弧纹。图 3-1 (d) 为选择不良的工艺参数出现搅拌摩擦连接区的隧道缺陷。这种缺陷经常发生在连接区的前进侧。出现隧道的原因很多, 其中工艺参数的影响最大, 因此, 搅拌摩擦连接过程

中工艺参数的选择十分重要。

3.2.2 不同搅拌头前进速度对连接区宏观形貌的影响

图 3-2 是搅拌头旋转速度固定为 1000 rpm，搅拌头前进速度分别为 150 mm/min、200 mm/min、250 mm/min 的条件下连接区的宏观形貌。图 3-2 (a) 为前进速度 150mm/min 连接区宏观形貌，连接区表面出现起皮和少量的飞边，这是由于单位时间内的停留时间长，热量输入大，材料融化或塑化时间长，导致成型不佳。图 3-2 (b) 为搅拌头前进速度为 200 mm/min 获得的连接区宏观形貌，其表面光滑，弧纹间距相等且致密；图 3-2 (c) 是搅拌头前进速度为 250 mm/min 时获得的连接区宏观形貌，连接区表面成型较为良好，无飞边缺陷。但与图 3-2 (b) 相比，由于获得的连接区成形表面还存在表层不均匀现象。因此，当搅拌头旋转速度为 1000 rpm，搅拌头前进速度为 200 mm/min 时获得的连接区形状最佳。

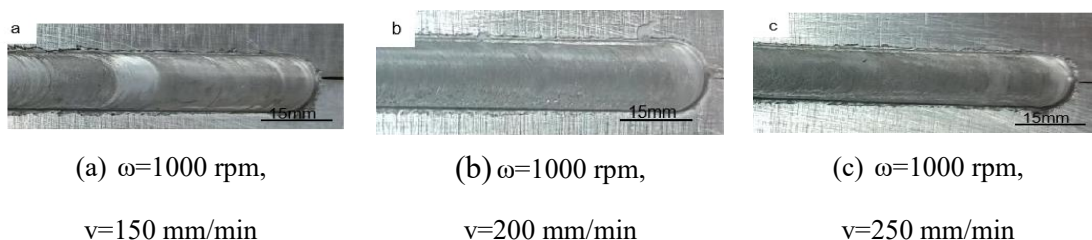


图 3-2 不同前进速度下连接区表面形貌

Fig.3-2 The surface morphology of the connection area at different forward speeds

3.2.3 不同搅拌头旋转速度对连接区的宏观形貌的影响

图 3-3 为搅拌头前进速度固定为 200 mm/min 时，不同搅拌头旋转速度获得的 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区宏观形貌。当搅拌头旋转速度为 900 rpm 时，其连接区表面光滑，无明显飞边，如图 3-3 (a) 所示。当搅拌头旋转速度为 1000 rpm 时，连接区表面略显粗糙。当搅拌头旋转速度为 1100 rpm 时，连接区表面出现轻微起皮，弧纹会微量的重叠，这些变化是因为随搅拌头旋转速度的增加热量输入变大，材料更易塑化。因此，高旋转速度下的搅拌头与材料的相互作用加剧，导致表面出现黏连现象，并形成较多的毛刺和模糊的鱼鳞弧纹。

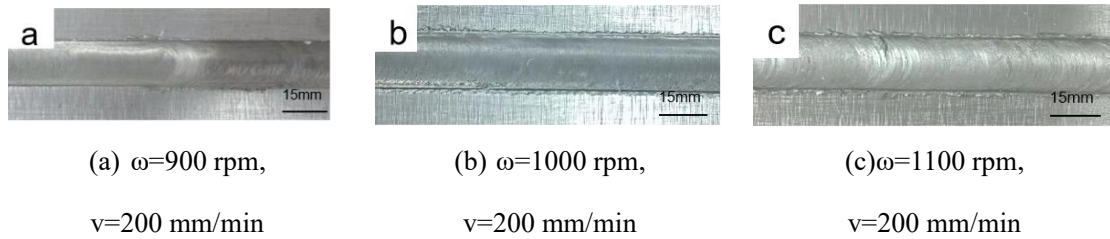


图 3-3 不同旋转速度下连接区表面形貌

Fig.3-3 The surface morphology of the connection zone at different rotation speeds

3.3 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区微观组织分析

3.3.1 镁合金连接区微观组织

图 3-4 展示了 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区的横截面宏观形貌。根据微观组织特征,连接区可以分为母材(BM)、热机影响区(TMAZ)、热影响区(HAZ)和连接区中心(NZ)。连接区左侧为搅拌头旋转方向的前进侧(AS),右侧为返回侧(RS)。前进侧与返回侧宏观结构略有不同,这与搅拌摩擦连接流场有关。连接接头似“v”型,与搅拌头形状相似,金相显微组织观察表明,连接区中心无隧道孔洞等缺陷,材料在搅拌摩擦连接中成型良好。



图 3-4 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区横截面宏观形貌

Fig.3-4 Macroscopic morphology of cross section of friction stir zone of AZ80M magnesium alloy

图 3-5 是为 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区横截面不同区域的组织形貌,图 3-5 (a) 为母材的微观组织,该区域存在 α (Mg) 相和 β (Mg₁₇Al₁₂) 相,这表明连接的母材经过固溶时效热处理,导致析出大量的第二相。图 3-5 (b) 为搅拌摩擦连接区中心,该区域经历了挤压、撕裂、重组和再结晶等过程,在高温摩擦热下动态再结晶使晶粒细化。图 3-5 (c) 所示为热机影响区微观组织,其为层状,这是因为此区域不仅受搅拌摩擦热循环作用,也会间接受到较弱的轴肩与搅拌针的挤压与搅拌作用,而受到的热量与应力作用不足以打破原有的轧制组织结构与充分的动态再结晶,而是引起了该区域晶粒的塑性变形、回复和不完全动态在结晶,所以热机影响区最终形成弧状晶粒组织。图 3-5 (d) 显示了热影响区的显微组织特征,原始晶粒的边界轮廓正在消失,有少量细小晶粒正在形成,可观察到大晶粒与小晶粒共存的现象,这是因为材料在热影响区只发生了热循环作用结果,

热循环作用下晶粒长大，所以能观察到部分晶粒的粗大现象。综上所述，本节详细描述了微观组织特征，可以更全面地理解 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区微观组织演变过程以及其性能特性，连接过程中连接区域经历了挤压、撕裂、重组和再结晶等过程。热机影响区形成层状组织分布，而热影响区则发生晶粒尺寸变化，但未发生重组再结晶。这些微观结构变化直接影响连接区强度和韧性，因此，连接区的断裂处往往会出现现在热影响区，这一区域也容易出现孔洞、隧道等缺陷。

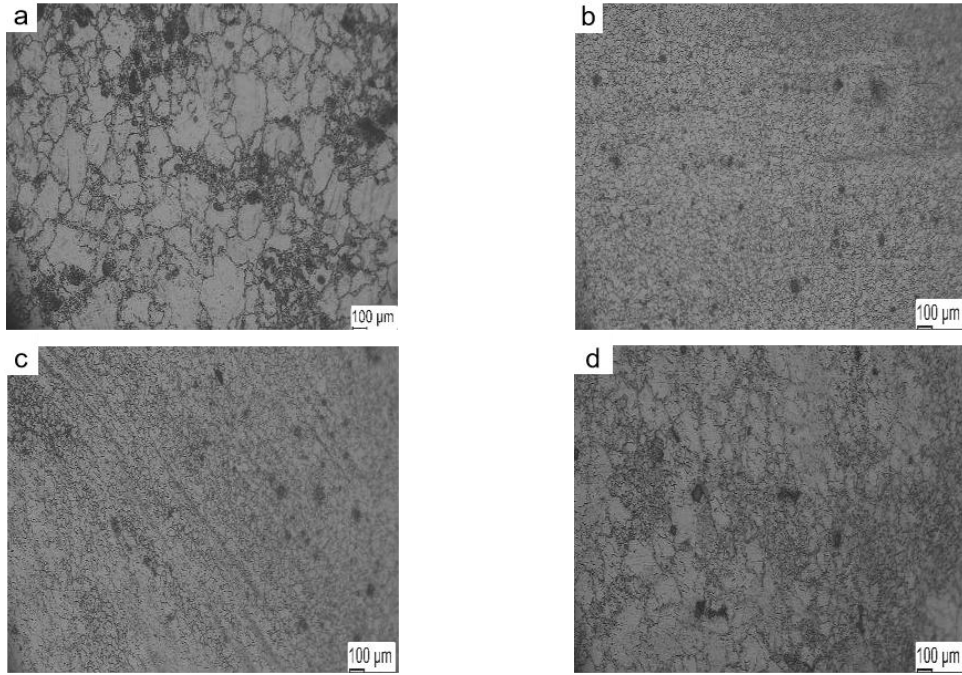


图 3-5 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区横截面不同区域组织形貌

(a) 母材；(b) 连接区中心；(c) 热机影响区；(d) 热影响区

Fig.3-5 The microstructure morphology of different regions in the cross section of friction stir zone of AZ80 M magnesium alloy

(a) Base metal ; (b) Connection zone centres ; (c) The heat engine affected zone ; (d) Heat affected zone

3.3.2 工艺参数对连接区微观组织影响

本文专注于研究搅拌头的旋转速度和前进速度对 AZ80M 镁合金的连接区的影响。在连接过程中，热量主要由搅拌针与板材形变热以及搅拌头与轴肩摩擦热两部分组成。为了简化热量描述，忽略形变热，可将热输入公式^[62]表示为：

$$Q = \frac{\pi \omega \mu F (r_0^2 + r_0 r_i + r_i^2)}{45(r_0 + r_i)} \quad (3-1)$$

式中：Q：摩擦热输入功率（W）

r_0 、 r_i ：搅拌头轴肩半径、搅拌针半径， $r_i \leq r \leq r_0$

F：搅拌头与连接件之间的压力

ω ：主轴转速（r/min）

μ ：半径为 r 时的摩擦系数

由上述公式 3-1 可知，摩擦热输入功率与主轴转速、摩擦系数、压力、搅拌头轴肩半径和搅拌针半径相关。优化工艺参数、定量化处理其他因素，研究搅拌头旋转速度与前进速度对连接区的影响，通过调整速度比（ ω/v ）以获得理想连接区，以实现连接无缺陷，本节主要探讨搅拌头前进速度变化对 AZ80M 镁合金连接区微观组织的影响。

如图 3-6 所示，是搅拌头旋转速度固定为 1000 rpm 时，搅拌头前进速度分别为 150 mm/min、200 mm/min、250 mm/min 时获得的连接区对底部的微观组织，三种工艺参数下获得的连接区均经历了动态再结晶，导致晶粒细化；图 3-6（a）是搅拌头前进速度为 150 mm/min 时获得的连接区底部的晶粒，连接区底部的晶粒有黑色的斑迹，这是腐蚀不当产生的结果，晶粒的大小不一，大的晶粒与小的晶粒共存，由金相分析软件测得晶粒大小如表 3-1 所示，平均晶粒大小为 8.602 μm ，图 3-6（b）是搅拌头前进速度为 200 mm/min 时获得的连接区的平均晶粒大小为 6.578 μm ，图 3-6（c）是搅拌头前进速度为 250 mm/min 时获得的连接区，平均晶粒的大小为 6.395 μm ，这是因为随着搅拌头前进速度的增大，热量的输入不变，但搅拌头停留时间变短，晶粒会随之变小，停留时间长的连接区中心晶粒会出现粗大现象。

图 3-6（d）、（e）、（f）是搅拌头前进速度固定为 200 mm/min，搅拌头旋转速度分别为 900 rpm、1000 rpm、1100 rpm 时获得的搅连接区底部的微观组织。从图 3-7 可以观察到晶粒的大小呈现出大小不一的现象，大的晶粒中夹杂着小的晶粒。当搅拌头前进速度固定为 200 mm/min 时，搅拌头旋转速度从 900 rpm 升到 1100 rpm 时，其获得的连接区晶粒大小从 8.385 μm 减小到图 6.441 μm 。这是因为影响晶粒大小的主要与热量的输入有关，当搅拌头旋转速度越大，热量输入越高，连接区晶粒尺寸也会变小。

