

# 新能源电池托盘中镁/铝异种合金搅拌摩擦焊研究

程渝龙<sup>1</sup>, 赵素<sup>1</sup>, 李云良<sup>2</sup>, 张锬<sup>2</sup>, 王子轩<sup>1</sup>

(1. 上海电机学院 机械学院, 上海 201306; 2. 江苏恒义工业有限公司, 江苏 泰州 214500)

**摘要:**探讨了新能源电池托盘中使用的镁/铝异种合金搅拌摩擦焊接技术,旨在优化焊接工艺并提高焊接接头的质量和性能。采用AZ91D铸造镁合金和变形铝合金复合材料(3003/4343)作为焊接材料,研究了焊接速度和旋转速度对焊接接头的影响,并分析了焊接接头的情况。结果表明,当前进速度控制在100~150 mm/min,旋转速度为300~400 r/min时,接头质量最优,焊缝表面成型良好,呈现出高度致密性。在此参数设置下,焊接接头展现出优良的力学性能,包括较高的抗拉强度和良好的硬度特性,而前进速度和旋转速度的优化显著影响了焊缝区的晶粒细化,进一步提升了接头的整体性能。该研究为镁/铝异种合金在新能源汽车电池托盘应用中的焊接提供了重要的技术参考和应用前景。

**关键词:**电池托盘;镁/铝异种合金;搅拌摩擦焊;组织性能

中图分类号: TG457.1

文献标识码: A

文章编号: 1001-3814(2025)20-0175-08

## Study on Friction Stir Welding of Magnesium/Aluminum Dissimilar Alloy in New Energy Battery Tray

CHENG Yulong<sup>1</sup>, ZHAO Su<sup>1</sup>, LI Yunliang<sup>2</sup>, ZHANG Kun<sup>2</sup>, WANG Zixuan<sup>1</sup>

(1. School of Mechanical Engineering, Shanghai Dianji University, Shanghai 201306, China; 2. Jiangsu Hengyi Automobile Fittings Manufacturing Co., Ltd., Taizhou 214500, China)

**Abstract:** The friction stir welding technique for magnesium-aluminum dissimilar alloys used in new energy vehicle battery trays was explored, aiming to optimize the welding process and enhance the quality and performance of the weld joints. Utilizing AZ91D alloy as the welding material, the effects of welding speed and rotational speed on the welded joints were investigated, the joints both macroscopically and microscopically were analyzed. The results indicate that the optimal joint quality is achieved when the traverse speed is controlled between 100 mm/min and 150 mm/min, and the rotational speed is between 300 and 400 r/min. Under these parameters, the welded joints exhibit high compactness and uniform element distribution. The joints demonstrate excellent mechanical properties, including high tensile strength and good hardness characteristics. Additionally, the optimization of welding speed and rotational speed significantly affects the grain refinement in the weld zone, further enhancing the overall performance of the joints. This research provides vital technical references and practical application prospects for the welding of magnesium-aluminum dissimilar alloys in new energy vehicle battery trays.

**Key words:** battery tray; magnesium/aluminum dissimilar alloys; friction stir welding; microstructure and properties

在“碳达峰”与“碳中和”的大环境下,发展新能源汽车是解决能源危机、减少温室气体排放和环境污染的一条重要路径,也是我国汽车行业转型发展的一个主要趋势,在新能源汽车的发展中,轻量化已成为汽车制造商最新核心竞争力的体现<sup>[1-3]</sup>。电池托盘是新能源汽车电池包总成装配在汽车底部时最外层的保护结构,是新能源汽车电池模块的支撑,具有

容纳电池组、布置线路与冷却管道等功能<sup>[4-5]</sup>。在材料选择方面,镁合金和铝合金因其在生产和性能上的优势,已被广泛应用于汽车、航空等多个工业领域,引发了业界对这些材料在电池托盘等应用中潜力的关注<sup>[6]</sup>。在电池托盘中镁合金和铝合金的合理使用对其轻量化十分关键。为了提高性能和成本效益,需要在单一结构中结合不同材料的优势。实际上,多种材料设计已被认为是减轻质量、平衡成本和最大程度减少环境影响的最有效策略<sup>[7-8]</sup>。

镁与铝的晶体组织存在差异,导致其相容性差,同时其物理和化学性质的差别也使其难以进行焊接<sup>[9]</sup>。采用常规的氩弧焊、激光等熔化焊接方法,其焊接区域

收稿日期:2024-10-16 修回日期:2025-06-27

基金项目:国家重点研发计划项目(2023YFB3710900)

作者简介:程渝龙,男,硕士研究生,主要研究方向:新能源动力技术;

E-mail:1582581789@qq.com

通讯作者:赵素,女,副教授,主要研究方向:先进金属材料;

