

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.5074

基于搅拌摩擦加工预处理的 6063 铝合金 扩散焊接界面调控与性能强化

许仕明^{1,2}, 马立驰³, 陆致远^{1,2}, 宋佳芬^{1,2}, 彭 毓^{1,2}, 熊江涛^{1,2}, 李京龙^{1,2}

(1. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室, 陕西 西安 710072 2. 西北工业大学 陕西省摩擦焊接技术重点实验室, 陕西 西安 710072 3. 西安航天发动机有限公司, 陕西 西安 710000)

摘 要:采用搅拌摩擦加工(friction stir processing, FSP)对 6063 铝合金进行了扩散焊接的焊前表面处理。实验结果表明,经 FSP 处理后表面形成细晶层,呈现出清晰梯度组织结构,截面分为搅拌区、热机械影响区和母材区 3 个区域。为评估表面处理方法的优化效果,对比了不同表面处理方法(无 FSP、单侧 FSP、双侧 FSP)对扩散焊接接头组织和力学性能的影响,发现未经过 FSP 处理,界面处显著存在大量未焊合缺陷;相比之下,单侧 FSP 处理后的界面愈合效果较未经 FSP 处理有一定提高,界面孔洞为扁平状,接头两侧晶粒尺寸差异较大;而经双侧 FSP 处理时,界面结合效果得到极大改善,除少量颗粒状孔洞,其余部分均焊合,分析其孔洞为界面处的 Mg_2Si 氧化物颗粒经腐蚀后脱落形成。进一步地,针对双侧 FSP 表面预处理的接头,在 570 °C-4 MPa 工艺参数条件下,开展了保温时间对接头力学性能的影响研究,结果表明,当保温时间由 30 min 延长到 90 min 时,尽管屈服强度变化不大,但抗拉强度显著增加,最高可达 111.8 MPa(达到母材强度的 85.3%),同时伸长率也随时间的延长而增大,最高为 20.1%。断口形貌分析同步揭示了断裂模式转变,随着保温时间增加,韧窝数量增加,表明断裂方式从脆性断裂逐渐演变为韧性断裂。

关键词:6063 铝合金;扩散焊;搅拌摩擦加工;界面调控;性能强化

中图分类号: TG453

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)01-0050-10

Interface Control and Performance Enhancement of 6063 Aluminium Alloy Diffusion Welding Based on Friction Stir Processing Pretreatment

XU Shiming^{1,2}, MA Lichi³, LU Zhiyuan^{1,2}, SONG Jiafen^{1,2}, PENG Yu^{1,2},
XIONG Jiangtao^{1,2}, LI Jinglong^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Shaanxi Key Laboratory of Friction Welding Technologies, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 3. Xi'an Aerospace Engine Co., Ltd, Xi'an 710000, China)

Abstract: Friction stir processing (FSP) was adopted to carry out the preweld surface treatment of diffusion welding on 6063 aluminium alloy. The experimental results reveals that after FSP, a fine-grained layer formed on the surface, resulting in a clear gradient microstructure. The cross-section is divided into three areas: the stirring zone, the thermal mechanical influence zone and the base material zone. To evaluate the optimization effect of surface treatment methods, the influences of different surface treatment methods (no FSP, unilateral FSP, and bilateral FSP) on the microstructure and mechanical properties of diffusion-welded joints were compared. Without FSP treatment, many unwelded defects are significantly formed at the interface. In contrast, the interface healing effect after the unilateral FSP treatment improves to a certain extent compared with that without the FSP treatment. The interface holes are flat, and the grain sizes on both sides of the

收稿日期: 2025-04-25

基金项目: 国家自然科学基金面上项目(52475404);陕西省稀有金属装备制造共性技术研发平台(2024ZG-GXPT-02);陕西省秦创原“科学家+工程师”队伍建设项目(2022KXJ-178)

作者简介: 许仕明, 1999 年生, 硕士生. 研究方向为钎焊及扩散焊. Email: xushiming@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 彭 毓, 1994 年生, 博士后. 研究方向为材料加工工程. Email: pengyu@nwpu.edu.cn

熊江涛, 1974 年生, 博士, 教授. 研究方向为材料加工工程. Email: xiongjiangtao@nwpu.edu.cn

引用格式: 许仕明, 马立驰, 陆致远, 宋佳芬, 彭毓, 熊江涛, 李京龙. 基于搅拌摩擦加工预处理的 6063 铝合金扩散焊接界面调控与性能强化[J]. 铸造技术, 2026, 47(1): 50-59.

XU S M, MA L C, LU Z Y, SONG J F, PENG Y, XIONG J T, LI J L. Interface control and performance enhancement of 6063 aluminium alloy diffusion welding based on friction stir processing pretreatment[J]. Foundry Technology, 2026, 47(1): 50-59.

joint are quite different. When the samples are subjected to bilateral FSP, the interfacial bonding effect is greatly improved. Except for a few granular holes, the remaining holes are welded together. The holes are formed by the shedding of Mg_2Si oxide particles at the interface after corrosion. Furthermore, for joints subjected to bilateral FSP surface pretreatment, a study on the influence of holding time on the mechanical properties of the joints is carried out under the process parameters of 570 °C-4 MPa. The results show that when the holding time is extended from 30 min to 90 min, although the yield strength changes little, the tensile strength increases significantly, reaching up to 111.8 MPa (85.3% of the strength of the base material), and at the same time, the elongation also increases with increasing time, reaching 20.1%. The analysis of the fracture morphology simultaneously reveals the transformation of the fracture mode. With increasing holding time, the number of dimples increases, indicating that the fracture mode gradually evolves from brittle fracture to ductile fracture.