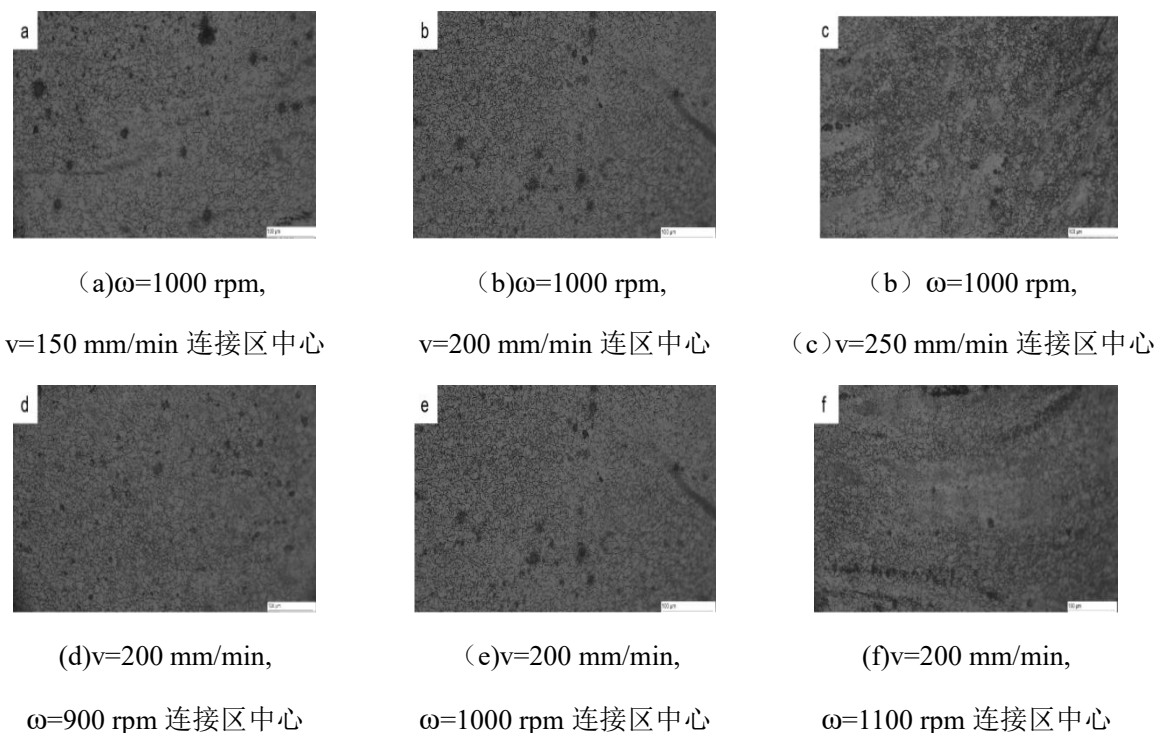


图 3-7 连接区中心显微组织

Fig.3-7 Microstructure of the center of the connection zone

表 3-1 不同工艺参数下连接区中心晶粒大小

Table 3-1 The grain size of the center of the connection zone under different process parameters

搅拌头旋转速度 (rpm)	搅拌头前进速度 (mm/min)	连接区中心晶粒大小 (μm)
1000	150	8.602
1000	200	6.578
1000	250	6.395
900	200	8.385
1000	200	6.578
1100	200	6.441

3.4 本章小节

本章重点分析了 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接试样的宏观形貌和微观组织，并得出以下结论：

(1) 选取的部分试样表明，AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区的宏观形貌与工艺参数密切相关。当搅拌头旋转速度固定为 1000 rpm，前进速度为 200 mm/min 时，可获得较好的宏观形貌。随着搅拌头旋转速度的增加且前进速度固定为 200 mm/min 时，连接区的宏观形貌变差。当搅拌头旋转速度为 1000 rpm，前进速度为 200 mm/min 时，连接区宏观形貌最佳。

(2) AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区分为：连接区中心(NZ)，热机影响区(TMAZ)，热影响区(HAZ)与母材(BM)。热影响区观察到母材晶粒边界轮廓正在消失，连接区中心晶粒细化，热机影响区出现层状组织结构分布，这是由于机械力与热循环双重作用的结果。

(3) 连接区晶粒的大小与热量输入密切相关：当搅拌头旋转速度固定时，搅拌头前进速度越快，连接区晶粒越小；当搅拌头前进速度固定时，搅拌头旋转速度越快，连接区中心晶粒也越小。

第 4 章 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区力学性能分析

4.1 引言

本文对 4 mm 厚的 AZ80M 镁合金板进行了搅拌摩擦连接试验,在选定的工艺参数范围内均获得了完整的连接区形貌。研究探讨了工艺参数对连接区宏观形貌和微观组织的影响。结果表明,不同工艺参数导致的热输入量差异直接影响连接区的微观组织,进而影响其力学性能。本章通过拉伸和硬度试验,分析了不同工艺参数对连接区力学性能的影响。同时,利用扫描电镜 (SEM) 观察拉伸断口,进一步探讨了连接工艺参数对连接区拉伸性能的影响规律。

4.2 连接区拉伸性能分析

表 4-1 显示了 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接试样的拉伸试验结果。由表中数据可知,不同工艺参数下,试样的抗拉强度均低于母材。当搅拌头旋转速度为 1000 rpm,前进速度为 150 mm/min 时,连接试样的抗拉强度最高,达到 271.0 MPa,为母材强度的 90.9%。而当搅拌头旋转速度为 900 rpm,前进速度为 200 mm/min 时,试样的抗拉强度最低,仅为 226.2 MPa。在多数工艺参数获得的连接试样拉伸断口位于前进侧热影响区与热机影响区附近,这是因为热影响区与部分热机影响区在连接的过程中,只受热循环作用,热循环作用下母材晶粒边界轮廓消失,出现大晶粒与小晶粒共存现象,由于晶粒尺寸的变化,所以连接区断裂处往往出现在热影响区与热机影响区附近。

表 4-1 母材与不同工艺参数下连接区试样的抗拉强度

Table 4-1 The tensile strength of the base metal and the joint zone samples under different process parameters

搅拌头旋转速度 ω (rpm)	搅拌头前进速度 v (mm/min)	抗拉强度 (MPa)	伸长率 (%)	断裂位置
900	150	239.2	4.0	前进侧热影响区
900	200	226.2	3.5	前进侧热影响区
900	250	246.8	6.0	前进侧热影响区
1000	150	271.0	7.8	前进侧热影响区
1000	200	259.5	6.4	前进侧热影响区
1000	250	241.6	5.2	前进侧热影响区
1100	200	243.2	6.3	前进侧热影响区

续表 4-1

搅拌头旋转速度 ω (rpm)	搅拌头前进速度 v (mm/min)	抗拉强度 (MPa)	伸长率 (%)	断裂位置
1100	250	267.4	6.5	前进侧热影响区
	母材	298.1	8.5	-



图 4-1 部分试样连接区拉伸断裂位置图

Fig. 4-1 Part of the specimen connection zone tensile fracture position diagram

由表 4-1 绘制搅拌头前进速度和旋转速度连接试样的抗拉强度的影响分别如图 4-2 与图 4-3 所示。

4.2.1 搅拌头旋转速度对连接区拉伸性能的影响

AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接过程中，搅拌头的旋转速度对连接区的拉伸性能具有重要的影响，例如，搅拌头旋转速度过低会导致连接区热量不足，易造成连接区出现缺陷，进而影响力学性能，而搅拌头旋转速度过高会导致材料表面摩擦过度，产生过多的氧化物与金属屑，又降低了连接区的力学性能。因此，选择合适的搅拌头旋转速度能有效改善搅拌摩擦连接区力学性能。

图 4-2 为搅拌头前进速度为 200 mm/min，不同搅拌头旋转速度下获得连接区的拉伸性能。由图 4-2 可以看出，抗拉强度和断后伸长率是先上升，后下降的趋势。当搅拌头旋转速度为 1000 rpm 时，抗拉强度最大为 259.5 MPa，是母材的 87.0%。这是说明当搅拌头的旋转速度对板材的热量输入有显著影响，而在合适的热量输入速度，板材的抗拉强度能达到最优。搅拌头的旋转速度过高或者过低对连接的质量都有着重要的影响：搅拌头旋转速度较低时，热量输入较低，连接区成形差，会影响连接区成形效果，搅拌头旋转速度过高，热量输入过多，热影响区的晶粒结构在热循环的影响下会进一步粗化。因此，当搅拌头旋转速度超过 1000 rpm 时，连接区的抗拉强度会呈现下降的趋势。

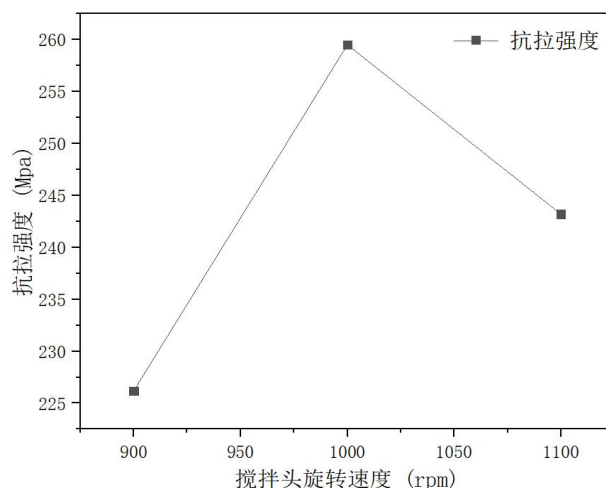


图 4-2 不同旋转速度下连接区抗拉强度（搅拌头前进速度为 200 mm/min）

Fig.4-2 Tensile strength of the joint zone at different rotational speeds (the advancing speed of the stirring head is 200 mm / min)

4.2.2 搅拌头前进速度对连接区拉伸性能的影响

在搅拌摩擦连接过程中，搅拌头前进速度也会影响连接区拉伸性能。搅拌头前进速度会直接影响热输入、微观结构与连接区的形成。当搅拌头前进速度低时，搅拌头在同一区域作用的时间会更长，这会导致连接区过热，晶粒粗大，硬度和强度会下降。同时，搅拌头前进速度低时还会造成沟壑等缺陷；当搅拌头前进速度高时，热输入较低，主要是因为搅拌头快速通过材料，从而减少了热积累。高速会导致搅拌不充分，容易形成孔洞和缺陷，这也会削弱连接区的强度和韧性。如图 4-3 所示，为不同搅拌头前进速度下连接区的拉伸性能，经前期大量的工艺试验可知，当搅拌头前进速度过低时，搅拌针会出现断裂，板材的连接处会出现沟壑孔洞的现象。因此，搅拌头前进速度选用 150 ~250 mm/min，由图 4-3 可以看出，当搅拌头前进速度为 150 mm/min 时获得的试样其抗拉强度最大，之后随着搅拌头前进速度的增加抗拉强度都呈现下降的趋势，可以看出，当搅拌头前进速度为 150 mm/min 时，其搅拌摩擦连接 AZ80M 试样的连接区抗拉强度最好。

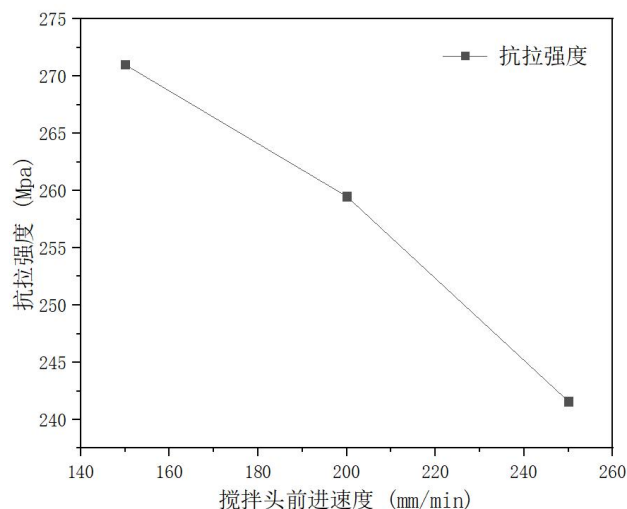


图 4-3 不同前进速度下连接区抗拉强度 (搅拌头旋转速度 1000 rpm)

Fig. 4-3 Tensile strength of the joint zone at different forward speeds (stirring head rotation speed 1000 rpm)

4.2.3 连接区拉伸断口分析

断裂是材料主要失效形式之一，由裂纹萌生、扩展和最终断裂，了解和控制断裂过程对结构设计至关重要。本文利用 S-3400N 型扫描电镜，观察镁合金在不同工艺参数下的拉伸断口，分析断裂机理和影响因素。

图 4-4 显示了 AZ80M 镁合金母材拉伸试样不同区域的断口形貌。由图 4-4 (a) 与 (b) 显示，断口表面存在平坦且相对光滑的区域，这些区域为解理面与解理台阶。解理面是晶体结构中特殊晶面，通常是材料内部存在原子间键合弱的平面，在外力作用下易发生断裂。图 4-4 (c) 与 (d) 为母材另一处断口形貌图与放大图，显示了大量的韧窝与撕裂棱，撕裂棱的出现是由于局部应力集中快速断裂导致。母材区既有解理面也有韧窝与撕裂棱，表明 AZ80M 镁合金拉伸试样的断裂模式为脆韧混合断裂。脆性断裂特征包括明显的解理面和解理台阶；而韧性断裂则表现为韧窝。由于镁合金的晶体结构（一般是 HCP 结构）和相对较低的滑移系统导致其在室温下的塑性变形能力有限，因此拉伸过程中会部分区域表现为脆性断裂特征^[63]，结合上述特征，AZ80M 镁合金拉伸试样断裂机理可能涉及到初始微裂纹的形成。随着外部应力的增加，微裂纹沿解理面扩展，同时材料内部区域发生塑性变形形成韧窝，当应力集中足够高时，材料在脆性与韧性的交接区域发生最终断裂。