E-mail:wellzs@163.com

及融合区仍存在大量气体逸出、聚集、膨胀等问题,易产生孔洞等缺陷<sup>[9]</sup>。此外,常规熔焊较高的能量消耗会产生较多的金属间化合物 (intermetallic compounds, IMCs),导致焊缝强度下降,难以满足工程需求。搅拌摩擦焊(friction stir welding, FSW)是一种新型的固相焊方法,具有较小的线能量消耗,且易于形成连续、精确的接头。FSW 过程中的低热输入特点保证了焊缝区域未经熔化和凝固,从而大幅减小焊后残余应力并避免了常见的熔化焊接缺陷。在焊缝中心,FSW 利用搅拌头的搅动和热循环作用使得晶粒细化,显著提升了接头性能<sup>[11-12]</sup>。研究表明,影响 FSW 焊接接头质量的关键工艺参数包括搅拌头的尺寸与形状以及焊接参数如转速和速度。Li 等<sup>[13]</sup>通过调整焊接参数,发现在旋转速度为 900 r/min,焊接速度为 40 mm/min 时,AZ91Mg 和 A383Al 焊接效果最好,能够达到 93 MPa。还有多名学者对搅拌头的偏移位置进行了探究<sup>[14-15]</sup>,研究发现偏移量也十分重要,偏向镁侧有利于焊接,这对之后研究提供了重要的理论基础。Zhao 等<sup>[16]</sup>使用不同的焊接参数进行 1060Al/AZ31B 之间的焊接,焊接发现随着焊接参数的增加,接头的机械性能会先增加在减少,这些是由于焊接时形成的 IMCs 增加而导致的。郑洋等<sup>[17]</sup>为了进一步优化焊接工艺,提高铝/镁异种金属搅拌摩擦焊接头的性能,添加中间层或钎料、采用复合焊接技术等方法来改善接头性能。Liu 等<sup>[18]</sup>通过解决针头的粘黏问题来提升焊接质量;Fu 等<sup>[19]</sup>通过降低转速来降低热输入来提升焊接接头的质量;王彦辉等<sup>[20]</sup>通过试验,添加 Cu 箔后的搅拌摩擦焊镁/铝异种合金的试验表明,可以获得良好的焊接接头,接头表面没有观察到宏观裂纹,抗拉强度达到 86.2 MPa。

综上,FSW 对不同类型的镁/铝异种合金进行焊接时,工艺参数有很大差别。本研究针对实际生产中所使用的镁/铝异种合金进行焊接,探索不同焊接参数下的接头质量和力学性能,为新能源汽车电池托盘的设计和制造提供技术参考。

## 1 试验材料与方法

研究采用的焊接材料为铸造镁合金 AZ91D(前进侧)和变形铝合金复合材料(3003/4343)。AZ91D 合金的板材具体尺寸为 200 mm×80 mm×4.0 mm,(3003/4343)为 1.0 mm 和 1.5 mm 两块 3003 的复合,4343 为铝箔厚度可忽略不计。镁合金 AZ91D/变形铝合金复合材料的化学成分见表 1,焊接示意

图如图 1 所示。镁合金的选择是基于其出色的比强度和比刚度,这些属性对于减轻结构重量同时保持必要的结构完整性至关重要。变形铝合金复合材料为 3003 铝合金和 4343 铝合金的组合,其中将 4343 铝合金作为钎料进行复合。不仅提高了液冷板的强度同时降低了生产成本。通过对 AZ91D 镁合金和变形铝合金复合材料的焊接研究,可以更好地理解和优化这两种材料在新能源汽车电池托盘中的应用,提升整体结构性能和耐久性。

表 1 AZ91D 和镁合金变形铝合金复合材料的化学成分(质量分数,%)

Tab.1 Chemical composition of AZ91D Mg alloy and deformed aluminum alloy composites (wt%)

合金	Si	Fe	Al	Zn	Mn	Cu	Ni	Mg
AZ91D	0.0053	0.0035	8.76	0.651	0.39	0.001	0.0006	余量
3003 铝合金	0.192	0.346	余量	0.0055	1.056	0.071	-	-
4343 铝合金	6.8~8.2	0.8	余量	0.20	0.1	0.25	-	-

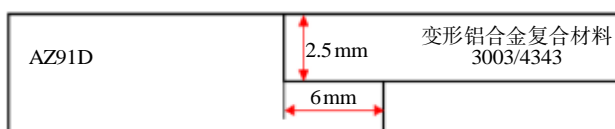


图 1 焊接示意图

Fig.1 Schematic diagram of welding

进行 FSW 试验的详细设置。焊接操作参数:在 FSW 过程中,下压量的精确控制对于确保焊缝质量非常关键,本试验中下压量设置为 0.2~0.3 mm,这一范围是经过多次试验确定的最佳设置。第一组焊接工艺参数见表 2。分析前进速度对焊接影响,旋转速度固定为 300 r/min,此速度被选定以平衡搅拌产生的热量和机械力,避免过高的热输入导致材料烧损,或过低的热输入造成焊接不良。前进速度设为 75、100、150、200、250 和 300 mm/min,来评估速度对焊接热输入和材料流动性的影响。

表 2 第一组焊接工艺参数

Tab.2 Welding process parameters of the first group

旋转速度/(r·min <sup>-1</sup> )	前进速度/(mm·min <sup>-1</sup> )
300	75,100,150,200,250,300

第二组焊接工艺参数见表 3。前进速度固定在 150 mm/min,旋转速度设为 300、350、400、450、500 r/min,覆盖从相对较低到较高的范围。这样的设计用来探索旋转速度如何影响焊接过程中热输入的分

表 3 第二组焊接工艺参数

Tab.3 Welding process parameters for the second group

前进速度/(mm·min <sup>-1</sup> )	旋转速度/(r·min <sup>-1</sup> )
300	250,250,300,350,400,450,500

布和材料的塑性流动性,进而影响焊缝形成的均匀性和接头的整体质量。为了使焊接工艺参数的描述更为简洁清晰,本文采用  $R \times T \times \times$  的形式进行表述,其中,  $R$  (rotational velocity) 代表搅拌头旋转速度(单位:  $r/min$ ),  $T$  (traverse speed) 代表焊接速度(单位:  $mm/min$ ),如工艺参数  $R300T75$ ,表示该工艺的搅拌头旋转速度为  $300r/min$ 、前进速度为  $75 mm/min$ 。

为了全面评估通过 FSW 技术所得焊接接头的质量和性能,本研究测试方法为:使用蔡司智能金相显微镜 Axiolab 5 和 Hitachi S3400N 扫描电子显微镜进行宏观形貌、微观组织进行分析。依据 GB/T 3880.2—2012 使用 WDW-50J 电子万能试验机进行拉伸试验。使用 JHVS-1000-XYZ 全自动精密显微硬度计进行测试。选取焊缝中心向两侧每隔  $1 mm$  打点 1 次,测试加载载荷为  $200 g$ ,保压时间为  $10 s$ 。