Key words: AA6063; diffusion welding; friction stir processing; interface regulation; performance enhancement

铝合金扩散焊是换热器、5G 天线等器件的重要制备工艺,如由 6063 铝合金扩散焊制造的微流道结构换热器^[1-4]。由于微流道换热器通常具有尺寸较小的微流道复杂结构,因此在其制造过程中对变形量的要求较高。而扩散焊是一种精密、高强的固相焊技术,较好地契合了精密复杂结构、高性能零部件成形的迫切需求,有望成为复杂内流道铝合金换热器成形关键,甚至不可替代的技术^[5-8]。然而,在界面构筑过程中,金属表面状态是扩散过程中的关键问题之一。铝合金表面致密氧化膜的存在(Al_2O_3 ,熔点高达 2 054 °C)以及母材的二次氧化问题,成为铝合金扩散焊界面结合的阻碍。在扩散焊过程中,一部分氧化膜转变为氧化物颗粒稳定存在于界面^[9-13],阻碍原子扩散从而阻碍界面孔洞弥合,使得界面存在难以消除的孔洞、弱连接缺陷,因此,通过传统扩散焊技术,铝合金仍具有一定焊合率,但焊合质量不足以用于焊接生产,铝合金扩散焊仍存在一定的技术难题。

合适的表面处理工艺对于实现铝合金的良好结合十分有益,为大幅提升界面连接效果,可采用表面细晶化和表面纳米化来降低表面氧化膜的影响。针对铝合金的表面处理,国内外学者进行了大量研究,Niu 等^[9]在不同参数下采用氩离子轰击纯铝表面,改善了 Al/Al 扩散连接的界面,并发现在低能量氩离子的表面处理下可获得接近基材 60%的剪切强度。刘婷等^[14]采用湿喷丸技术处理铝合金表面,发现喷丸强化提供的残余应力场可以促进界面的扩散焊过程,一方面加速溶质原子扩散并在界面聚集成相且与氧化物产生交互作用;另一方面促进再结晶晶粒形成,利用新晶界的动态迁移过程消除原始界面,两者共同作用提升了界面的焊合效果。

搅拌摩擦加工(friction stir processing, FSP)是一种创新的固态加工技术,可改善金属的微观结构,提高其机械性能。该技术特别适用于铝合金^[15],其原理是通过搅拌头的强烈搅拌作用使被加工材料发

生剧烈塑性变形、混合、破碎,但并不熔化,实现微观结构的致密化、均匀化和细化,以产生细晶,储存晶格畸变能。王贝贝等^[16]对 6061 铝合金进行 FSP 处理,结果显示合金组织均为超细晶组织,基体中析出相尺寸明显减小。处理后的合金以细晶强化和沉淀强化为主,其强度较于母材提升了约 1.6 倍。Zhao 等^[17]研究了搅拌摩擦加工工艺参数对 6063 铝合金组织及力学性能的影响,结果表明 FSP 处理后,6063 铝合金的焊核中形成了细小等轴 $\alpha-Al$ 晶粒,其尺寸在 300~700 r/min 范围内随着刀具转速的增加而增加,刀具转速低时可在热机械影响区中看到隧道缺陷,当转速超过一定值时,焊核和热机械影响区之间可形成良好的组合界面。

本研究以 6063 铝合金成形技术为基础,采用搅拌摩擦加工技术实现材料表面活化能调控,通过 FSP 加工在铝合金表层引入高密度位错、亚晶界等晶体缺陷作为原子扩散的快速通道,有效降低扩散激活能垒,促进扩散过程中界面原子的迁移和结合动力学过程,同时 FSP 剧烈塑性变形可实现 6063 铝合金表层晶粒细化,形成均匀细晶组织。随后进行真空扩散焊接,研究其对 6063 铝合金表面状态、扩散连接界面形貌、组织与力学性能的影响以及力学性能随工艺参数演变规律。优化 AA6063 铝合金扩散焊工艺参数,分析界面结合机制,对研究铝合金扩散焊的焊前表面处理工艺提供了技术支撑。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

选取典型材料 6063 铝合金(AA6063),其实测化学成分如表 1 所示。该合金属于 Al-Mg-Si 型具有中等强度的可热处理强化合金,为低合金化铝合金,其中 Mg 元素的添加可提升合金强度,尤其能提高其抗拉强度与硬度;Si 元素的存在有助于提高合金抗腐蚀性能,并增强合金耐热性。因此,6063 铝合金具有优良的加工性能、焊接特性及耐腐蚀性等优点。

表 1 6063 铝合金化学成分
Tab.1 Chemical composition of 6063 aluminium alloy
(mass fraction/%)

Element	Al	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti	Cr
Content	Bal.	0.52	0.43	0.35	0.12	<0.1	<0.1	<0.1	<0.1

6063 铝合金的基体相为 α -Al, Mg_2Si 是 6063 铝合金的主要强化相, 且由于 Mg_2Si 不耐酸腐蚀, 因此在基体相 α -Al 中分布的细小颗粒状强化相为 Mg_2Si , 如图 1 所示, 由图 1b 可以看到细小颗粒状 Mg_2Si 强化相及亮白色长条状富 Fe、Si 相, 推测其为 $\alpha(AlFe-Si)$ 、 $\beta(Al_3Fe_2Si_2)$ 、 $\alpha(Al_{12}Fe_3Si)$ 相。