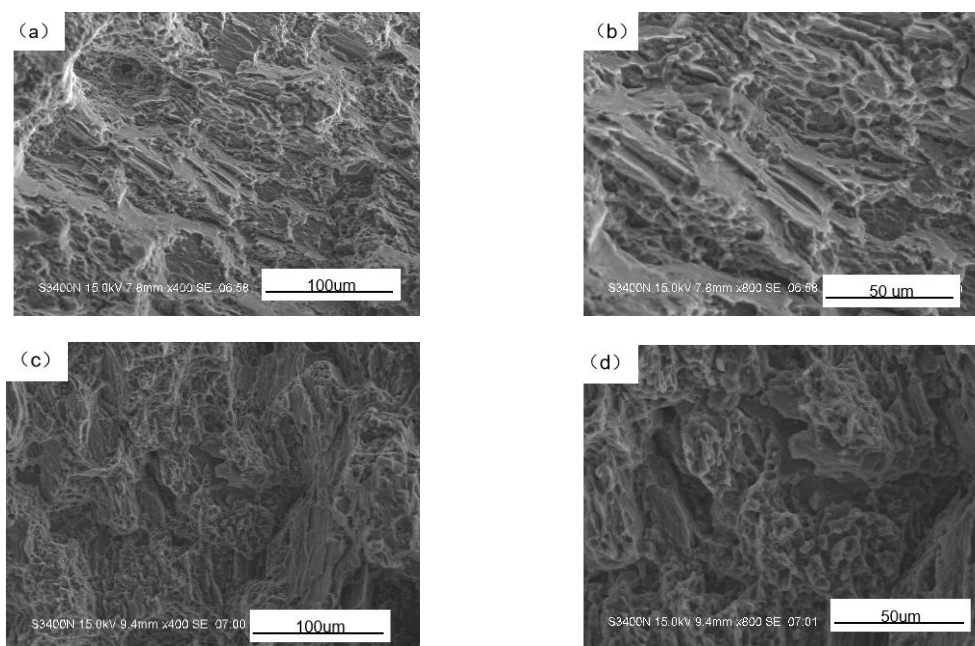
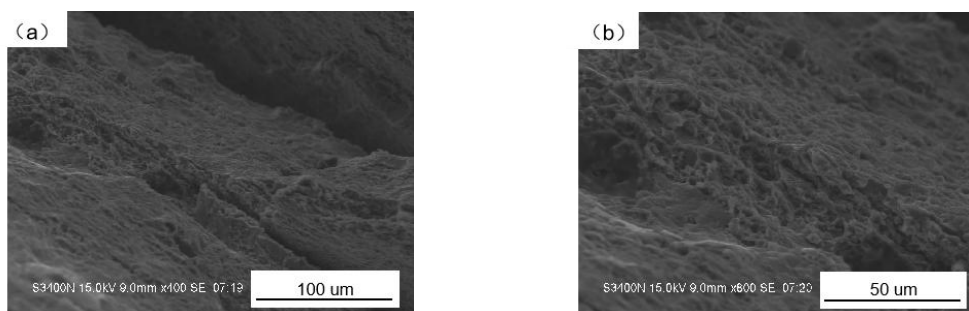


图 4-4 母材拉伸断口微观形貌

Fig. 4-4 Microstructure of tensile fracture of base metal

搅拌头旋转速度为 900 rpm,前进速度为 200 mm/min 时其获得的试样拉伸性能最差,这是工艺参数中力学性能最差的设定。图 4-5 为其拉伸断口形貌图。从图 4-5 (a) 可以看出表面形貌凹凸不平,且表面断裂发生了一些塑性变形。通过高倍镜下的形貌图 4-5 (b) 观察到更多平坦的解理面,这表明材料在某些区域经历了典型的脆性断裂。解理面间的台阶显示了解理发生时的不连续性,这一现象是在晶体结构中特定晶面最大剪切应力发生断裂的结果。剪切断裂的发生可能与此工艺参数引入较高的残余应力有关。图 4-5 (c) 为另一处拉伸断口的形貌图,在 4-5 (c) 与 (d) 图中表面特征更加复杂,可观察到较浅的韧窝和更多的解理面。在拉伸的过程中,这表明材料发生了塑性变形,总的来说,拉伸断口断裂模式以脆性断裂为主。



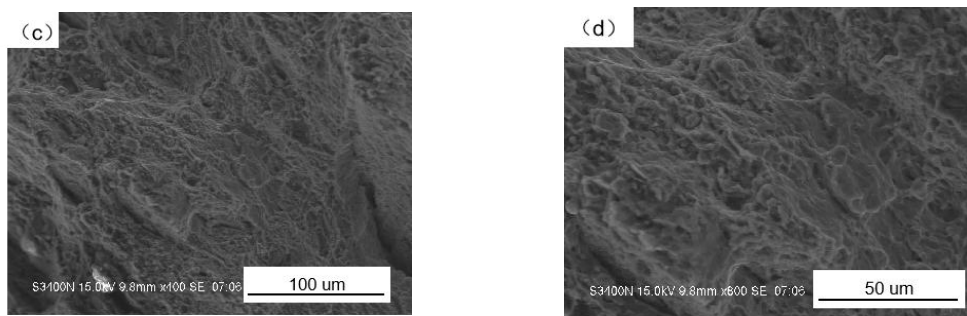
图 4-5 连接区拉伸断口微观形貌 ($\omega=900$ rpm, $v=200$ mm/min)

Fig. 4-5 Microstructure of tensile fracture in connection zone

($\omega=900$ rpm, $v=200$ mm/min)

图 4-6 为搅拌头旋转速度为 1000 rpm，前进速度为 150 mm/min 时获得的试样的拉伸断口形貌，如图 4-6 (a) 和 (c) 所示，断裂表面存在大量大小不一的韧窝，韧窝大小不一的现象可能与搅拌摩擦连接的工艺参数、温度以及镁合金中含有其他元素有关，(b) 和 (d) 是 (a) 和 (c) 高倍镜下的形貌图，图 4-6 (b) 和 (d) 中有明显的撕裂棱以及韧窝，从断裂情况来看，当搅拌头旋转速度为 1000 rpm，前进速度为 150 mm/min 时，拉伸断口倾向于韧性断裂，这可能与热影响区的晶粒细化有关，热影响区晶粒的尺寸影响连接区的力学性能。

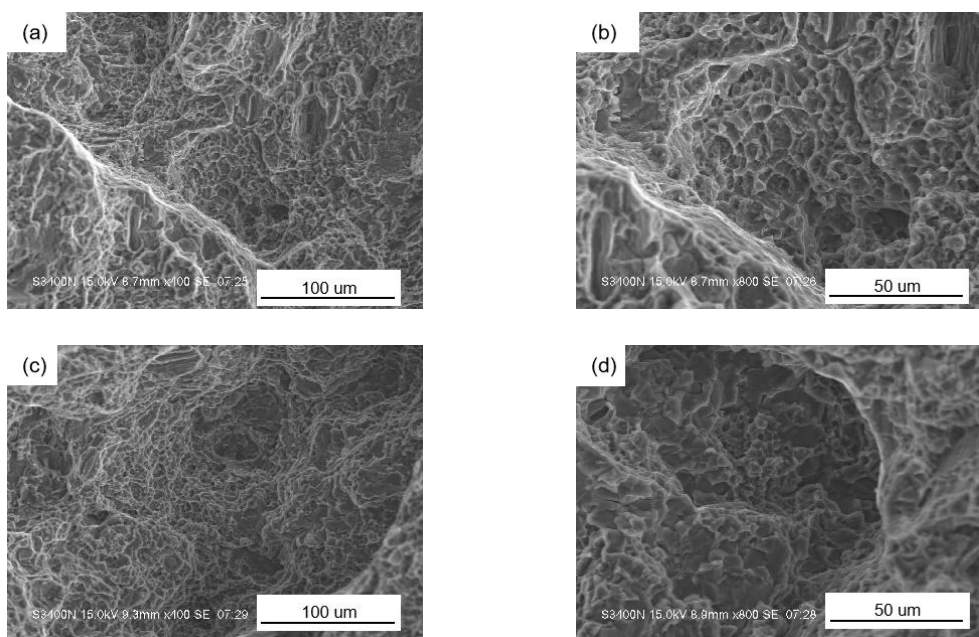
图 4-6 连接区拉伸断口微观形貌 ($\omega=1000$ rpm, $v=150$ mm/min)

Fig. 4-6 Microstructure of tensile fracture in connection zone

($\omega=1000$ rpm, $v=150$ mm/min)

4.3 连接区显微硬度分析

4.3.1 不同区域显微硬度

硬度是一种衡量金属抗变形（尤其是抗塑性变形）、抗磨损和抗切割的物理特性，它代表金属材料抵抗外部物体划伤或压入其表面的性质。硬度不仅反映了金属的强度，而且还与其耐磨性和承受压力的能力有关，而影响 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区显微硬度受很多因素有关，其中包括硬度计算公式、位错密度、组织以及工艺参数。

Hall-Petch 公式系是一个描述材料强度与晶粒大小之间关系的公式^[64]，通常表示如 4-1 所示：

$$\sigma = \sigma_0 + Kd^{1/2} \quad (4-1)$$

其中 σ 是材料的屈服强度， σ_0 是材料的内在屈服应力， K 是 Hall-Petch 斜率， d 为晶粒直径。

由 Hall-Petch 关系可知，硬度与晶粒大小成反比，因此，晶粒细化通常会导致硬度增加；位错密度^[65]也影响着显微硬度，在搅拌摩擦连接过程中，由于材料的塑性变形，位错密度会发生显著变化，位错密度的增加通过阻碍位错之间的滑移，从而增强材料的强度与硬度，这是因为位错之间的相互作用阻碍了材料的进一步变形，在热影响区和连接区，位错密度的变化对硬度的影响也尤为明显；组织^[66]也是影响材料的显微硬度因素之一，搅拌摩擦连接会导致材料流动和热循环会改变镁合金的晶体取向（组织），这种组织的变化会影响材料的力学各向异性，包括硬度，晶体取向的不同可能导致硬度测量值的变化，因为不同晶体面的滑移系统会对压痕测试产生不同的影响；搅拌摩擦连接工艺（如搅拌头轴肩、前进速度、旋转速度、搅拌头形状）也影响着连接区的显微硬度，但本文是固定其他的工艺参数，主要研究搅拌头旋转速度与前进速度对显微硬度的影响，旋转速度与前进速度决定了搅拌摩擦连接过程中的热输入和材料的塑性变形程度，高转速可能会导致更高的热输入和晶粒细化，从而影响着显微硬度。

图 4-7 为 AZ80M 镁合金母材显微硬度的分布与搅拌摩擦连接区显微硬度的分布，由图 4-7（a）和（b）可以看出，母材的硬度的分布与连接区硬度分布显然不同，母材的硬度分布不均，搅拌摩擦连接区的硬度较大值会集中在连接区，

由第三章显微组织观察可知，母材的晶粒大小不一，而且母材微观组织中含有大量的强化相，所以母材的硬度分布呈现大小不一的现象，图 4-7 (b) 为搅拌头旋转速度为 1000 rpm，前进速度为 150 mm/min 时获得的连接试样，其最大值为 94.09 HV_{0.3}，硬度较高与最大值都出现在连接区中心附近，这是因为在连接过程中，搅拌头搅拌的作用产生高温，导致晶粒重组，再结晶，连接区中心晶粒细化，由 Hall-petch 关系式可知，细化晶粒通常导致硬度提高，同时，连接区受高温影响，强化相也会消失，而搅拌摩擦连接过程中的温度和塑性变形会改变这些强化相的分布，连接区的组织也会发生改变，而组织的改变影响材料的滑移系统，导致硬度变化，同时，由于塑性变形，连接区的位错密度会增加，所以连接区中心的显微硬度会较高。而由 4-7 (b) 可知，连接区左侧 6 mm 处会出现硬度值最低，此区域为热影响区，这是因为热影响区的硬度只受热循环作用，位错密度可能因为退火效应而减少，材料的组织也会发生改变而导致软化效应，所以硬度在热影响区硬度会较低。

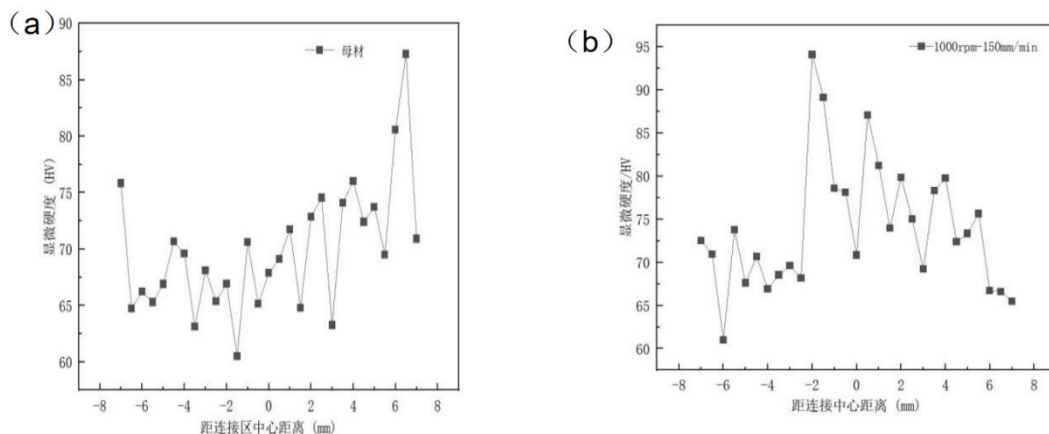


图 4-7 母材与搅拌摩擦连接横截面显微硬度分布

(a) 母材; (b) S1000-F150

Fig. 4-7 Microhardness distribution of cross section of base metal and friction stir welded joint