## 2 试验结果与分析

### 2.1 前进速度的影响试验结果分析

#### 2.1.1 前进速度对焊接表面的影响

不同前进速度下的焊接表面成型如图 2 所示。在不同前进速度下的表面成型,最低速度  $75 mm/min$  时,过量的热输入导致表面出现热起皮。当前进速度提升至  $100、150 mm/min$  时,焊缝表面显著改善,呈现较光滑的表面和紧密的螺纹。然而,随着焊接速度进一步提升,观察到焊接质量的退化。在  $200 mm/min$  速度下,焊接表面出现毛刺,而在  $250 mm/min$  时,焊接表面中间出现了“一条线”的分层状况,表明了焊缝中部材料混合的不充分。当焊接速度达到  $300 mm/min$  时,表面分层现象更为严重,这进一步验证了在较高前进速度下热输入的不足,严重影响了焊缝的整体强度和表面质量。

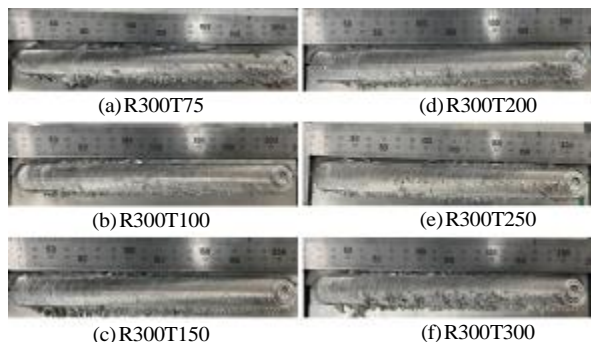


图 2 不同前进速度下的焊接表面成型

Fig.2 Weld profile at different traverse speeds

#### 2.1.2 焊接接头宏观形貌

不同前进速度下接头的宏观组织如图 3 所示。

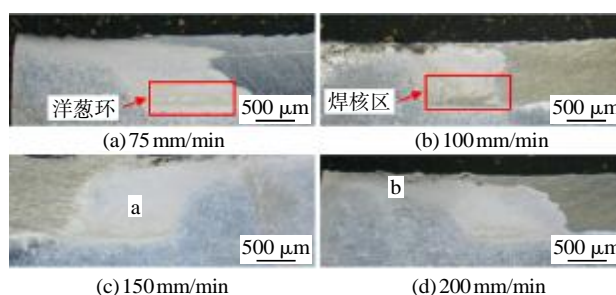


图 3 不同前进速度下接头的宏观组织

Fig.3 Macrostructure of the joints at different traverse speeds

通过光学显微镜的观察,可以清楚的看出焊缝区域。由图 3(a)可以看出观察到清晰的“洋葱环”形貌,这代表镁/铝两种金属在进行充分的搅拌融合,表明在前进速度为  $75 mm/min$  时的热输入已经足够。由图 3(b)可见,在焊核区的左侧靠近镁合金的区域,有了更充分的搅拌,这也是使强度提升的原因。类似的情况发生在图 3(c)中 a 区域。由图 3(d)可见,出现了位置 b 这种狭长的搅拌区,这代表焊接时的热输入过低,不能带动足够的金属进行流动,从而使焊接接头的性能降低,质量变差。

#### 2.1.3 焊接接头微观组织分析

接头不同位置的显微组织如图 4 所示。图 4(a)为“洋葱环”的局部放大图,在焊核区的底部形成了两个环状区域,在此区域金属在搅拌针的作用下充分混合,图中分为白色的环状和黑色的基底,黑色基体为镁合金,而白色为铝合金与镁合金的混合物。图 4(b)为位置 d 的放大图,可以看到作为基体的镁合金晶粒已经细化,而在晶粒旁边可以观察到黑色的条带状组织。这是在焊接过程中生成的镁铝间金属化合物,在此焊接参数的作用下,已经达到共晶反应的温度。图 4(c)中 e 区域所示为镁/铝合金的机械互锁结构,依靠在结合表面形成复杂的几何形状来提升机械强度<sup>[21]</sup>。特别是对于异种合金,这种结构十分重要。因为需要控制低热量来减少 IMCs 层,而形成的这种机械互锁用了弥补接头强度。这些结构的出现也与拉伸结果一致。从图 4(d)中可以看出条带状明显减少,这是因为热量的减少,导致金属间化合物的减少,这有利于接头强度的提升。图 4(e)中也展示出复杂的机械互锁结构,其中的 f 区域同样为黑色镁基体与白色条带状结构。结合下文的拉伸强度测试和下图的组织观察,都证明了前进速度在  $100 \sim 150 mm/min$  之间的焊接良好。图 4(g)中位置 b 为焊核区靠近镁侧的形貌,只发生了塑性变形,说明金属只是被搅动但并没有得到足够的热输入,因