1.2 实验方法

在进行扩散焊接实验前, 采用搅拌摩擦焊机对待焊表面进行搅拌摩擦加工, 搅拌摩擦加工示意图如图 2a 所示。由于仅需处理工件表面, 故采用无针

搅拌头, 其结构如图 2b 所示。该搅拌头设有两个圆形槽, 旨在增强表面搅拌效果并促进材料流动, 从而在不破坏母材基体结构与性能的前提下, 实现对 6063 铝合金的表面改性。实验选用板材规格为 120 mm×50 mm×8 mm, 采用 HT-JC6X8/2 的 C 型二维搅拌摩擦焊接设备。研究表明, 过高的主轴转速会导致更高的热输入和更高的温度暴露, 从而增加这些工件表面的晶粒尺寸, 而降低转速或提高行进速度可以降低热输入, 但容易在表面产生孔洞和隧道等缺陷^[18]。因此, 本文选择的搅拌摩擦加工参数为: 主轴转速 1 200 r/min, 搅拌头尺寸 $\phi 20$ mm, 行进速度 100 mm/min, 下压量 2 mm, 两道次之间的重叠比为 25%。板材表面改性处理前, 用砂纸打磨, 去除杂质和氧化物, 酒精清洗, 吹干后进行 FSP 处理。铝合金

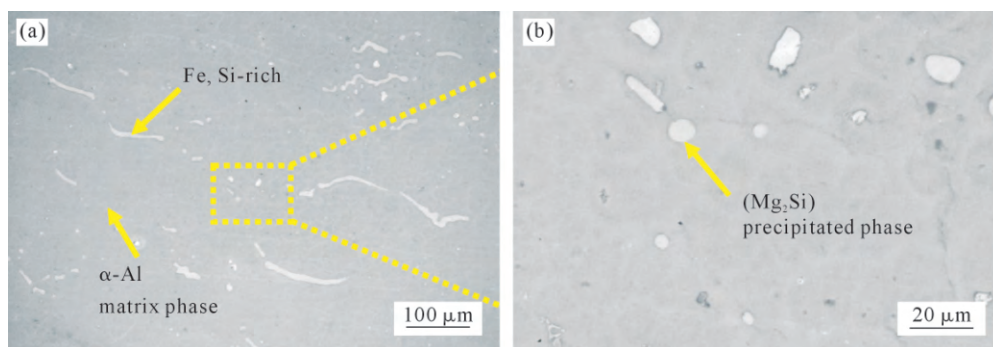


图 1 母材微观组织: (a) 6063 铝合金; (b) 局部放大图
Fig.1 Microstructure of the base metal: (a) AA6063; (b) local magnification

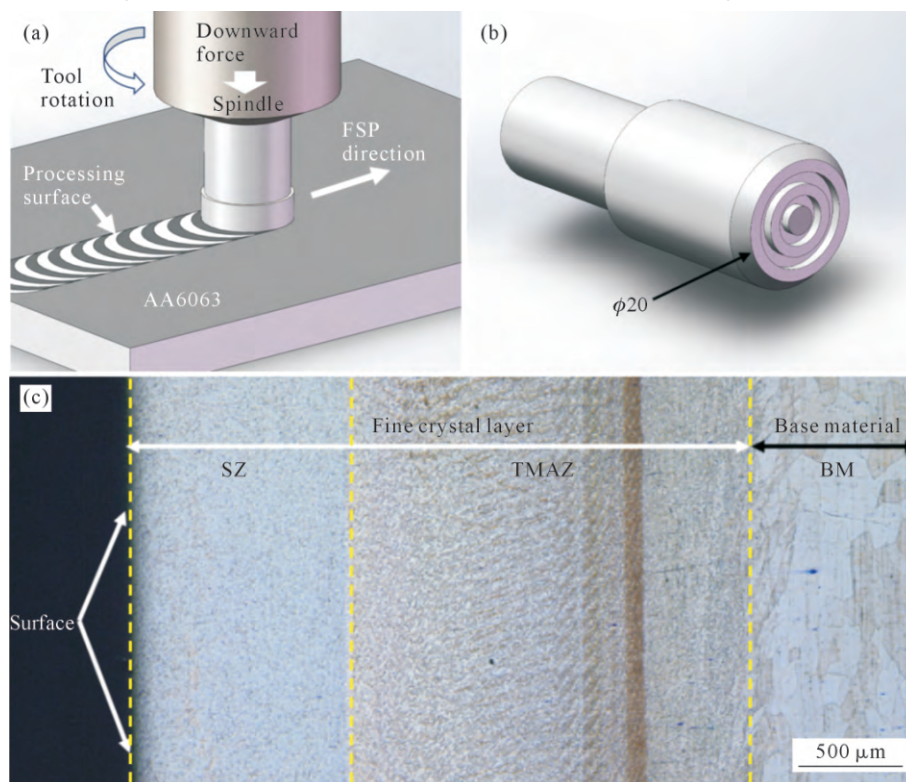


图 2 表面搅拌摩擦加工处理 6063 铝合金示意图: (a) 搅拌摩擦加工过程; (b) 无针搅拌头; (c) 搅拌加工后微观组织
Fig.2 FSP treatment of the surface of the 6063 aluminium sample: (a) FSP processing; (b) pinless FSP tool; (c) microstructure of the sample after FSP processing

常规 FSP 过程中热输入较高,往往会导致析出相溶解和晶粒粗化,进而使其强度下降^[19]。而降低 FSP 过程中的热输入,是解决析出相溶解与粗化的重要方法。热输入降低不仅明显抑制析出相溶解或粗化,而且能生成更细的晶粒和引入更强的细晶强化作用^[20-22]。因此在整个搅拌摩擦加工过程中加水冷却,以制备出强度更高而无缺陷的超细晶组织^[23-25]。FSP 加工完成后,采用铣床将表面铣至粗糙度为 Ra0.1 μm 。