(a) Base metal ; (b) S1000-F150

4.3.2 不同工艺参数下显微硬度

如图 4-8 是搅拌头前进速度固定为 200 mm/min，搅拌头旋转速度分别为 900 rpm、1000 rpm、1100 rpm 时显微硬度分布图，由图 4-8 可见，当搅拌头旋转速度为 900 rpm 时，连接平均硬度最大，为 67.12 HV_{0.3}，随着搅拌头旋转速度的增加，热输入增加，平均硬度也依次降低。从连接区微观组织观察可知，随着搅拌头旋转速度和热量输入的增加，晶粒大小也增加，符合 Hall-Patch 的关系

式，晶粒长大，硬度降低。

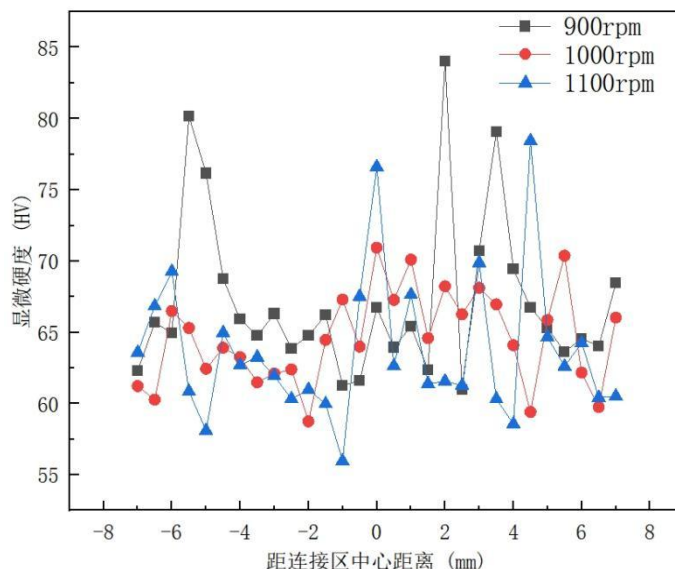


图 4-8 搅拌摩擦连接不同搅拌头旋转速度下显微硬度的分布

Fig.4-8 The distribution of microhardness at different rotational speeds of friction stir welding

图 4-9 所示为搅拌头旋转速度固定为 1000 rpm，不同前进速度下获得的试样的显微硬度分布。由图 4-9 可知，连接区呈现出硬度值不一的现象，热影响区、热机影响区、以及连接区中心硬度值会有明显的差异。搅拌头旋转速度为 1000 rpm，前进速度为 150 mm/min 时获得的试样，其整体的硬度会比搅拌头前进速度为 200 mm/min 和 250 mm/min 时获得的试样硬度值高；硬度测试结果显示，当搅拌头前进速度为 150 mm/min 时，在连接区中心左侧 6.5 mm 位置，显微硬度降至最低，为 60.1 HV_{0.3}；搅拌头前进速度为 200 mm/min 和 250 mm/min 时获得的试样，其左侧 6-7 mm 处也会出现硬度较低值，此区域为前进侧热机影响区与热影响区交接处，晶粒在热循环的影响下经历了重组和再结晶。由于晶粒分布的不均匀性，这一区域通常显示出较低的硬度值，这可能与位错密度的减少和退火效应有关，材料的织构发生改变而导致软化效应，所以硬度在热影响区硬度会较低。在搅拌头前进速度为 150 mm/min 时，连接区最高的硬度能达到 94.09 HV_{0.3}，出现在距离连接区中心 2 mm 处，连接中心硬度会较高，但由第三章可知，随着搅拌头前进速度的增加，晶粒会变小，硬度减小，连接区的晶粒细化是通过机械搅拌和高速旋转产生的热量影响共同作用的结果，通常，晶粒细化会导致材料硬度的增加，细小的晶粒能有效地阻碍位错移动，从而增强材料的硬度。然而，图 4-9 所示的现象是，在晶粒细化之后，随着热量输入的增加，晶粒尺寸

和硬度同步增大,这是因为,在搅拌摩擦连接过程中,随着搅拌头前进速度的增加,热量输入增大,导致连接区的温度升高,较高的温度可能促进了晶粒生长,进而造成晶粒再次长大,在一定的温度和应力作用下,这种晶粒生长可能伴随着二次相的沉淀硬化,使得材料硬度增加,这种现象可能是所用材料和连接工艺参数有关,观察到的硬度随晶粒尺寸增大而增加的确切原因还需对微观结构进行详细分析,如考虑合金元素、沉淀物形成和晶粒内第二相颗粒的分布。

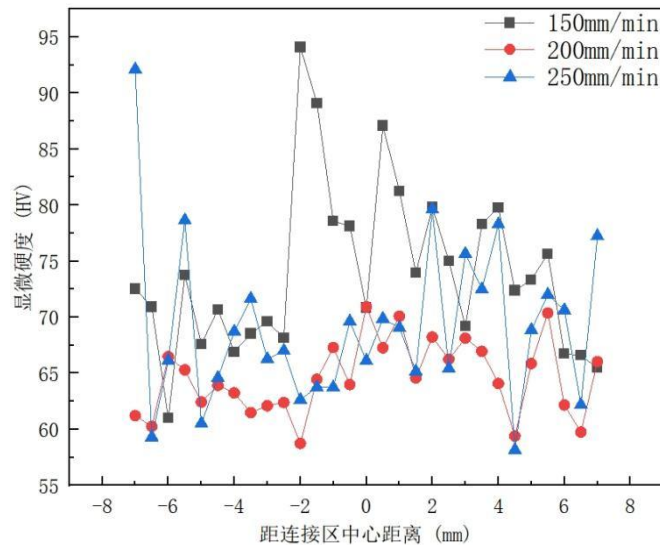


图 4-9 搅拌摩擦连接不同前进速度下显微硬度分布

Fig. 4-9 Microhardness distribution of friction stir joining under different forward speeds

4.4 本章小节

本章对 4 mm 厚 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区的拉伸性能及拉伸断口、显微硬度、以及盐雾腐蚀与电化学腐蚀性能进行了分析,具体如下:

(1) 当搅拌头前进速度为 150 mm/min, 搅拌头旋转速度为 1000 rpm 时, 最高抗拉强度为 271.0 MPa, 为母材的 90.09%, 拉伸断口的位置多出现在前进侧热影响区与热机影响区附近。通过扫描电镜对母材与不同工艺参数下拉伸断口进行观察分析, 不同工艺参数下获得的连接区试样, 其断裂模形式为韧脆混合断裂。

(2) 显微硬度试验中母材的硬度分布呈现波动幅度较大的现象, 当搅拌头旋转速度为 1000 rpm, 搅拌头前进速度为 150 mm/min 时获得的连接试样, 其硬度最大值为 90.09 HV_{0.3}, 距连接区中心-3~3 mm 时, 硬度较高, 热机影响区硬度较低, 其他参数连接区硬度无明显规律。

(3) 电化学腐蚀试验中, 搅拌头旋转速度为 900 rpm, 搅拌头前进速度为

200 mm/min 与 250 mm/min 时获得的连接试样腐蚀电流与腐蚀电流密度比母材小，耐腐蚀性好，搅拌头旋转速度为 1000 rpm，搅拌头前进速度为 150 mm/min 时腐蚀电流与腐蚀电流密度最大，耐腐蚀性最差。

第 5 章 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区耐腐蚀耐磨性分析

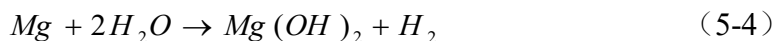
5.1 引言

本章研究搅拌头旋转速度分别为 900 rpm 和 1000 rpm，搅拌头前进速度分别为 150 mm/min、200 mm/min、250 mm/min 连接区耐腐蚀和耐磨性。同时分析不同温度下各试样的摩擦系数和磨损机理。

5.2 电化学腐蚀分析

本节对 AZ80M 镁合金电化学腐蚀性能进行研究。AZ80M 镁合金的电化学腐蚀试验通常旨在评估其在特定腐蚀环境的行为，电化学腐蚀试验是标准的电化学技术，可以量化材料的腐蚀速率、腐蚀电位得到腐蚀电流密度等相关参数；通过模拟海洋环境，以 3.5% 的 NaCl 溶液为电化学池采用三电极系统进行试验，AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区域的电化学腐蚀机理涉及很多方面，镁合金腐蚀环境中的行为较为复杂，AZ80M 镁合金主要由镁、铝、锌组成，以下是 AZ80M 镁合金电化学腐蚀机理的相关特征，试验初期，仅出现少量气泡，之后则会产生密集的气泡，AZ80M 镁合金及连接区试验时作为阳极发生氧化反应，镁原子失去 4 个电子，转化为镁离子，如式（5-1）所示，这个反应是电化学腐蚀过程的主要驱动力，镁原子的氧化导致材料的损失，阴极发生还原反应，阴极通常涉及水分子分解以及溶解氧的还原，氧气的还原反应占主导地位，如式（5-2），氧气较少的环境，则水发生还原，如式（5-3），这些反应主要发生在阴极区域；随后镁离子（ Mg^{2+} ）与水中的（ OH^- ）反应，形成 $Mg(OH)_2$ 的沉淀，如式（5-4）所示，氢氧化镁在镁合金表面形成一层保护膜，这层膜在一定程度上可以减缓腐蚀过程，在 AZ80M 镁合金中铝和镁元素及其他微量元素会影响合金的微观结构和腐蚀行为，其中 Cl⁻ 具有穿透作用，会加速腐蚀，合金中的不均匀性，如第二相也可能导致局部腐蚀，形成坑蚀，当这些因素破坏其表面及 $Mg(OH)_2$ 时，会使 AZ80M 重新暴露，便会形成新的腐蚀产物阻碍腐蚀，随着时间的推移便会达成一种平衡。





极化曲线是电化学腐蚀中重要的概念,它是通过电化学方法控制的一种曲线,用于描述金属在电化学腐蚀过程中电位与电流之间的关系。极化曲线可以反映:当金属电极的电位相对于某个参比电极发生变化时,通过的电极密度是如何变化的,它可以提供关于金属腐蚀过程的重要信息,如材料的自腐蚀电位、自腐蚀电流与抗腐蚀能力。自腐蚀电位可以反映腐蚀倾向,在一定程度上可以判断腐蚀的倾向,自腐蚀电流密度是动力学方面的参数,它可以表征材料的腐蚀速率^[67]。图 4-10 为 AZ80M 镁合金母材与搅拌摩擦连接试样极化曲线,拟合的极化曲线结果如表 4-2 所示,母材腐蚀电位最大为-0.12 V,腐蚀电流为 3.998×10^{-7} A,腐蚀电流为 5.07×10^{-9} A · cm⁻²,试样 3 腐蚀电位为-0.219 V,腐蚀电流为 1.324×10^{-7} A,腐蚀电流密度为 1.69×10^{-9} A · cm⁻²,可以看出高的腐蚀电位并非对应低的腐蚀电流与腐蚀电流密度,因此 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区电化学的耐腐蚀性需要综合考虑,腐蚀电位是热力学参数,腐蚀电流属于动力学参数,腐蚀电流的大小对材料耐腐蚀性能的影响更大,因此我们用腐蚀电流与腐蚀电流密度的大小来判断材料的耐腐蚀性^[68]。在表 4-2 可知,试样 2(S900-F200)与试样 3(S900-F250)腐蚀电流与腐蚀电流密度比母材小,说明试样 2 与试样 3 的耐腐蚀性比母材好,试样 4(S1000-F150)的腐蚀电流为 2.46×10^{-6} A,腐蚀电流密度为 3.13×10^{-8} A · cm⁻² 最大,耐腐蚀性最差,因此搅拌头旋转速度为 900 rpm,搅拌头前进速度为 200 mm/min 时搅拌摩擦连接试样获得的连接区耐腐蚀性最好,这是因为相较于搅拌头高旋转速度与搅拌头前进速度连接时连接区热输入高,连接区晶粒易发生再次长大,性能反而降低,当搅拌头的旋转速度过低,会热输入低,从而导致连接区出现缺陷等,影响连接区性能,但可增加冷却时间,有利于连接区耐腐蚀性的提高。总之,不同工艺参数会导致搅拌摩擦连接区的微观结构和应力状态的变化,进而影响连接区耐腐蚀性能。