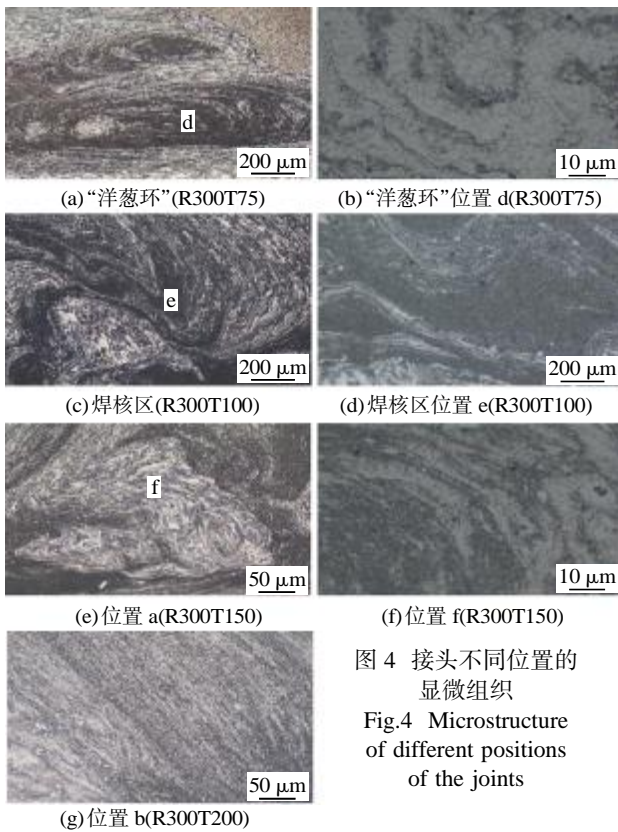


图4 接头不同位置的显微组织  
Fig.4 Microstructure of different positions of the joints

此不能进行有效焊接,焊接强度低下。

本研究选取前进速度为 100 mm/min 试样进行显微组织元素检测及物相分析。100 mm/min 时后退侧 Al/Mg 层间组织 SEM 图如图 5 所示,铝侧 EDS 成分检测结果见表 4。由图 5(a)、(b)可见,图中的 5 点都为交界处附近所取,结合镁 / 铝合金二元相图,可知这个交接层就是生成的金属间化合物 IMCs 层,其中点 1 在元素成分为 73.84% 的 Mg 和 26.16% 的 Al,这代表在焊核区还是以镁元素为主体。点 3 与之形成对比,95.52% 的 Al 证明了在铝侧基本没

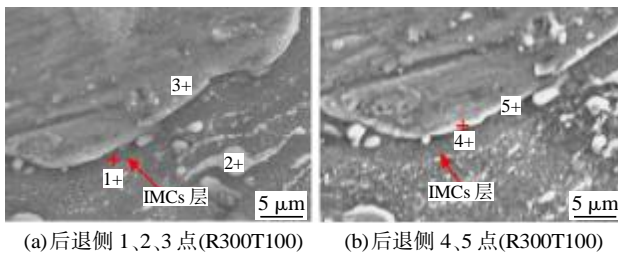


图5 100 mm/min 时后退侧 Al/Mg 层间组织 SEM 图  
Fig.5 SEM images of interface microstructure of RS of Al/Mg joint at the traversing speed of 100 mm/min

表4 铝侧 EDS 成分检测结果(质量分数,%)  
Tab.4 EDS composition test results of Al side (wt%)

位置	1	2	3	4	5
Mg	73.84	61.90	04.48	41.39	40.16
Al	26.16	38.10	95.52	58.61	59.84

有 Mg 元素与之进行结合。点 4 处 41.39% 的 Mg 和 58.61% 的 Al 说明中间层为镁 / 铝焊接时生成的金属间化合物,包括 Mg、Al、 $Al_3Mg_2$  和  $Al_{12}Mg_{17}$ 。点 2 是焊核区中的条带状组织,这种线为金属间化合物,在焊接过程中,镁 / 铝达到共晶温度,在温度降低时生成的化合物,存在于焊核区中,通过对点 2 进行检测,其元素成分为 61.9% 的 Mg 和 38.1% 的 Al,根据元素组成,可以初步判定形成的金属间化合物主要为  $Al_{12}Mg_{17}$ 。100 mm/min 时前进侧 Al/Mg 层间组织 SEM 图如图 6 所示,取 1、2、3 点,镁侧 EDS 成分检测结果见表 5。在所取 3 点中,Al 的含量极少,这也证明了在焊接过程中,是前进侧的镁合金流向后退侧的铝合金,在靠近镁侧处,只有金属流动,没有金属结合。

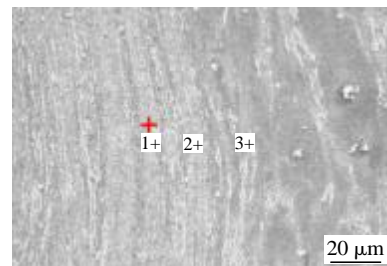


图6 100 mm/min 时前进侧 Al/Mg 层间组织 SEM 图  
Fig.6 SEM image of interface microstructure of AS of Al/Mg joint at the traversing speed of 100 mm/min

表5 镁侧 EDS 成分检测结果(质量分数,%)  
Tab.5 EDS composition test results of Mg side (wt%)

位置	1	2	3
Mg	85.92	90.19	93.88
Al	14.08	9.81	6.12

为了进一步探究镁 / 铝分界处的元素分布,对分界处进行 EDS 线扫描,100 mm/min 时后退侧交界处扫描线及扫描结果如图 7 所示,100 mm/min 时前进侧交界处扫描线及扫描结果如图 8 所示。图 7 中扫描线 a 为前进速度为 100 mm/min 时,后退侧交界处的扫描线,扫描结果从左至右,峰值由 Mg 元素

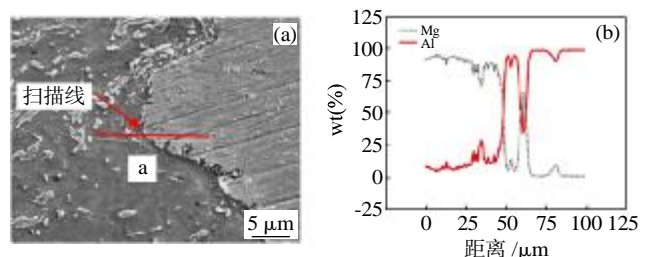


图7 100 mm/min 时后退侧交界处扫描线(a)及扫描结果(b)  
Fig.7 Scan lines (a) and scanning results (b) at the RS junction at 100 mm/min