图 2c 显示了垂直于 FSP 刀具横向移动方向横截面光学显微组织。由显微组织可见,整个横截面大致分为 3 个区域,及搅拌区(stir zone, SZ)、热机械影响区(thermomechanically affected zone, TMAZ)和母材(base material, BM)。在 SZ 区域,搅拌作用促使铝合金母材于距离待焊表面约 1 mm 位置生成晶粒尺寸远小于原始晶粒的细晶层,且组织内部无孔洞、隧道等缺陷存在。表面晶粒的细化机制主要归因于表面温度的升高效应,以及搅拌头与表面间的强烈摩擦作用所导致的严重塑性变形^[26]。在 TMAZ 区域,距离待焊表面约为 1 000~2 000 μm 位置晶粒的取向变得扭曲,呈螺旋形。这是由于在搅拌头搅拌过程中,晶粒沿搅拌头旋转方向发生剪切变形,因此形成了螺旋形线;所生成的细晶层均为变形细晶,具有较高的畸变储存能。该畸变储存能可在扩散焊过程中为原子扩散提供动力以促进其进行,有助于孔洞弥合;同时,母材中较高的畸变储存能会驱动晶界迁移,从而实现对待焊表面的活化。随后将精铣后的试样表面采用粒度为 150 nm 金刚石抛光剂进行抛光,尽可能降低表面粗糙度,然后采用浓度 10%NaOH 溶液和 30% HNO_3 溶液各自清洗 1 min 以进一步去除表面氧化膜,使用乙醇清洗 1 min 去除残留溶液;将清洗后的试样浸泡在乙醇中对待焊面进行防护,防止二次氧化。

图 3a 为试样装配示意图,待焊样品与石墨板用云母进行隔开,并在装炉时将试件控制在中间,保

证受力均匀。图 3b 为扩散焊接工艺曲线图,实验设备为 FJK-2 型真空扩散焊炉,在整个扩散连接过程中,炉中的真空度始终保持在 6×10^{-3} Pa 以下。考虑到炉温均区与工件厚度,在 230 与 450 $^{\circ}\text{C}$ 设置两个梯度平台,分别保温 10 min,以实现工件温度均匀化。焊接温度根据 6063 铝合金的固溶温度(615 $^{\circ}\text{C}$)设计为 570 $^{\circ}\text{C}$,焊接压力选择为 4 MPa,同时为分析焊接时间对于界面结合效果及力学性能的影响,选取保温时间分别为 30、60 及 90 min,保温结束后试件随炉冷却。

在完成焊接实验后,制备组织试样和拉伸试样,使用 400#、800#、1500#、2000#、3000# 不同粒度的 SiC 砂纸对待焊面进行机械打磨,随后利用 150 nm 金刚石抛光剂对初步打磨好的试样表面进行抛光,直至呈现出镜面效果且无划痕。使用场发射扫描电子显微镜(ZEISS Gemini 500, SEM)观察接头界面缺陷、组织形貌等。采用电子背散射衍射技术(electron backscatter diffraction technique, EBSD)以及后处理软件 HKL-Channel 5 Tango 和 Aztec Crystal 对界面的晶界类型、再结晶晶粒等晶体学信息进行提取分析。

对制备好的试样进行力学性能测试,在电子万能材料试验机(INSTRON 3382)上进行单轴拉伸力学性能测试,以评估接头的强度延展性水平。拉伸过程由引伸计控制,保持 1 mm/min 的拉伸速率。每个拉伸试验组选择 3 个样品,取结果的平均值。随后,观察破碎样品的断裂表面形态以确定其断裂模式。

2 实验结果及讨论

2.1 表面处理方法对扩散焊接头界面组织形貌的影响

本研究采用搅拌摩擦加工工艺对待焊表面进行细晶化处理,随后分别对未经过 FSP 处理、单侧 FSP 处理以及双侧 FSP 处理的试样在 570 $^{\circ}\text{C}$ -4 MPa-90 min 的焊接参数下开展扩散焊工艺实验,焊接后的接头微观形貌如图 4 所示。

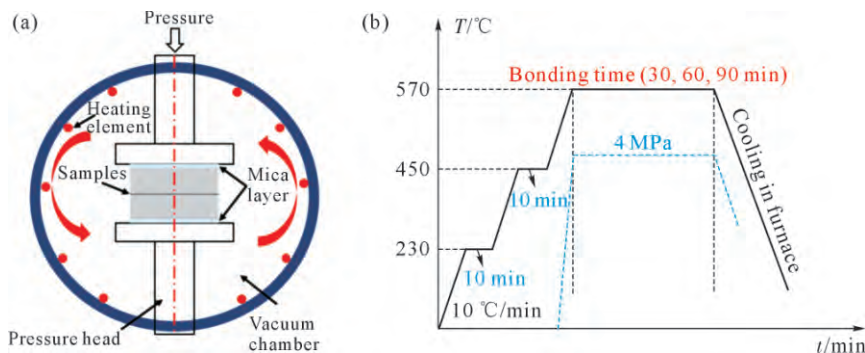


图 3 6063 铝合金扩散焊工艺过程:(a) 样品装配示意图;(b) 焊接工艺曲线

Fig.3 Preparation of the AA6063 diffusion bonding process: (a) sample assembly; (b) welding process curve