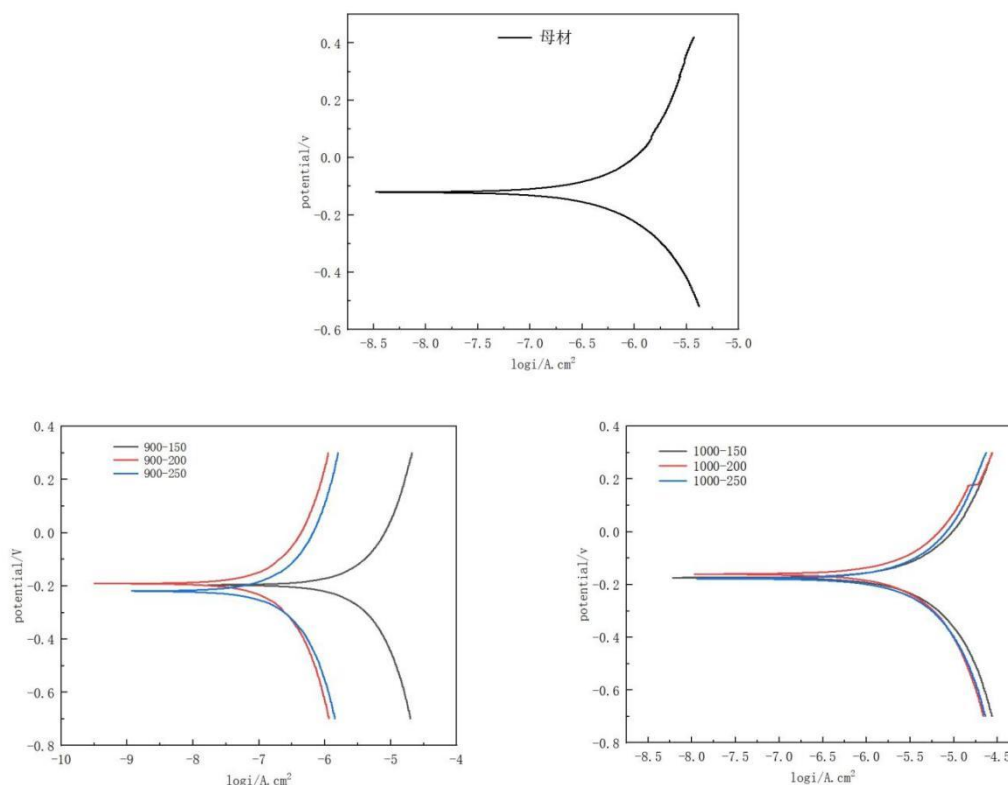


图 5-1 AZ80M 镁合金母材与 FSJ 不同参数下连接区试样的极化曲线

Fig. 5-1 Polarization curves of AZ80M magnesium alloy base metal and FSJ specimens under different parameters

表 5-1 母材与连接区试样极化曲线拟合结果

Table 5-1 Polarization curve fitting results of base metal and joint zone samples

试样序号	搅拌头旋转 速度 ω (rpm)	搅拌头前进 速度 V (mm/min)	腐蚀电位 E_{corr}/V	腐 蚀 电 流 i_{corr}/A	腐蚀电流密 度 I_{corr} ($\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$)
1	900	150	-0.196	1.85×10^{-6}	2.36×10^{-8}
2	900	200	-0.191	1.114×10^{-7}	1.42×10^{-9}
3	900	250	-0.219	1.324×10^{-7}	1.69×10^{-9}
4	1000	150	-0.174	2.46×10^{-6}	3.13×10^{-8}
5	1000	200	-0.161	1.787×10^{-6}	2.27×10^{-8}
6	1000	250	-0.178	2.099×10^{-6}	2.67×10^{-8}
	母材		-0.12	3.998×10^{-7}	5.07×10^{-9}

图 5-2 为 AZ80M 镁合金母材与部分 FSJ 试样的电化学腐蚀扫描电镜形貌图，图 5-2 (a) 和 (b) 为母材的局部腐蚀图，母材表面平整，但有小块的白量区，这些白量区是由腐蚀而形成的局部聚集的腐蚀产物，5-2 (c) 和 (d) 为试样 2 (S 900-200) 表面形貌，可以看出，腐蚀程度较轻，图 5-2 (e) 和 (f) 为试样 4 (S1000-F150) 表面形貌，腐蚀最为严重，蚀坑深而多，表面有最大的腐蚀产物，以及材料的脱落，局部腐蚀严重的现象。

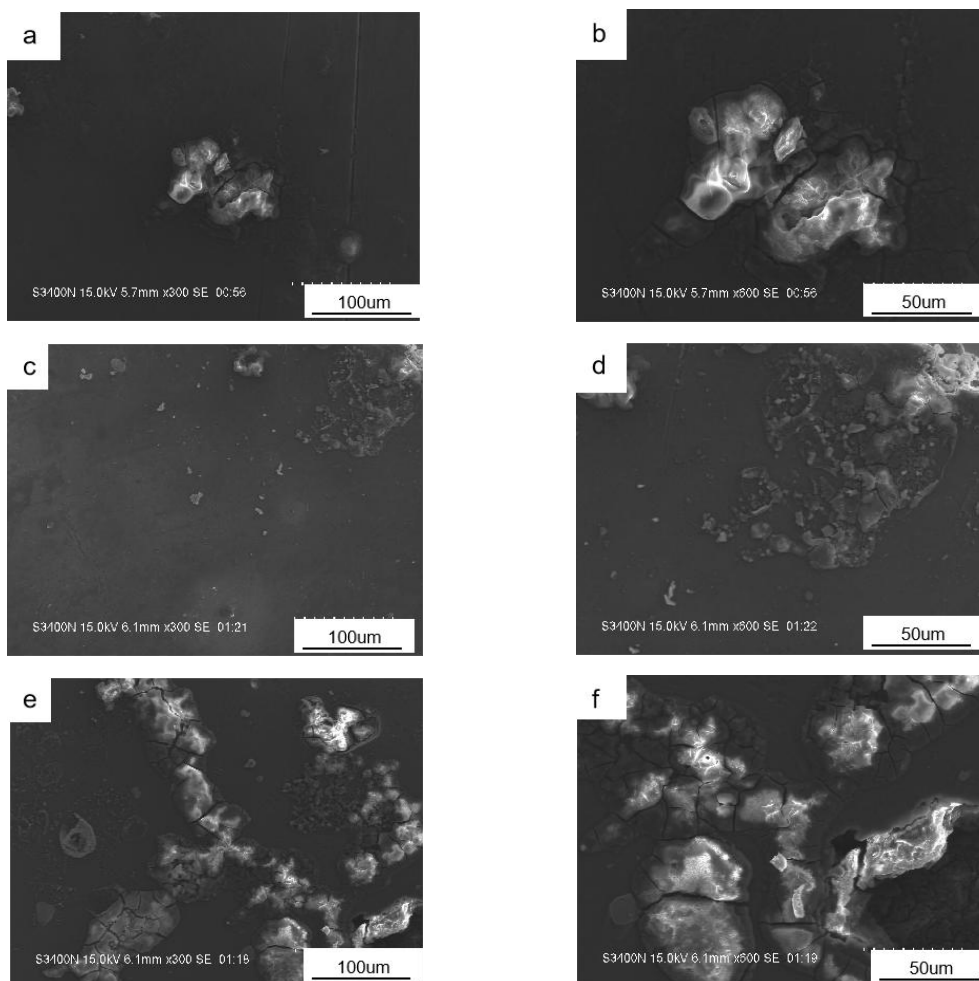


图 5-2 AZ80M 镁合金部分搅拌摩擦连接试样与母材的电化学腐蚀形貌扫描电镜
(a-b) 母材 (c-d) 试样 2 (e-f) 试样 4

Fig.5-2 Electrochemical corrosion morphology of friction stir bonded AZ80M magnesium alloy and base metal SEM

(a-b) base metal (c-d) specimen 2 (e-f) specimen 4

5.3 耐磨性分析

5.3.1 连接区表面显微组织与硬度

由表 5-2 可知,母材的硬度高于搅拌摩擦连接区硬度,试样 6 平均硬度最大,为 66.74 HV,试样 3 平均硬度最小,为 62.31 HV。图 5-3 为母材与搅拌摩擦连接区显微组织,表 5-3 为不同工艺参数下平均晶粒大小,由表 5-2 与表 5-3 可知,晶粒大小基本上符合霍尔-佩奇(Hall-Petch)关系,晶粒细化后,晶粒尺寸减小,晶粒尺寸小,硬度大。所以本文对母材与搅拌摩擦连接硬度最小试样 3 与硬度最大的试样 6 摩擦磨损行为进行研究。

表 5-2 不同工艺参数下试样表面与母材表面硬度值

Table 5-2 The hardness values of the sample surface and the base metal surface under different process parameters

序号	连接参数	硬度
1	900-150	65.00
2	900-200	65.32
3	900-250	62.31
4	1000-150	65.45
5	1000-200	65.30
6	1000-250	66.74
母材		67.37

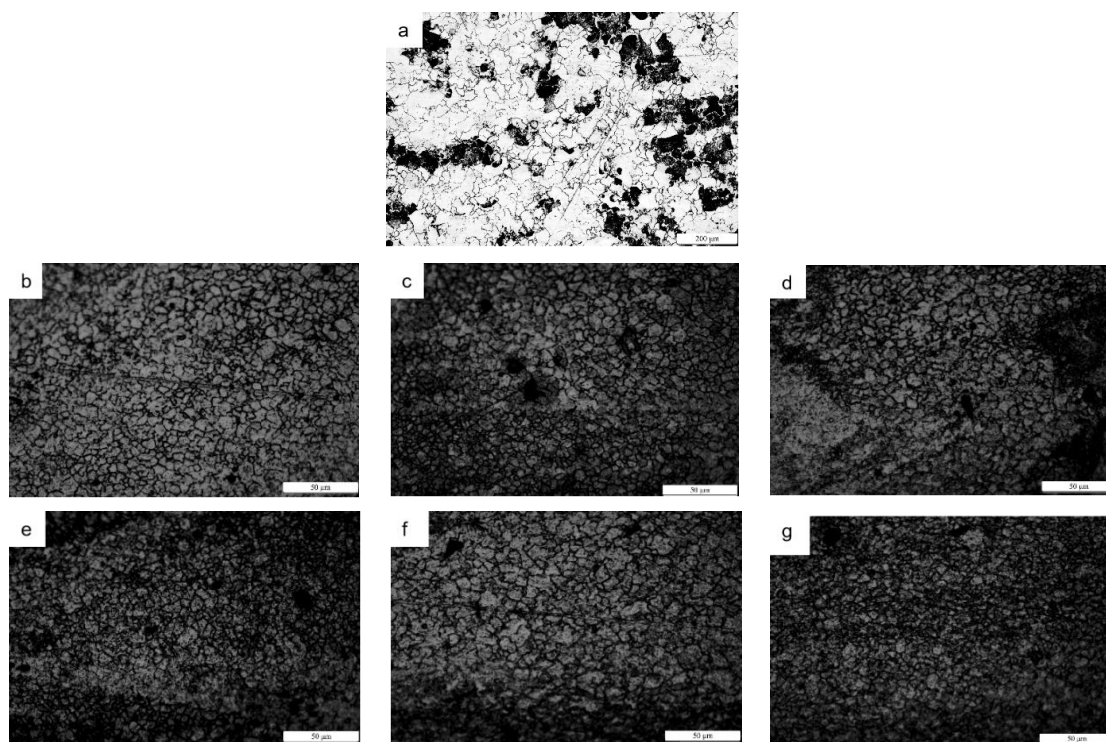


图 5-3 母材与不同工艺参数下连接中心微观组织

(a)母材；(b)试样 1；(c)试样 2；(d)试样 3；(e)试样 4；(f)试样 5；(g)试样 6

Fig.5-3 Microstructure of base metal and connection center under different process parameters

(a) Base metal ;(b) Sample 1;(c) Sample 2;(d) Sample 3;(e) Sample 4;(f) Sample 5;(g) Sample 6

表 5-3 不同工艺参数下平均晶粒大小

Table 5-3 Average grain size under different process parameters

试样编号	工艺参数	平均晶粒大小 (um)
1	S900-F150	5.561
2	S900-F200	5.303
3	S900-F250	6.050
4	S1000-F150	5.525
5	S1000-F200	6.150
6	S1000-F250	4.565

5.3.2 常温下连接区摩擦系数与磨损形貌分析

摩擦系数是表征摩擦行为重要的物理量。图 5-4 为常温下母材与不同工艺参数下连接区摩擦系数随时间变化曲线，母材的摩擦系数在开始的阶段，先迅速上升，初始峰值之后摩擦系数下降，最后摩擦系数微量上升并趋向稳定，稳定后的摩擦系数在 0.25~0.45 之间波动，摩擦系数最大为 0.447，最小为 0.294，稳定后 2 分钟后平均摩擦系数为 0.373；当搅拌头旋转速度为 900 rpm，旋转速度为 250 mm/min 时获得的试样摩擦系数随时间同样经历上升和下降的过程，初始波动幅度较大，随后，摩擦系数波动减小并在一个较低的范围内变化，与旋转速度为 1000 rpm 试样相比摩擦系数比较稳定，稳定后摩擦系数为 0.363；搅拌头旋转速度为 1000 rpm，前进速度为 150 mm/min 时，连接区摩擦系数依然是先上升后下降，最后趋向稳定，稳定摩擦系数为 0.371，这是由于开始阶段，Gr 球滑动须克服静摩擦力，所以初始阶段摩擦系数上升，之后转化滑动摩擦力，一般静摩擦力会大于滑动摩擦力，峰值之后，逐渐趋于稳定。