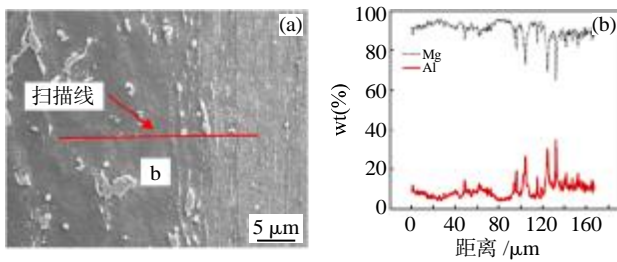


图 8 100 mm/min 时前进侧交界处扫描线(a)及扫描结果(b)  
Fig.8 Scan lines (a) and scanning results (b) at the AS junction at 100 mm/min

开始慢慢降低,在中间镁元素和铝元素的含量进行了互换,形成了交错的图像。这段交错就是镁/铝之间形成的中间层,因为轴肩产生大量的热量,在镁/铝接合面上会形成镁/铝的液相组织,这种液相组织在冷却凝固时会形成金属间化合物。图 8 中扫描线 b 为前进侧交界处的扫描线。从扫描结果可看出,镁元素一直处于峰值。这跟上文分析一致,在搅拌过程中,基本没有铝元素进入到前进侧进行熔合,在镁合金一侧,只有塑性变形,并没有元素熔合。

#### 2.1.4 焊接接头拉伸性能分析

图 9 为不同前进速度下接头的抗拉强度。可看出,当前进速度从 75 mm/min 增加到 150 mm/min 时,接头的抗拉强度先增加后减少。在前进速度为 75 mm/min 时,平均抗拉强度较低,为 34.3 MPa,由于产热过多,导致接头区域的金属过度塑性化,从而降低了接头的力学性能。当前进速度增加到 100 mm/min 和 150 mm/min 时,抗拉强度显著提高,达到 99.7 MPa 和 96.7 MPa,表明合适的前进速度有助于提高焊接接头的力学性能。然而,当前进速度进一步增加到 200 mm/min 及以上时,抗拉强度开始显著下降。在 200 mm/min 时,平均抗拉强度为 58.3 MPa,而在 250 mm/min 和 300 mm/min 时分别为 70 MPa 和 50 MPa。这是因为随着前进速度的增加,热输入减少,

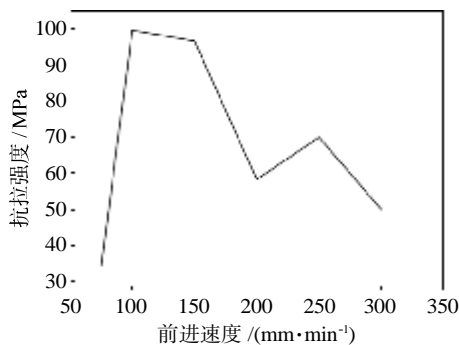


图 9 不同前进速度下接头的抗拉强度  
Fig.9 Tensile strength of welded joints at different traverse speeds

导致焊接区域的材料未能达到充分的塑性状态,从而影响了金属的流动性和结合强度,尤其是在较高速度下金属的填充能力不足,导致接头质量下降。

#### 2.1.5 焊接接头硬度分析

不同前进速度下焊缝中心的硬度分布如图 10 所示。在本研究中,3003 铝合金和 AZ91D 镁合金的硬度分别为 50 和 100 HV。前进速度为 100 mm/min 时产生了硬度的极大值为 102.14 HV。整体趋势为从焊缝中心先降低后增高,这是因为焊缝中心受热最多,晶粒细化导致硬度增加。在前进速度为 100~150 mm/min,硬度变化范围小,一旦超过或降低就会引起硬度波动,这是因为焊接过程中形成的不均匀 IMCs 层导致硬度分布不均匀。

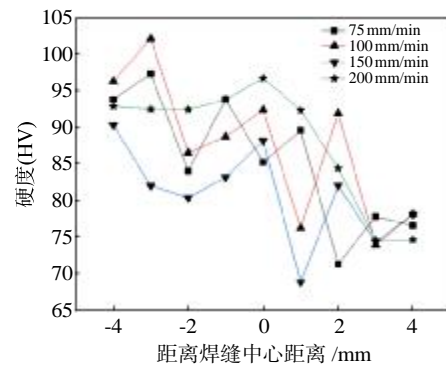


图 10 不同前进速度下焊缝中心的硬度分布  
Fig.10 Hardness distribution of weld center at different traverse speeds

以上分析表明,选择适当的焊接速度对确保搭接接头的优良力学性能至关重要。试验表明:在 100~150 mm/min 可以获得最佳的搭接接头抗拉强度,而过快或过慢的焊接速度都会对接头的力学性能产生不利影响。

## 2.2 旋转速度的影响试验结果分析

### 2.2.1 旋转速度对焊接表面的影响

不同旋转速度下的焊接表面如图 11 所示。在旋转速度 250 r/min 时,焊接接头表面光滑;随着旋转速度增加到 300 r/min,手动下压增加导致轻微的材料挤出,但同时焊接表面螺纹致密且光滑,显示出在此速度下可以达到良好的热平衡和材料混合。

当旋转速度进一步提升至 350 r/min,接头表面出现小飞边,尤其是靠近镁侧的表面变得粗糙,相较于转速 300 r/min 时,热输入得到了提高,继续增加转速至 400 r/min,焊接表面稍有热起皮,但是焊接表面螺纹紧密,成型良好,说明金属发生了充分的混合。在更高的旋转速度 450 r/min 和 500 r/min 下,焊