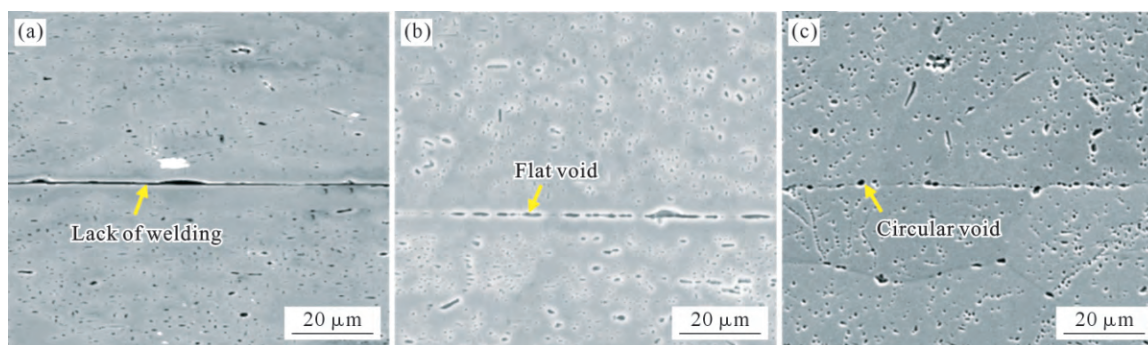


图4 不同表面预处理后焊接接头界面形貌:(a) 未经 FSP 处理;(b) 单侧 FSP 处理;(c) 双侧 FSP 处理
Fig.4 Interface morphology of the welded joints after different surface pretreatments: (a) no FSP; (b) unilateral FSP; (c) bilateral FSP

从图中可以看出,该工艺下经酸洗后的乙醇防护接头存在连续未焊合区域,原始界面仍大量保留,此形貌表明接头焊合效果差、性能较低。与酸洗后乙醇防护试样相比,经过单侧 FSP 处理后接头界面消除了部分原始界面,出现断续的孔洞,孔洞形貌以扁平状为主,界面结合效果较未经 FSP 处理试样有所提高,但界面愈合效果仍然较差。经过双侧 FSP 处理后界面愈合效果显著,界面孔洞更少且变得分散,孔洞呈现颗粒状,孔洞尺寸约为 $1\sim 2\ \mu\text{m}$,除孔洞外其余部位均已焊合。

界面孔洞从扁平状到颗粒状的形貌变化显示出接头焊合率的不断升高,经过单侧 FSP 处理后的接头由于只有一侧实现了表面细晶化,界面上储存的能量不高,界面原子扩散缓慢,导致界面孔洞愈合较差;而经双侧 FSP 处理后的界面引入了更多的表面能,表面能促进界面处原子的扩散,因此在扩散焊孔洞闭合的过程中,界面两侧的原子可以扩散至界面处完成孔洞闭合的过程,从而促进界面的良好愈合。表面 Al_2O_3 经 FSP 处理过后呈现出碎片态,一部分 Al_2O_3 溶解到基体中,一部分残留在界面处,呈现出无定形状态,由于促进了原子扩散,导致 Mg 元素与接头界面处 Al_2O_3 反应更加充分,接头界面处形成的氧化物颗粒逐渐增多,而氧化颗粒之间露出的金属表面紧密贴合,氧化颗粒之间的金属表面实现了孔洞闭合,构成了界面两侧原子扩散通道。除部分 Mg 元素与 Al_2O_3 发生反应外,过剩的 Mg 元素与界面处富集的 Si 元素在扩散焊冷却的过程中析出了强化相 Mg_2Si ,在扩散焊冷却过程中 Mg_2Si 以氧化物颗粒为形核质点形核长大,由于 Mg_2Si 不耐腐蚀,经过酸腐蚀后会脱落,由此可知接头界面在经过凯勒试剂腐蚀后, Mg_2Si 发生脱落从而在接头界面处形成点蚀坑,这些在界面处聚集的点蚀坑即为界面孔洞。

对单侧和双侧母材 FSP 处理后的试样选取 3 个不同区域进行 EBSD 分析,如图 5 为 $570\ ^\circ\text{C}$ -4 MPa-

90 min 工艺下经过双侧 FSP 处理焊接接头不同区域的晶体学信息,从反极图(inverse pole figure mapping, IPF)中可以看出接头界面结合良好,两侧母材晶粒尺寸较大,约为 $500\sim 1\ 000\ \mu\text{m}$,接头界面附近则呈现大晶粒包裹部分小晶粒的特征。

图 6 为分别经过单侧 FSP 和双侧 FSP 的接头处理后在 $570\ ^\circ\text{C}$ -4 MPa-90 min 工艺下的再结晶组织图。由图 6a~c 可以看出,单侧 FSP 接头工艺下,两侧母材晶粒尺寸差异较大,经过 FSP 处理的一侧母材仅有一部分晶粒完成再结晶,且仍保留一定比例的变形晶粒。而焊前未经 FSP 处理的一侧母材绝大部分为再结晶晶粒。统计了再结晶以及变形晶粒所占的百分比,见表 2。可以看出单侧 FSP 处理试样接头还有 11.6%的变形晶粒,再结晶晶粒只有 46.9%。但双侧 FSP 处理试样接头的再结晶晶粒占到了 99.8%。

表2 焊前FSP处理试样接头各组织所占比例
Tab.2 Proportion of various structures of the samples subjected to FSP

Treatment method	Deformed grain/%	Substructure /%	Recrystallization/%
Unilateral FSP	11.6	41.5	46.9
Bilateral FSP	0.2	0	99.8

双侧 FSP 处理试样接头比经过单侧 FSP 处理试样接头率先完成再结晶,且经历了再结晶之后的晶粒长大过程,由于再结晶晶粒的尺寸较大,使得接头依然保持平直的原始界面。

2.2 表面处理方法对扩散焊接头力学性能的影响

图 7 为 $570\ ^\circ\text{C}$ -4 MPa-90 min 工艺下单侧 FSP 处理、双侧 FSP 处理以及未经 FSP 处理接头的力学性能。由图可知,相同工艺下未经 FSP 处理的试样接头抗拉强度仅有 81 MPa,低于单侧和双侧 FSP 处理试样接头的 90.5 和 111.8 MPa,其伸长率也仅有 10.4%,低于单侧和双侧 FSP 处理接头的 11.7%和 21.1%。力学性能结果与组织分析结果具有一致性。