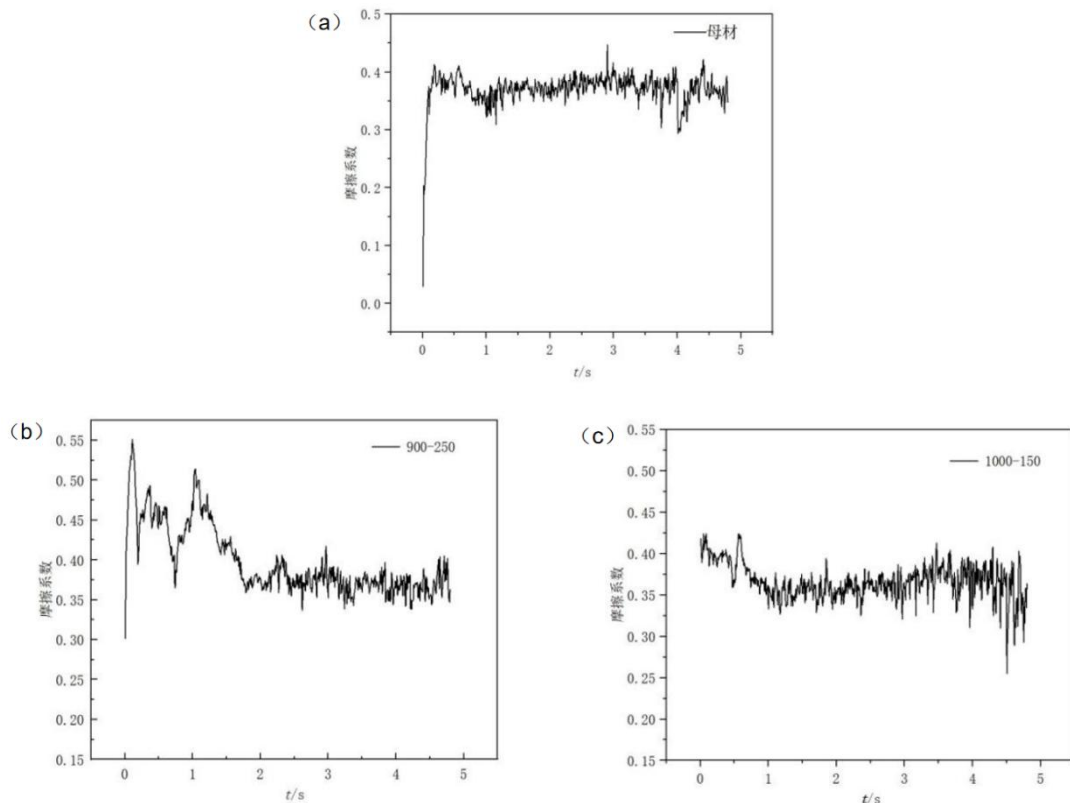


图 5-4 常温下母材与不同工艺参数下摩擦系数曲线

(a) 母材; (b) S900-F250; (c) S1000-F150

Fig.5-4 Friction coefficient curve of base metal under different process parameters at room temperature

(a) Base metal ; (b) S900-F250 ; (c) S1000-F150

图 5-5 和表 5-3 分别是 AZ80M 镁合金母材摩擦磨损试验的扫描电子显微镜 (SEM) 图片和相应的能量色散谱 (EDS) 结果。选取母材表面三个不同的区域 SEM 图片进行研究, 选区 1 呈现较为平滑的磨损痕迹, 表明这里可能经历了较为均匀的磨损作用; 选区 2 的特征则表明了剧烈磨损现象; 选区 3 的特征则显示了较多的磨损碎屑, 这是由于摩擦过程中局部材料迁移或剥离所致。选区 1 主要由镁 (Mg) 和少量的铝 (Al) 和氧 (O) 组成, 这表明这一区域主要受到基体材料的影响, 选区 2 的镁含量略低, 氧含量较高, 该区域发生大量的氧化作用, 选区 3 的氧含量仅次于选区 2。综上所述, 图 5-5 母材 SEM 图像和表 5-3 母材不同区域 EDS 结果可以推断, 母材表面在摩擦磨损过程中经历了不同程度的磨损和氧化, 区域 2 磨损严重, 表面磨粒多, 同时含氧量最高, 磨损较为严重, 此区域主要为氧化磨损。

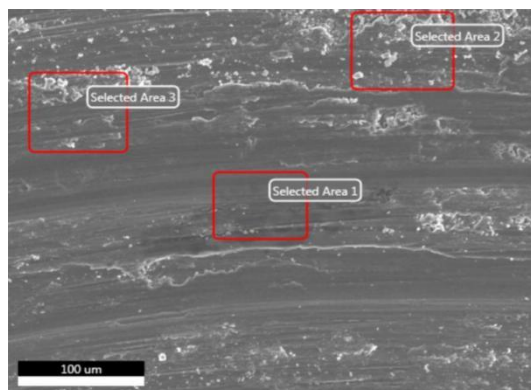


图 5-5 母材摩擦磨损不同区域 SEM 形貌

Fig. 5-5 SEM morphology of different regions of friction and wear of base metal 5-3

表 5-3 母材不同区域 EDS 结果

Table 5-3 EDS results of different regions of base metal

不同区域	元素含量 (质量分数.%)			
	Mg	Al	O	其他元素
区域 1	81.07	6.48	10.37	2.08
区域 2	68.69	5.61	25.69	0.01
区域 3	70.35	5.95	23.71	0.03

图 5-6 (a) 为母材的扫描电子显微镜 (SEM) 图像, 表面可观察到磨损相关的线性特征, 图 5-5 (b) 和图(c)是 S900-F250 与 S1000-F250 工艺参数下 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区摩擦磨损 SEM 图像, 可以观察到滑动方向平行的磨损痕迹和磨屑堆积。图 (b) 显示了更加显著的磨损, 表明较高程度的材料迁移或氧化, 图 5-5 (c) 的磨损较轻, 沟槽较浅。

表 5-4 为母材、试样 3 与试样 6 的 EDS 结果, 母材中镁 (Mg) 含量最高,

其次是氧（O），铝（Al）含量最低。试样 3 和试样 6 的镁含量有所不同，试样 6 的氧含量（17.24%）明显低于母材金属（25.69%）和试样 3（26.88%），表明试样 6 的表面氧化程度低于其他两者，与 SEM 图像中观察到的较少磨损状况相符。结合 SEM 图像与 EDS 数据可以看出，常温下 AZ80M 镁合金的母材和搅拌摩擦连接区的磨损机制主要为氧化磨损、磨粒磨损混合机制。图 5-6（c）中的试样 6 显示出相对较轻的磨损，而母材和试样 3 磨损较为严重，试样 6 耐磨性高于试样 3，也反应出硬度较大，一般耐磨性较好。

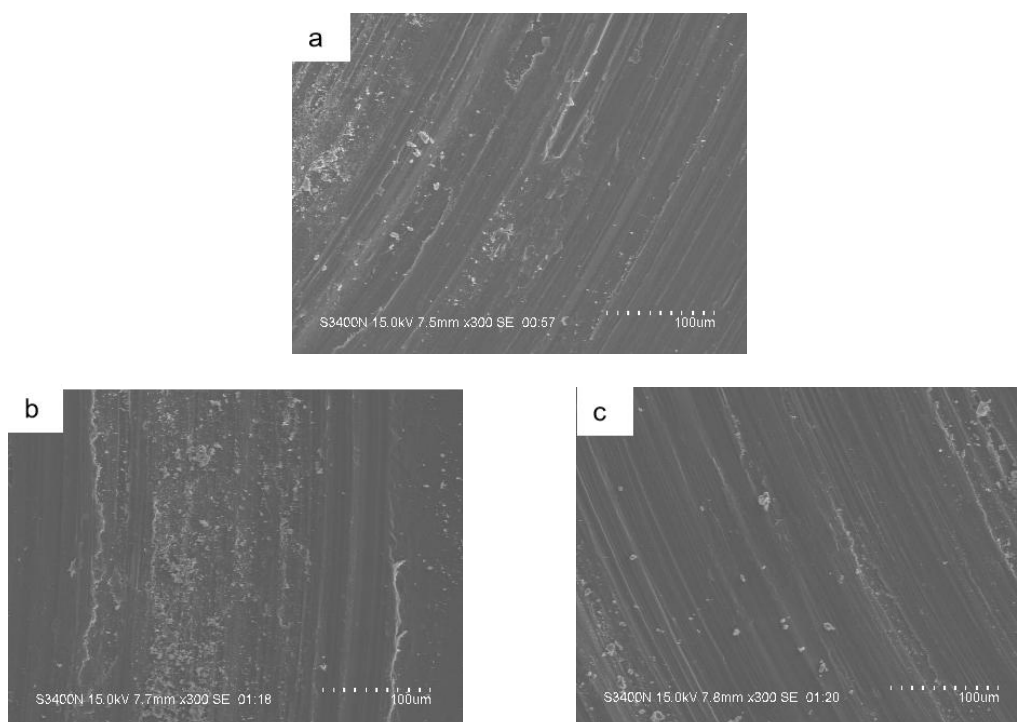


图 5-6 母材与不同工艺摩擦磨损 SEM 图像

(a) 母材；(b) 试样 3；(c) 试样 6

Fig. 5-6 SEM images of friction and wear of base metal with different processes

(a) Base metal ;(b) Sample 3; (c) Sample 6

表 5-4 母材与部分试样磨损表面后元素组成（质量分数.%）

Table 5-4 Element composition (wt. %) of base metal and wear surface of some samples

元素	EDS 结果		
	母材	试样 3	试样 6
Mg	68.69	67.85	76.75
Al	5.61	5.27	6.01
O	25.69	26.88	17.24

5.3.3 高温下摩擦磨损分析

图 5-7 为母材与试样 3、试样 6 不同温度下摩擦系数随时间变化的曲线，图 5-7（a）为母材的摩擦磨损随时间变化的曲线，摩擦系数开始时先迅速上升，然

后随时间的推移出现波动，在 200℃ 条件下，试样先上升稳定一段时间后，在两分钟时出现下降趋势，随后稳定在 0.3 左右，在 300℃ 的条件下呈现上升趋势，最终达到较高水平，常温、100℃ 和 200℃ 的条件下，摩擦系数在试验过程中较为稳定，波动范围较小；试样 3 摩擦系数在 100℃ 与 200℃ 的条件下波动幅度较大，300℃ 条件下，摩擦系数在试验后期显著上升；试样 6 在 200℃ 时，试样在 3 分钟前摩擦系数一直处于较高的水平，随后稳定在 0.4 左右，其他温度下摩擦系数均稳定在 0.2~0.4 之间。从图 5-8 中可知，母材 300℃ 下平均摩擦系数最大，试样 3 在 200℃ 时摩擦系数最大，试样 6 在 300℃ 下摩擦系数最大，可以看出，高温会一定程度影响母材与搅拌摩擦连接区摩擦系数，高温条件下摩擦系数有变大趋势。

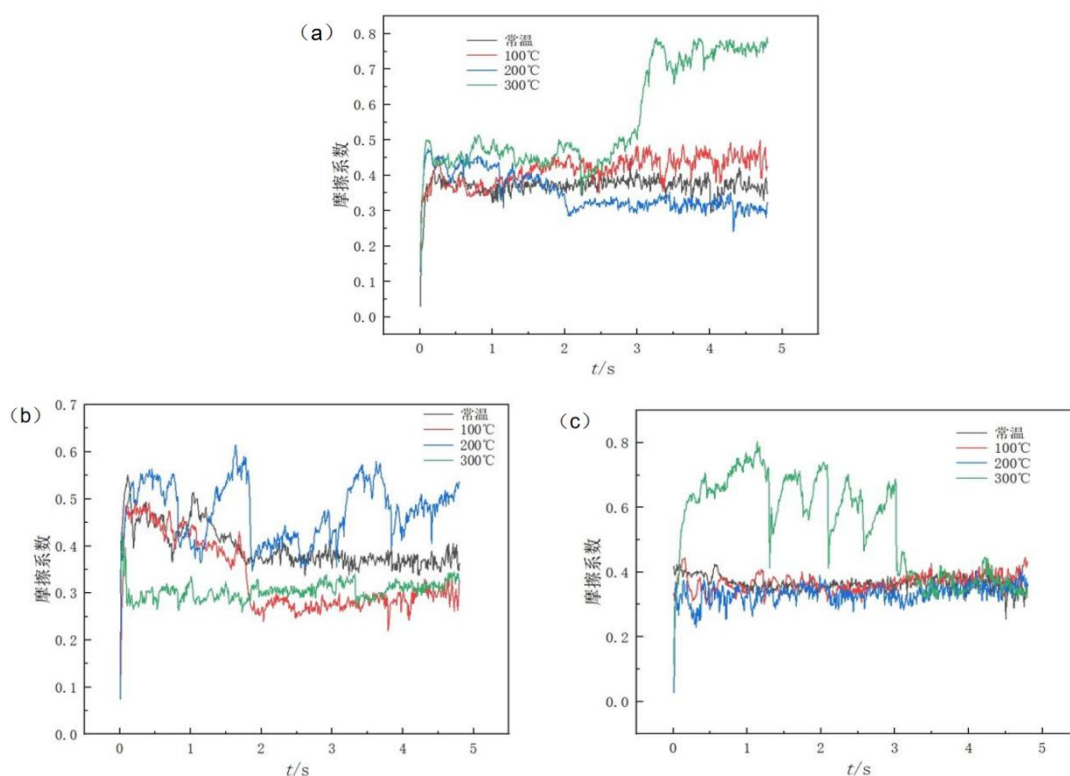


图 5-7 不同温度下母材与不同工艺参数下摩擦磨损曲线

(a)母材； (b) 试样 3； (c) 试样 6

Fig. 5-7 Friction and wear curves of base metal at different temperatures and different process parameters