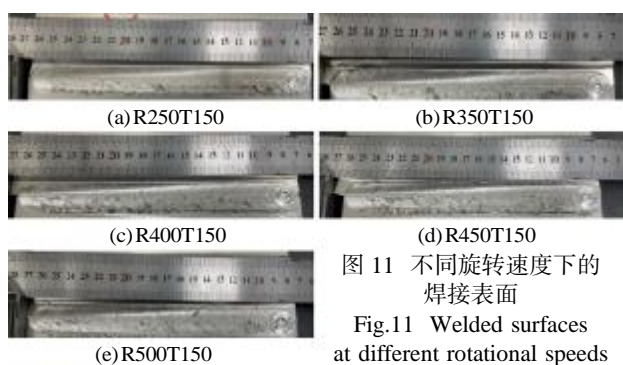


图 11 不同旋转速度下的焊接表面  
Fig.11 Welded surfaces at different rotational speeds

接表面的成型并没有太大的变化, 紧密的螺纹代表材料得到了充分的流动与混合, 表面的粗糙程度基本没有什么变化。旋转速度从 250r/min 增加至 500 r/min, 这个过程中的热输入不断增加, 金属的流动会增加; 同时高温时的析出相也会变多, 由此才能观察到, 焊接表面由开始的光滑变为之后的起皮, 毛刺等现象。足够的热输入能够保证焊接的进行, 对于是否满足焊接要求, 仍需要通过后续检测手段进行分析。

### 2.2.2 焊接接头宏观形貌

不同旋转速度下接头的宏观组织如图 12 所示。与固定旋转速度相比, 变化旋转速度对于热量的变化更为明显, 焊核区的形貌发生了变化, 增大的热输入增加了材料的流动, 更多的镁合金挤到后退侧。当旋转速度为 250r/min 时(图 12(a)), 两侧母材与焊核区的交接处呈现平滑状, 较低的旋转速度导致产热量不足, 金属的不充分流动导致没有产生机械互锁的结构。随着旋转速度的增加至 400、450r/min, 金属的充分流动使两侧区域产生了凹陷的结构。当旋转速度继续增加至 500r/min 时, 在焊核区出现后退侧金属, 过大的热输入使更多的铝合金被挤到焊核区并未参与混合。

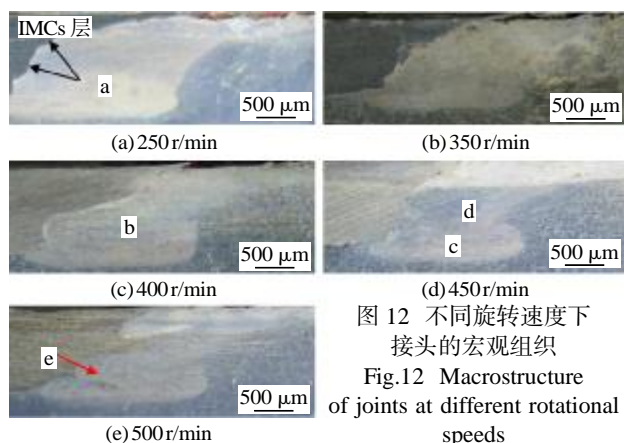


图 12 不同旋转速度下接头的宏观组织  
Fig.12 Macrostructure of joints at different rotational speeds

### 2.2.3 焊接接头微观组织分析

对图 12 中各个典型位置进行局部放大观察, 得

到图 13 的微观组织。位置 a 为后退侧交界处, 在旋转速度为 250 r/min 时形成的 IMCs 层为光滑曲线, 这表明镁 / 铝未进行充分融合, 接头强度不足。位置 b 为旋转速度为 400 r/min 时焊核区的组织, 与位置 c 相似, 呈“s”状的流线型, 材料发生了足够的塑性变形, 进行了充分的流动与混合。特别是位置 d, 明显的机械互锁结构(图 13(d)中画圈位置)。在转速为 500 r/min 时, 位置 e 处观察到未熔合的后退侧母材。由于过高的旋转速度, 产生了过量的热输入, 更多的铝合金被挤到了焊核区, 并没有来得及熔合。

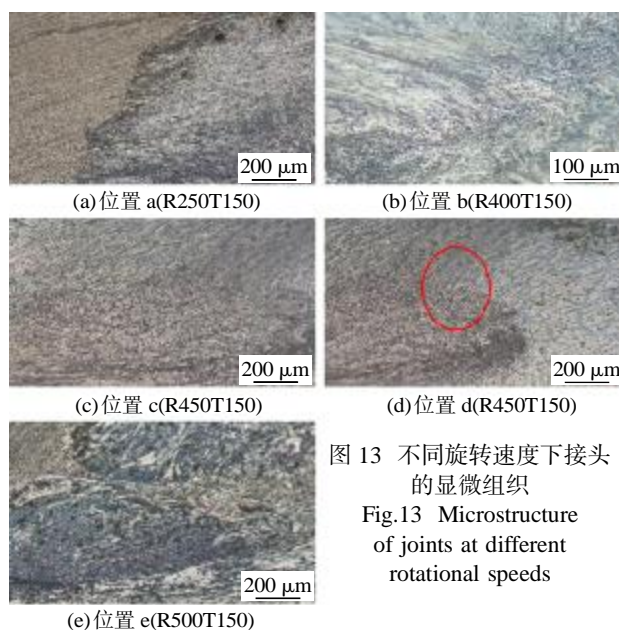


图 13 不同旋转速度下接头的显微组织  
Fig.13 Microstructure of joints at different rotational speeds

通过线扫描来观察元素的分布组成, 在 R400-T150 时后退侧交界处扫描线及扫描结果如图 14 所示, 在 R400T150 时前进侧交界处扫描线及扫描结果如图 15 所示。图 14 中的扫描线 a, 为后退侧向焊核区的扫描线, 线扫描图清晰的反映出铝元素的降低, 中间 5 μm 的厚度为中间层, 这种厚度的中间层为良性中间层, 有利于增强焊接强度。图 15 中的扫描线 b, 为焊核区至前进侧的扫描, 在经过中间层时, 铝元素出现了 1 个小峰值, 在这个位置, 生成了