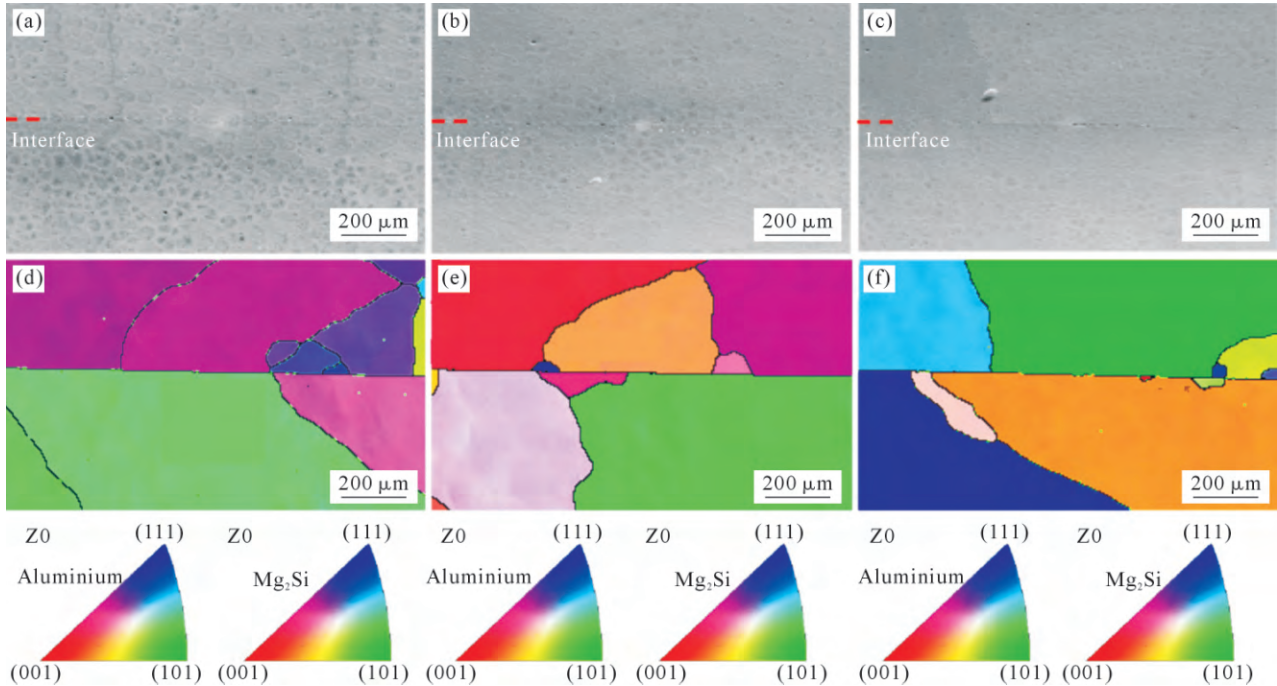


图 5 570 °C-4 MPa-90 min 工艺下双侧母材经 FSP 处理的接头微观组织:(a, d) 区域 I 接头形貌及反极图;(b, e) 区域 II 接头形貌及反极图;(c, f) 区域 III 接头形貌及反极图

Fig.5 Microstructures of the bilateral FSP-treated joint diffusion bonded at 570 °C-4 MPa-90 min: (a, d) joint morphology and IPF mapping of region I; (b, e) joint morphology and IPF mapping of region II; (c, f) joint morphology and IPF mapping of region III

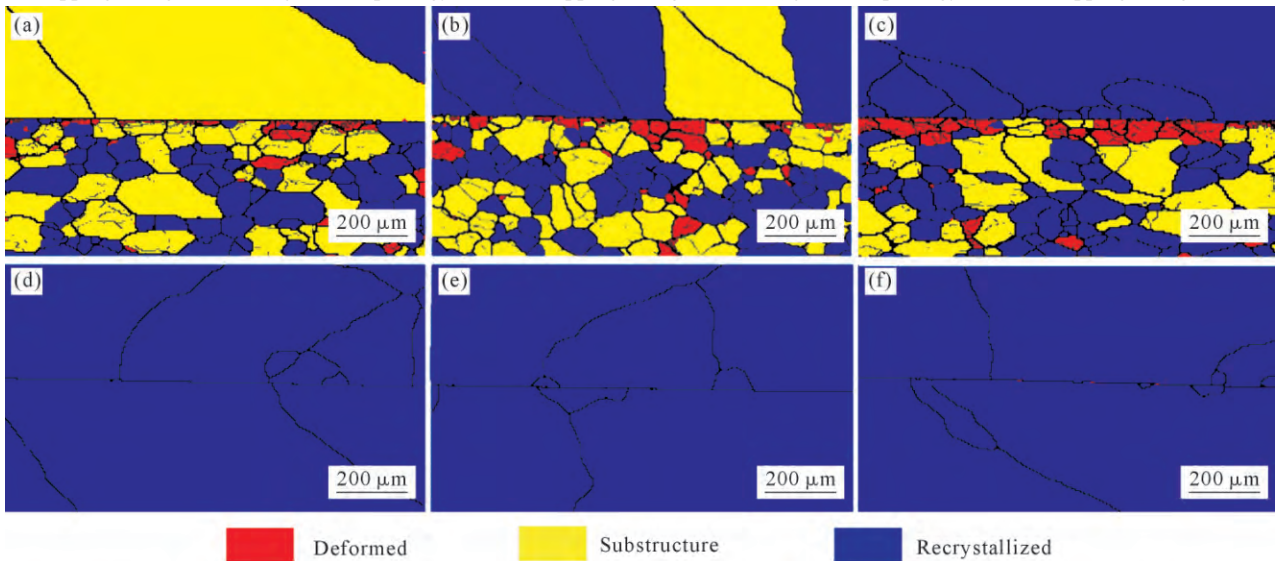


图 6 570 °C-4 MPa-90 min 工艺下经过 FSP 处理的接头微观组织:(a) 单侧 FSP 接头区域 I;(b) 单侧 FSP 接头区域 II;(c) 单侧 FSP 接头区域 III;(d) 双侧 FSP 区域 I;(e) 双侧 FSP 区域 II;(f) 双侧 FSP 区域 III