(a) Base metal ; (b) Sample 3 ; (c) Sample 6

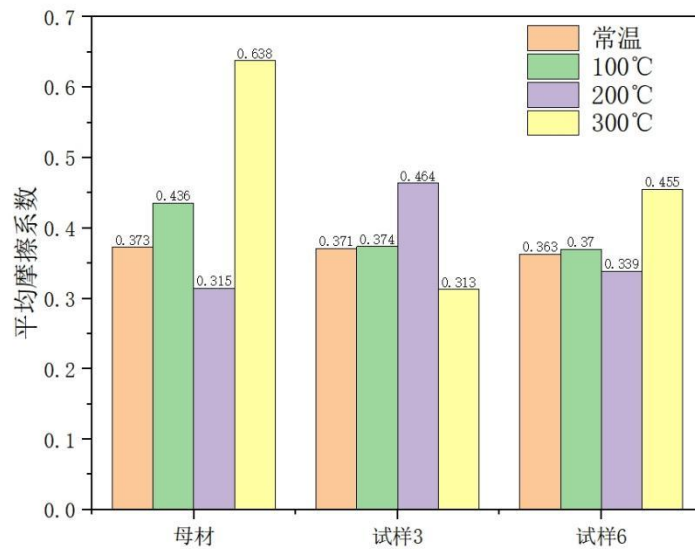


图 5-8 不同温度下母材与不同工艺参数下平均摩擦系数

Fig.5-8 Average friction coefficient of base metal at different temperatures and different process parameters

5.3.4 高温摩擦磨损机理分析

图 5-9 (a)、(b) 和 (c) 代表的是 AZ80 镁合金母材经过磨损后的表面 SEM 图像。从图 5-8 (a) 与 (c) 可以看出，母材表面出现了与滑动方向平行的磨损痕迹，这些痕迹是由于表面对磨料间的微观滑动作用造成。图 5-9 (a) 表面存在细小的擦伤痕迹，有出现较深的犁沟，此区域为轻微磨粒磨损，图 5-9 (c) 能观察到大块金属脱落，为剥层磨损，图 5-9 (b) 可以观察到裂纹扩展产生的氧化层脱落，显示了一个高度不规则和粗糙的表面，表明这是一个强烈磨损的区域，磨损表面上的特征包括裂纹、凹坑、划痕和物料堆积，存在大量的氧化磨屑，已进入到严重塑性变形阶段，可以看出此区域表面粗糙度大，这也是母材高温摩擦系数上升的原因，随着表面趋向于光滑时，后期摩擦系数趋于稳定，300 °C 的母材的磨损机制主要为氧化磨损与剥离磨损。图 5-9 (d)、(e) 和 (f) 显示了 200 °C 条件下的试样 3 的磨损表面，与母材相比，试样 3 的磨损表面更为粗糙，磨损特征更加显著，尤其是图 5-9 (e) 中，可以看到材料的堆积和撕裂，表明剥离磨损的存在。图 5-9 (g)、(h) 和 (i) 代表了 300 °C 条件下的试样 6 的磨损表面。SEM 图片中磨损特征相对较少，表面较为光滑，同样在图 5-9 (h) 中可以看到一个高度不规则和粗糙的表面。结合上文的摩擦系数随时间变化曲线和平均摩擦系数柱状图，母材表现出的较低的摩擦系数波动性可能与其表面的相对平滑性有关。而试样 3 和试样 6 在不同温度下的摩擦系数变化反映了不同的磨损

特性。高温条件下摩擦系数的增加与磨损表面的氧化和软化有关。试样 6 在更高的旋转速度下，表现出较低的平均摩擦系数，这可能是由于在高速旋转下，材料表面的热影响和应力条件不同，导致了不同的磨损行为。从磨损机理角度来看，母材和试样的磨损表面揭示了材料在接触界面上可能经历了氧化磨损与剥离磨损等多种磨损机制。因此，通过详细分析这些 SEM 图像，可以更好地理解和预测 AZ80M 镁合金在类似条件下的磨损行为，为材料设计和工程应用中的耐磨性能提供指导。

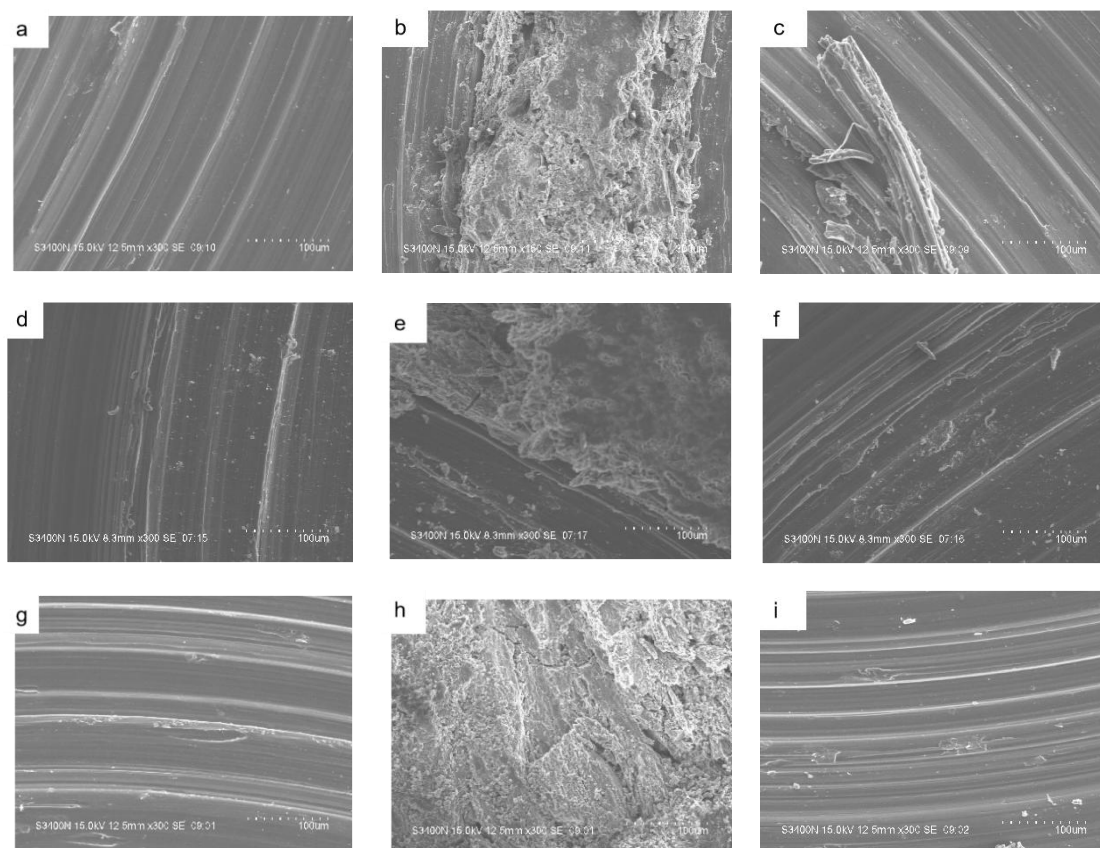


图 5-9 不同试样摩擦磨损表面形貌图

(a-c) 300 °C 母材；(d-f) 200 °C 试样 3；(g-i) 300 °C 试样 6

Fig.5-9 Friction and wear surface morphology of different samples

(a-c) 300 °C base metal ;(d-f) 200 °C sample 3; (g-i) 300 °C sample 6

5.4 本章小节

(1) 电化学腐蚀试验中，搅拌头旋转速度为 900 rpm，搅拌头前进速度为 200 mm/min 与 250 mm/min 时获得的连接试样腐蚀电流与腐蚀电流密度比母材小，耐腐蚀性好，搅拌头旋转速度为 1000 rpm，搅拌头前进速度为 150 mm/min 时腐蚀电流与腐蚀电流密度最大，耐腐蚀性最差。

(2) 通过硬度试验可知, 搅拌摩擦连接区表面硬度, 试样 6 (S1000-F250) 表面平均硬度最大为 66.74 HV_{0.3}, 工艺参数所有试样的平均硬度均低于母材, 工艺参数内的平均晶粒大小与硬度的关系基本符合 (Hall-Petch) 关系, 常温下母材与不同工艺参数下搅拌摩擦连接试样的连接区摩擦系数随时间的关系是: 摩擦系数先迅速上升, 初始峰值后摩擦系数下降, 最后摩擦系数微量上升并趋向稳定, 通过 EDS 结果观察到磨损较严重的区域, 氧的含量高, 母材与 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区的磨损机制为氧化磨损、磨粒磨损。

(3) 在高温摩擦磨损试验中, 母材在 300 °C、连接试样 3 (S900-F250) 在 200 °C, 连接试样 6 (S1000-F250) 在 300 °C 条件下摩擦系数波动较大, 母材、连接试样 3 (S900-F250)、连接试样 6 (S1000-F250) 均出现了剧烈塑性变形, 主要磨损机制为氧化磨损, 与剥离磨损。

第 6 章 结论与展望

6.1 总结

本文针对 4 mm 厚 AZ80M 镁合金进行搅拌摩擦连接试验，分析不同工艺参数搅拌摩擦连接区的抗拉强度、硬度、耐腐蚀和耐磨性，具体研究工作与结论如下：

(1) 针对 4 mm 厚 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接，当搅拌头旋转速度为 900 rpm、1000 rpm、1100 rpm，前进速度为 150 mm/min、200 mm/min 和 250 mm/min，连接区微观组织形貌，主要由连接区中心（NZ）、热机影响区（TMAZ）、热影响区（HAZ）与母材（BM）组成。连接区中心（NZ）可以看到晶粒细化的现象，热机影响区（TMAZ）可以观察到层状组织分布，这是由于搅拌摩擦连接过程中机械力与热循环双重作用的结果；当搅拌头旋转速度固定为 1000 rpm 时，可以观察到晶粒的大小随搅拌头前进速度的增大而减小，当固定前进速度固定为 200 rpm 时，连接区中心晶粒大小随旋转速度的增大而减小，晶粒的大小与热量输入有着密切的关系。

(2) 当搅拌头旋转速度为 1000 rpm 搅拌头前进速度为 150 mm/min 时获得的试样抗拉强度最大，抗拉强度值为 271.0 MPa，约为母材强度的 90.09%，断裂主要发生在热影响区域，断口形貌为韧脆混合断裂；当搅拌头旋转速度为 1000 rpm，搅拌头前进速度为 150 mm/min 时获得的试样，硬度达到最高为 90.09 HV_{0.3}，在连接中心的-3 ~3 mm 范围内硬度整体较高，而在热机影响区硬度较低，其他参数下的连接区硬度并没有明显的规律。

(3) 当搅拌头旋转速度为 900 rpm，搅拌头前进速度为 200 mm/min 和 250 mm/min 时获得的试样，其腐蚀电流和腐蚀电流密度较低，表明其耐腐蚀性好，当搅拌头旋转速度为 1000 rpm 和搅拌头前进速度为 150 mm/min 时获得的试样，其耐腐蚀性最差。

(4) 常温下母材与不同工艺参数下搅拌摩擦连接试样的摩擦系数先迅速上升，初始峰值后再下降，最后摩擦系数微量上升并趋向稳定，通过 EDS 结果观察到磨损较严重的区域，氧的含量高，母材与 AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区的

磨损机制为氧化磨损、磨粒磨损和剥离磨损；高温摩擦磨损试验中，母材在 300 °C、连接试样 3 (S900-F250) 在 200 °C，连接试样 6 (S1000-F250) 在 300 °C 条件下摩擦系数波动较大，母材、连接试样 3 (S900-F250)、连接试样 6 (S1000-F250) 均出现了剧烈塑性变形，主要磨损机制为氧化磨损，与磨粒磨损。

6.2 展望

(1) 工艺参数的进一步优化：尽管确定了一定范围的工艺参数，但还可以进一步细化、优化，将参数细化的工艺参数值，以确保获得最佳的连接区。

(2) 本文研究微观组织的变化与材料性能之间的关系，但深度分析不够，未来将在晶界特征、第二相粒子等方面进行详细的分析。

总之，本文对 AZ80M 镁合金进行了搅拌摩擦连接工艺研究，但还有很多不足之处，后续在工作中将持续对该技术进行深入研究，尽早应用到工程应用中。

参考文献

- [1] Madavan S P, Mahapatra M M, Kumar P. On friction stir welding of Mg-Zn-RE-Zr alloy using threaded tools for aerospace application[J]. Friction Stir Welding and Processing VII, 2016: 237-244.
- [2] 张玲,李英龙.镁合金及镁基复合材料搅拌摩擦焊研究进展[J].热加工工艺,2020,49(07):6-11.
- [3] Nandan R, DebRoy T, Bhadeshia H. Recent advances in friction-stir welding—process, weldment structure and properties[J]. Progress in materials science, 2008, 53(6): 980-1023.
- [4] 陈小江,张丽红,梁涛.搅拌摩擦焊工艺对 AZ31 合金组织性能的影响[J].热加工工艺,2018,47(13):218-222.
- [5] 熊磊,何柏林.镁合金搅拌摩擦焊的研究进展[J].热加工工艺,2017,46(13):11-14.
- [6] 雷朱坦,武冰冰,王津等.AZ31/LA141 搅拌摩擦搭接焊接头的组织与力学性能[J].航空制造技术,2023,66(08):117-123.
- [7] 宋江凤,潘复生.加快推进我国镁产业发展的若干思考[J].现代交通与冶金材料, 2022,2(06):1-5.
- [8] 游国强,郭伟,张秀丽等.镁合金摩擦焊的研究进展[J].材料工程,2018,46(01):141-148.
- [9] 汪洪峰,左敦稳,戴晟等.7022 铝合金 FSJ 拼连板材残余应力和变形分析[J].材料工程,2014,(07):79-84.
- [10] 左敦稳,张圣斌.搅拌摩擦连接技术应用及其过程作用力研究[J].机械制造与自动化,2014,43(02):1-5.
- [11] 杨亚楠,刘振邦,仪家良.搅拌摩擦焊技术应用现状与发展趋势[J].工程技术研究,2017,(02):57-58.
- [12] 张田仓,郭德伦,栾国红等.固相连接新技术——搅拌摩擦焊技术[J].航空工艺技术,1999,(02):27-28+31.
- [13] 方连军,刘晓娟,高献娟.搅拌摩擦焊技术在航空航天工业中的应用[J].中国新技术新产品,2013,(13):89-90.