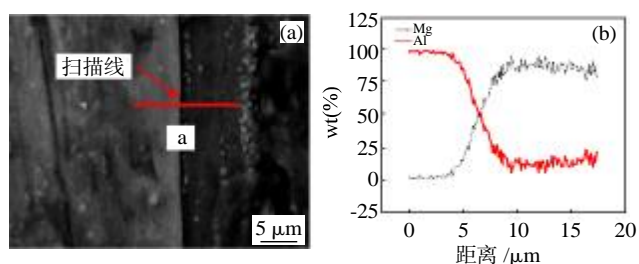


图 14 在 R400T150 时后退侧交界处扫描线(a)及扫描结果(b)  
Fig.14 Scan lines (a) and scanning results (b) at the RS junction

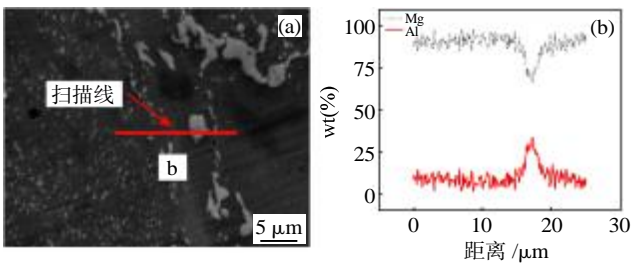


图 15 在 R400T150 时前进侧交界处扫描线(a)及扫描结果(b)  
Fig.15 Scan lines (a) and scanning results (b) at R400T150 at the AS junction

金属间化合物。这与图 8 的扫描结果不同,在镁侧也生成了金属间化合物,化合物的生成不可避免,适当的数量同样对焊接产生有利的影响。说明适当的高旋转产生的高热量,驱动了部分铝元素进入到镁侧,有利于焊接的进行。

### 2.2.4 焊接接头拉伸性能分析

当接头前进速度固定为 150mm/min 时,在不同的旋转速度下,接头的抗拉强度如图 16 所示。随着旋转速度的增加,搭接接头的平均抗拉强度表现出先增加后减少的趋势,与改变前进速度趋势一致。在旋转速度为 300~400r/min 范围内,接头的平均抗拉强度维持在较高水平,这一速度范围对于维持接头质量和力学性能是较为合适的。在 250r/min 时,平均抗拉强度为 51 MPa,明显低于强度要求,说明转速一旦低于 300r/min,就不会产生足够热量进行焊接。随后在 300r/min 时增加到 96.7 MPa,表明适度的热输入才能保证焊接完成,在此基础上继续提升旋转速度。当旋转速度进一步增加至 350r/min 和 400r/min 时,接头的平均抗拉强度提升并保持在 116.7 MPa,表明在这个旋转速度范围内热输入与材料流动性达到了平衡点。然而,当旋转速度超过这个平衡点,如在 450r/min 和 500r/min 时,接头的平均抗拉强度显著下降到 77.3 MPa 和 13 MPa。表明过高的过量输入会产生过多的金属间化合物,从而降

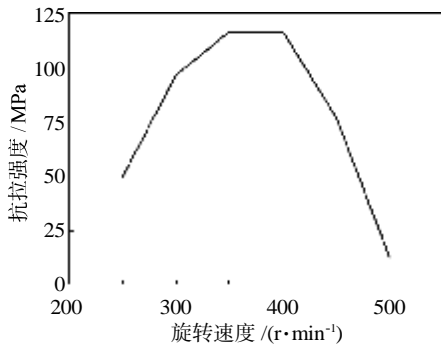


图 16 不同旋转速度下接头的抗拉强度  
Fig.16 Tensile strength of joints at different rotational speeds

低了接头的质量和力学性能。

### 2.2.5 焊接接头硬度分析

图 17 为不同旋转速度下焊缝中心的硬度分布。从图中可以看出,硬度的分布不均匀,这是因为旋转的增加,极大增加了热输入,更多金属间化合物不均匀的分布在焊缝中心。在旋转速度为 450r/min 时,在焊缝中心出现了硬度的峰值,为 113.44 HV,这是因为热输入增加,晶粒在搅拌针和轴肩的挤压下,发生动态再结晶产生了更小的晶粒,由于硬度会随着晶粒的细化而提升,因此在热输入最大的 450r/min 时,产生了峰值硬度。从图中可以看出,硬度的分布呈“W”状,即热影响区硬度最低之后再焊核区升高,再到另一侧的热影响区降低。热影响区的硬度低是因为该区域的晶粒只受到来自搅拌头的摩擦热,没有受到机械搅拌作用,晶粒直接长大,因此会比焊核区的晶粒粗大,硬度降低。同时观察不同的旋转速度,发现旋转速度增加,硬度也在增加,这都是因为晶粒的状态而变化。

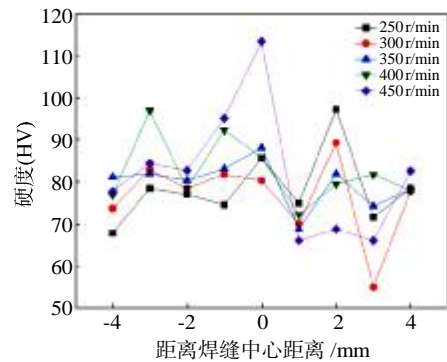


图 17 不同旋转速度下焊缝中心的硬度分布  
Fig.17 Hardness distribution of weld center at different rotational speeds

## 3 结论

(1) 焊接的工艺窗口为前进速度在 100~150 mm/min、旋转速度在 300~400r/min 之间。在此工艺窗口内能够保证足够的热输入,同时维持良好的材料流动性和焊接质量。

(2) 金属的流动为前进侧向后退侧流动,在转速为 300r/min 时,通过线扫描,只有在铝侧有金属间化合物的形成,增加旋转速度,发现会有少量的铝合金流向镁合金,形成适当的中间层,适当的中间层有利于提升强度。

(3) 在中间焊核区主要由黑色的镁合金基体和金属间化合物  $Al_{12}Mg_{17}$  组成。观察到为被细化的镁合金晶粒与白色条带状组织。

(4) 焊缝中心不均匀的硬度变化是由形成的金属间化合物导致。过大的热输入会导致生成更小的晶粒,从而硬度也会变大。

(5) 通过抗拉强度检测, 旋转速度为 300r/min 时,最大值为 99.7MPa;提升旋转速度为 350r/min 和 400 r/min 时,最大值提升到 116.7MPa。热输入的增加带动了更多金属的流动,提升了接头的抗拉强度。

#### 参考文献:

[1] 于艳敏. 新能源汽车轻量化技术应用现状[J]. 汽车工程师, 2018(11):51-53.