Fig.6 Microstructures of the joints subjected to FSP diffusion at 570 °C-4 MPa for 90 min: (a) unilateral FSP joint of region I; (b) unilateral FSP joint of region II; (c) unilateral FSP joint of region III; (d) bilateral FSP joint of region I; (e) bilateral FSP joint of region II; (f) bilateral FSP joint of region III

由于双侧母材经过 FSP 处理试样接头在 570 °C-4 MPa-90 min 的工艺下两侧母材的再结晶晶粒占比更多,率先完成再结晶及晶粒长大过程,尽管其晶粒较大,但组织均匀性可减少缺陷,并降低界面处的微观结构梯度,使焊接热循环所致的晶粒长大更均匀,进而降低残余应力与裂纹敏感性;同时,均匀组织更利于原子扩散,界面愈合效果更佳。此外,双侧 FSP 过程引入大量位错和亚晶界,这些亚结构在焊接热循环中可能部分保留。即使晶粒长大,高

位错密度仍可提供强化作用。单侧处理由于材料的不均匀性,会导致界面处出现较大的残余应力和变形,从而降低性能,由于母材只有一侧进行了 FSP 处理,对铝合金表面氧化物的去除不充分,在焊接过程中,氧化物阻碍原子扩散,降低了界面的愈合效果。双侧 FSP 处理接头强度高于母材的强度,其断裂位置位于母材。而单侧母材经过 FSP 处理的试样,接头断裂在焊缝处。综合不同处理方法的组织和力学性能分析得出,经过双侧 FSP 处理后的试样

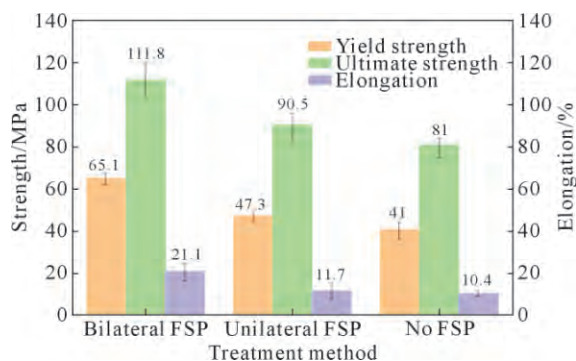


图7 不同处理方式试样接头力学性能

Fig.7 Mechanical properties of joints treated via different methods

综合性能更好。

2.3 保温时间对双侧母材 FSP 预处理下的扩散焊接头组织和力学性能的影响

为了分析焊接保温时间对 6063 铝合金接头力学性能的影响, 在经过双侧母材 FSP 处理的条件下,

进行了不同保温时间的焊接, 得到焊缝微观组织如图 8 所示。从图中可以看出, 当保温时间逐渐升高, 孔洞在界面处的分布逐渐分散, 当保温时间为 30 min 时, 界面未实现焊合, 孔洞呈现扁平状, 这是由于保温时间不足, 界面残留氧化物(如 Al_2O_3)和表面微小缺陷导致局部未结合区, 在压力作用下, 孔洞沿最大剪切应力方向被压扁, 随着焊接时间的延长, 热激活效应增强, 表面扩散和晶界扩散主导孔洞形态调整, 孔洞表面曲率趋于均匀化, 演化为椭球状, 保温时间达到 90 min 时, 体扩散和位错管扩散被激活, 孔洞在静水应力下发生收缩, 最终形成近球形颗粒状孔洞。

对不同保温时间的试样接头进行了拉伸测试, 其接头力学性能如图 9 所示。可以看出, 在保持焊接温度 570°C , 焊接压力 4 MPa 不变的情况下, 接头的抗拉强度、伸长率均随着保温时间的延长而逐渐升