- [14] 李颖.AZ31B 和 7075 搅拌摩擦焊接头组织与力学性能研究[D].长沙, 湖南大学:2017.
- [15] Rui-Dong F, Zeng-Qiang S, Rui-Cheng S, et al. Improvement of weld temperature distribution and mechanical properties of 7050 aluminum alloy butt joints by submerged friction stir welding[J]. Materials & Design, 2011, 32(10): 4825-4831.
- [16] 刘志强. 含氮变质剂对汽车发动机用 AZ31 镁合金组织和力学性能影响机理研究[D].长沙:长沙理工大学, 2019.
- [17] 付宇.ZG61 稀土镁合金FSW 接头组织与性能的研究[D].济南:山东大学,2017.
- [18] 张建新,邵水军,郭学锋.合金元素对镁合金组织性能影响的研究进展[J].热加工工艺,2012,41(12):32-34.
- [19] 卫爱丽,杨学军,赵浩峰.合金元素对镁合金的性能影响研究[J].铸造设备研究, 2005,(03):16-17.
- [20] 曹伟.AZ61 镁合金搅拌摩擦连接工艺研究[D].芜湖:安徽工程大学,2023.
- [21] 刘向阳. 镁合金压铸技术及应用[J]. 轻金属, 2005, (02): 35-39.
- [22] 蔡月华.AZ80 镁合金基体与钢圈连接关键技术研究[D].太原:中北大学,2009.
- [23] 蒋德平. 挤压铸造高强韧镁合金材料研究[D]. 重庆:重庆大学, 2006.
- [24] 章凯. 挤压工艺对 Mg-3Al-3Zn-3Ca 合金微观组织和力学性能的影响[D]. 长沙:湖南大学, 2017.
- [25] 吴国荣, 陈旭辉. 汽车轮毂材料轻量化与造型设计研究[J]. 材料导报, 2021, 35 (19): 19181-19185.
- [26] 丁文江, 吴国华, 李中权等. 轻质高性能镁合金开发及其在航天航空领域的应用[J]. 上海航天, 2019, 36 (02): 1-8.
- [27] 任兰柱, 董瑞君, 徐洪等. 镁合金在汽车车身上的应用研究[J]. 热加工工艺, 2016, 45 (10): 30-32.
- [28] 张成行.2024/7075 异种高强铝合金搅拌摩擦焊接头组织性能演变规律研究[D].重庆:重庆大学,2021.
- [29] 沈洋. 搅拌摩擦焊温度场与残余应力场数值模拟[D].西安:西安建筑科技大学, 2007.

- [30] 曹朝霞. 搅拌摩擦焊工艺研究[D].大连:大连铁道学院, 2002.
- [31] 卢柄希. 7XXX 系铝合金板材搅拌摩擦焊接与接头轧制变形行为[D].鞍山:辽宁科技大学, 2020.
- [32] Meng Y, Fu J, Zhang S, et al. Laser-arc hybrid welding of AZ31B magnesium alloy by newly-designed beam oscillating pattern[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2023, 93: 208-218.
- [33] Prabhakar D A P, Shettigar A K, Herbert M A, et al. A comprehensive review of friction stir techniques in structural materials and alloys: challenges and trends[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 20: 3025-3060.
- [34] Gharacheh M A, Kokabi A H, Daneshi G H, et al. The influence of the ratio of “rotational speed/traverse speed”(ω/v) on mechanical properties of AZ31 friction stir welds[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2006, 46(15): 1983-1987.
- [35] Hiscocks J, Diak B J, Gerlich A P, et al. Influence of magnesium AZ80 friction stir weld texture on tensile strain localisation[J]. *Materials Science and Technology*, 2017, 33(2): 189-199.
- [36] Harikrishna K L, Dilip J J S, Ramaswamy Choudary K, et al. Friction stir welding of magnesium alloy ZM21[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2010, 63: 807-811.
- [37] Chen J, Ueki R, Fujii H. Double-sided friction-stir welding of magnesium alloy with concave-convex tools for texture control[J]. *Materials & Design*, 2015, 76: 181-189.
- [38] 崔成武, 曾惠林, 王斌等. 异种镁合金搅拌摩擦焊接头组织及力学性能研究[J]. *石油工程建设*, 2021, 47(S1): 151-156.
- [39] Shang Q, Ni D R, Xue P, et al. Evolution of local texture and its effect on mechanical properties and fracture behavior of friction stir welded joint of extruded Mg-3Al-1Zn alloy[J]. *Materials Characterization*, 2017, 128: 14-22.
- [40] Baradarani F, Mostafapour A, Shalvandi M. Effect of ultrasonic assisted fr

- iction stir welding on microstructure and mechanical properties of AZ91–C magnesium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(12): 2514-2522.
- [41] Sameer M D, Birru A K. Mechanical and metallurgical properties of friction stir welded dissimilar joints of AZ91 magnesium alloy and AA 6082-T6 aluminium alloy[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2019, 7(2): 264-271.
- [42] Yang J, Xiao B L, Wang D, et al. Effects of heat input on tensile properties and fracture behavior of friction stir welded Mg–3Al–1Zn alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(3): 708-714.
- [43] Rose A R, Manisekar K, Balasubramanian V. Effect of axial force on microstructure and tensile properties of friction stir welded AZ61A magnesium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(5): 974-984.
- [44] Sun S J, Kim J S, Lee W G, et al. Influence of friction stir welding on mechanical properties of butt joints of AZ61 magnesium alloy[J]. Advances in Materials Science and Engineering, 2017, 2017: 1-13.
- [45] Pan F, Xu A, Deng D, et al. Effects of friction stir welding on microstructure and mechanical properties of magnesium alloy Mg-5Al-3Sn[J]. Materials & Design, 2016, 110: 266-274.
- [46] Mironov S, Onuma T, Sato Y S, et al. Tensile behavior of friction-stir welded AZ31 magnesium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 679: 272-281.
- [47] Mironov S, Onuma T, Sato Y S, et al. Microstructural changes during tension of friction-stir welded AZ31 magnesium alloy[J]. Materials Characterization, 2017, 130: 1-8.
- [48] Zhou L, Li Z Y, Nakata K, et al. Microstructure and fatigue behavior of friction stir-welded noncombustive Mg-9Al-Zn-Ca magnesium alloy[J]. Journal of materials engineering and performance, 2016, 25: 2403-2411.
- [49] Xu N, Song Q, Fujii H, et al. Mechanical properties' modification of large

- e load friction stir welded AZ31B Mg alloy joint[J]. Materials Letters, 2018, 219: 93-96.
- [50] Xin R, Liu D, Xu Z, et al. Changes in texture and microstructure of friction stir welded Mg alloy during post-rolling and their effects on mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 582: 178-187.
- [51] 梁汉优, 刘刚, 耿家源. AZ31 镁合金搅拌摩擦对接焊接头性能及组织分析[J]. 热加工工艺, 2018, 47 (15): 71-74.
- [52] Azizieh M, Alavijeh A S, Abbasi M, et al. Mechanical properties and microstructural evaluation of AA1100 to AZ31 dissimilar friction stir welds[J]. Materials Chemistry and Physics, 2016, 170: 251-260.
- [53] Liu D, Xin R, Zheng X, et al. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded dissimilar Mg alloys of ZK60–AZ31[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 561: 419-426.
- [54] 雷朱坦,耿家源.AZ31 镁合金 FSW 接头组织与性能[J].焊接,2023,(01):50-54.
- [55] Pareek M, Polar A, Rumiche F, et al. Metallurgical evaluation of AZ31B-H24 magnesium alloy friction stir welds[J]. Journal of materials engineering and performance, 2007, 16: 655-662.
- [56] 贺帅,张治民.Mg-9Gd-3.5Y-2Zn-0.5Zr 合金材料喷丸强化工艺及摩擦磨损性能研究[J].表面技术,2024,53(07):96-106.
- [57] 张天亮,王婷婷,隋雨婷,等.不同摩擦状态下 ZA81M 镁合金磨损行为研究[J].液压气动与密封,2023,43(04):49-55.
- [58] 师睿博,崔功军,刘慧强,等.AZ80A、ZK60A 和 ME20M 镁合金油润滑摩擦学性能研究[J].煤矿机械,2020,41(07):29-31.
- [59] 张会,王进,李宝阁,等.AZ31 镁合金薄板的无针搅拌摩擦加工[J].精密成形工程,2022,14(03):87-93.
- [60] 王楠楠,曹丽杰,殷凯.搅拌摩擦加工对 AM60B 镁合金高温摩擦磨损性能的影响[J].润滑与密封,2020,45(08):107-114.
- [61] 蔡达,王立世,胡心彬.AA5052 铝合金/AZ31B 镁合金搅拌摩擦焊接头的腐蚀行为研究[J].材料导报,2023,37(04):151-157.

- [62] 汪建华,姚舜,魏良武等.搅拌摩擦焊接的传热和力学计算模型[J].焊接学报,2000,(04):61-64+100.
- [63] 孙亚伟,陈思远,胡鸿彪等.双峰晶粒结构 AZ80 镁合金的制备与组织性能[J].塑性工程学报,2022,29(07):101-106.
- [64] 赵国丹.AZ31 镁合金热变形力学行为和动态再结晶的研究[D].重庆:重庆大学,2005.
- [65] 焦子腾.7A85 铝合金热加工过程位错密度及组织演变规律研究[D].秦皇岛:燕山大学,2019.
- [66] 刘婷婷, 潘复生.镁合金“固溶强化增塑”理论的发展和应用[J].中国有色金属学报, 2019, 29 (09): 2050-2063.
- [67] Op't Hoog C, Birbilis N, Estrin Y. Corrosion of pure Mg as a function of grain size and processing route[J]. Advanced Engineering Materials, 2008, 10(6): 579-582.
- [68] 陈飞,解利昕,孙晨等.动电位极化曲线法研究铝合金材料在海水中腐蚀现象[J].天津化工,2014,28(05):12-14.

攻读硕士学位期间的论文目录

[1]嵇道远,汪洪峰,宋妮妮,王建彬. AZ80M 镁合金搅拌摩擦连接区性能分析[J]. 铜陵学院学报, 2024, (2):114-118

参与的科研项目

[1] 安徽省重点研发项目（批准号：202004a05020025，批准号:202104b11020011

[2]安徽省高校自然科学研究重点项目(KJ2021A1042)；

[3]安徽省优秀青年人才支持一般项目(gxyq2019086)。

致谢

行文至此，也意味着三年的研究生生活即将结束，在不知不觉中这三年悄然流逝，回顾三年的求学之路，多是坎坷与曲折，借论文完成之际，感谢一路泥泞中的点点星光，也感谢一路以来所有的隐喻、遗憾与曲折。

首先，我要特别感谢我的导师汪洪峰教授，汪老师不仅在学术上给予了我宝贵的指导，而且在生活中也给予我许多关怀和支持。在论文的选题、研究以及撰写过程中，导师的严谨学风和深厚的学术造诣给我留下了深刻的印象，每一次讨论都让我受益匪浅。

感谢安徽工程大学机械工程学院的领导和老师对我的帮助！感谢黄山学院学科办的领导！感谢黄山学院机电工程学院的领导和老师，您们为我的联合培养提供了强有力的平台！还要感谢课题组的宋娓娓、姜迪、曹守臻、葛小乐、蒲家飞、董旗老师以及同窗韩侯和沈心意两位同学，是他们的帮助和支持让我的研究工作得以顺利进行，在实验室的日常生活中，大家相互帮助，共同进步，创造了一个既严谨又温馨的学习环境！

此外，我还要感谢我的家人，他们对我的理解和支持是我最坚强的后盾。在我遇到困难和挑战时，家人总是给予我无限的鼓励和安慰，让我能够坚持下去，并在学业上取得进步。

感谢所有直接或间接对我的学业和论文完成给予帮助的人。每一份支持和鼓励都是我宝贵的财富，也是我继续前进的动力。

最后感谢评审专家和答辩专家对我的论文指导，您的指导将会影响我一生，谢谢！

尚德敏学 唯实惟新