[2] 王双林,赵智忠. 新能源汽车电池托盘用镁合金的挤压工艺优化[J]. 热加工工艺,2021,50(7):103-107.

[3] 叶帮彬. 浅析新能源汽车动力电池研发方向[J]. 汽车实用技术,2018(20):33-34.

[4] 陆建邦,李贺强,王崇. 新能源汽车车身材料及连接工艺概述[J]. 汽车工艺师,2018(8):54-56.

[5] 李合周. 电池托盘自动摆放设备自动控制系统的的设计[J]. 电池工业,2018(1):6-10.

[6] Vaidya W V, Horstmann M, Ventzke V, et al. Structure-property investigations on a laser beam welded dissimilar joint of aluminium AA6056 and titanium Ti6Al4V for aeronautical applications Part I: local gradients in microstructure, hardness and strength [J]. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik;Entwicklung, Fertigung, Prüfung, Eigenschaften und Anwendungen technischer Werkstoffe, 2009, 40(8): 623-633.

[7] 朱墨,武凯,贾贺鹏,等. 6061-T6 铝合金高速搅拌摩擦焊数值模拟[J]. 热加工工艺,2024,53(17):27-32.

[8] Haddadi F. Microstructure reaction control of dissimilar automotive aluminium to galvanized steel sheets ultrasonic spot welding [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 678: 72-84.

[9] 吕学奇. 超声振动对 Al/Mg 异种合金搅拌摩擦焊接接头组织与性能的影响[D]. 济南:山东大学,2019.

[10] 杨娜,薛飞,赵金国. 镁含量对铝镁合金 FSW 焊缝共振疲劳寿命的影响[J]. 热加工工艺,2016,45(19):192-194.

[11] Coelho R S, Kostka A, Pinto H, et al. Microstructure and

mechanical properties of magnesium alloy AZ31B laser beam welds [J]. Materials Science and Engineering A,2008,485(1/2): 20-30.

[12] 李报,陈思杰,赵丕峰. 汽车轻量化先进焊接技术研究进展[J]. 热加工工艺,2018,47(3):13-17.

[13] Li P, You G, Wen H, et al. Friction stir welding between the high-pressure die casting of AZ91 magnesium alloy and A383 aluminum alloy [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 264:55-63.

[14] Regev M, El Mehtedi M, Cabibbo M, et al. High temperature plasticity of bimetallic magnesium and aluminum friction stir welded joints [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2014, 45:752-764.

[15] 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.


[16] Zhao Y, Luo Y, Lu Y, et al. Effect of welding parameters on the microstructures and mechanical properties of double-pass aluminum/magnesium dissimilar metal friction stir lap welding joint[J]. Materials Today Communications, 2021, 26: 102132.

[17] 郑洋,宿振宇,张璇. 铝/镁异质金属搅拌摩擦焊技术研究进展[J]. 材料导报,2021,35(S2):346-352.

[18] Liu Z, Ji S, Meng X. Improving joint formation and tensile properties of dissimilar friction stir welding of aluminum and magnesium alloys by solving the pin adhesion problem[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2018, 27: 1404-1413.

[19] Fu X, Chen K, Zhang Z, et al. Interfacial microstructure and mechanical property in friction stir welded Mg/Al joints under low rotation speed[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2021, 26(6):470-477.

[20] 王彦辉,赵丽,邓威,等. 添加 Cu 箔后搅拌摩擦焊镁/铝异种合金的组织与性能 [J]. 特种铸造及有色合金, 2016, 36(11): 1187-1190.

[21] Venkateswaran P, Reynolds A P. Factors affecting the properties of friction stir welds between aluminum and magnesium alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 545: 26-37. 

(上接第 174 页)

[12] Yin Z X, Gong Y Y, Li B, et al. Refining of pure aluminum cast structure by surface pulsed magneto-oscillation[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212(12):2629-2634.

[13] 何敏. 高强铝合金大体积熔体复合环缝式电磁搅拌处理方法及应用研究[D]. 北京:北京科技大学, 2020.

[14] 宋志起,王军,胡朝晟,等. 脉冲磁场对 A356 铝合金凝固组织及硬度的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2023, 43(7):917-922.

[15] Wolfram Research. MatrixPlot [EB/OL]. 2014.https://reference.wolfram.com/language/ref/MatrixPlot.html.

[16] 鲍鑫宇,王军,白庆伟,等. 脉冲电磁能对 7A04 铝合金凝固组

织细化机理的影响[J]. 材料热处理学报, 2019, 40(5):71-77.

[17] 白庆伟,麻永林,邢淑清,等. 铝合金表面脉冲电磁场对半连续铸造晶粒的细化[J]. 工程科学学报, 2017, 39(12):1828-1834.

[18] 施维慰,唐远路,郝天,等. 脉冲磁场对 ZL205A 铝合金凝固组织和力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2024, 44(9): 1250-1255.

[19] 弭光宝,李培杰,王晶,等. 近液相线铸造 Al-Si 合金浆料非枝晶组织的形成与演变[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(3):560-569.

[20] 何学峰,刘波,张深根. 再生铝合金中含 Fe 杂质的控制技术现状[J]. 化工进展, 2021, 40(10):5251-5269. 