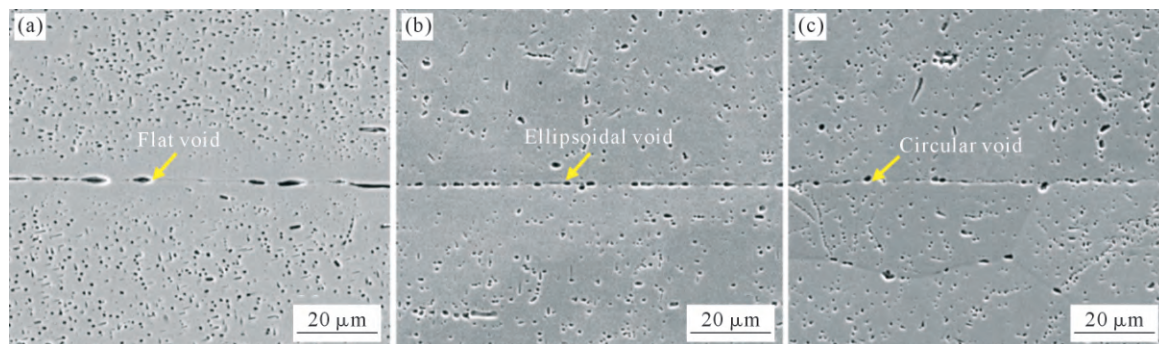
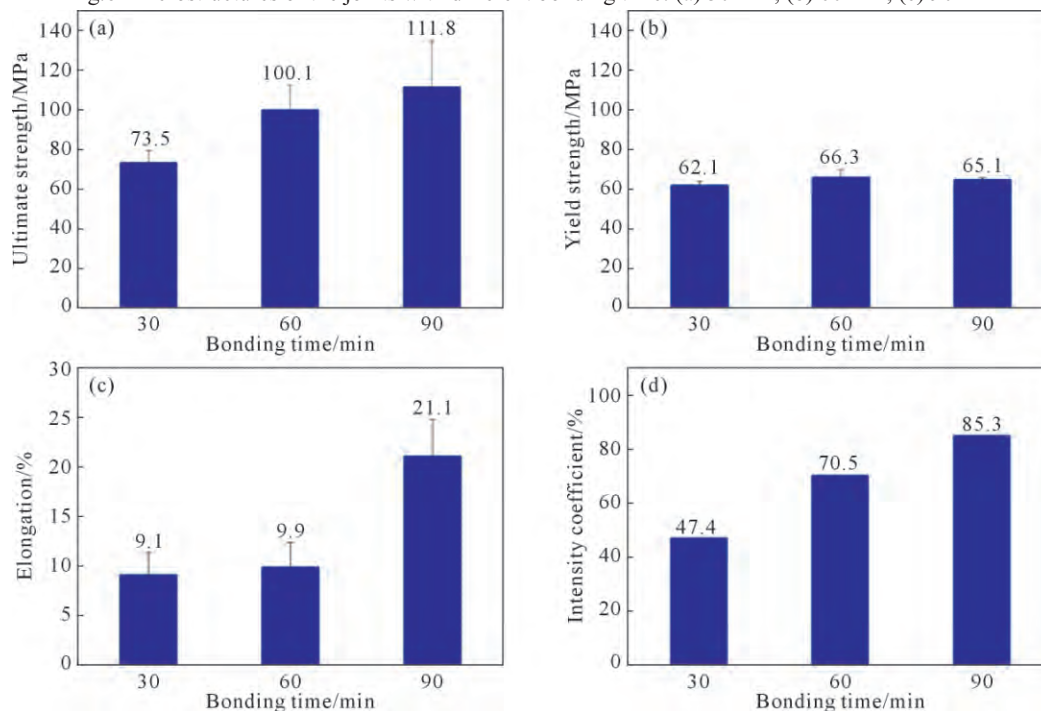


图8 不同保温时间下的接头微观组织形貌:(a) 30 min;(b) 60 min;(c) 90 min

Fig.8 Microstructures of the joints with different bonding time: (a) 30 min; (b) 60 min; (c) 90 min

图9 570°C -4 MPa 工艺下不同保温时间下经过双侧 FSP 处理试样接头力学性能:(a) 抗拉强度;(b) 屈服强度;(c) 伸长率;(d) 接头强度系数Fig.9 Mechanical properties of joints diffusion bonded at 570°C -4 MPa treated with bilateral FSP under different holding time: (a) ultimate tensile strength; (b) yield strength; (c) elongation; (d) joint tensile strength coefficient

高,其优化的扩散焊工艺为 $570\text{ }^{\circ}\text{C}$ -4 MPa-90 min,该工艺下对应的接头抗拉强度为 111.8 MPa,伸长率为 21.1%,其接头强度系数(接头抗拉强度与母材抗拉强度的比值)达到了 85.3%。当保温时间短时,原子不能充分的扩散导致扩散距离较短,导致接头界面愈合效果差,接头强度低。随着保温时间的延长,原子有可能获得更多的能量进行跃迁,从而增加了能够参与扩散的原子数量和距离。

3 组接头中仅有保温时间为 90 min 时,拉伸试样的断裂位置在母材一侧,其断裂模式为韧性断裂,其余接头的断裂位置均位于接头界面处,断裂模式为脆性断裂。原因是由于当保温时间升高到 90 min 时,接头界面两侧母材的变形晶粒均完成再结晶,界面两侧的变形晶粒中储存的晶格畸变能促使界面两侧的原子扩散,晶粒生长,使得接头界面的焊合率升高,在扩散焊保温阶段,元素在晶格畸变能的作用下持续穿越界面扩散,接头孔洞有充足

的时间和驱动力弥合,因此其焊合率升高,接头力学性能也得到了提高,接头得到强化。分析了焊接温度 $570\text{ }^{\circ}\text{C}$,焊接压力 4 MPa 下不同保温时间下经过双侧 FSP 处理后的断口形貌,如图 10 所示。

由图 10a 和 b 可以看到,当保温时间为 30 min 时,断口横截面宏观形貌较为平整,整个横断面上形貌无较大起伏,整体呈现脆断特征。而图 10c 和 d 为保温时间 60 min 时接头断口形貌,与 30 min 的接头断口形貌相比,拉伸断口形貌相似,宏观上均呈现脆性断裂特征;但由于保温时间的延长,接头伸长率提高,其塑性有所提高,因此拉伸断口显示出部分的浅而不均匀的韧窝,但其韧窝数量更多,且尺寸更小,因此其塑性更好。由图 10e 和 f 为保温时间为 90 min 时 FSP 处理试样接头拉伸断口形貌可以看出,拉伸断口呈现明显的韧性断裂特征,其分布有较多深而小的韧窝,韧窝尺寸较为均匀,韧窝周围分布有大量撕裂棱,说明拉伸过程中裂纹起源于为焊合

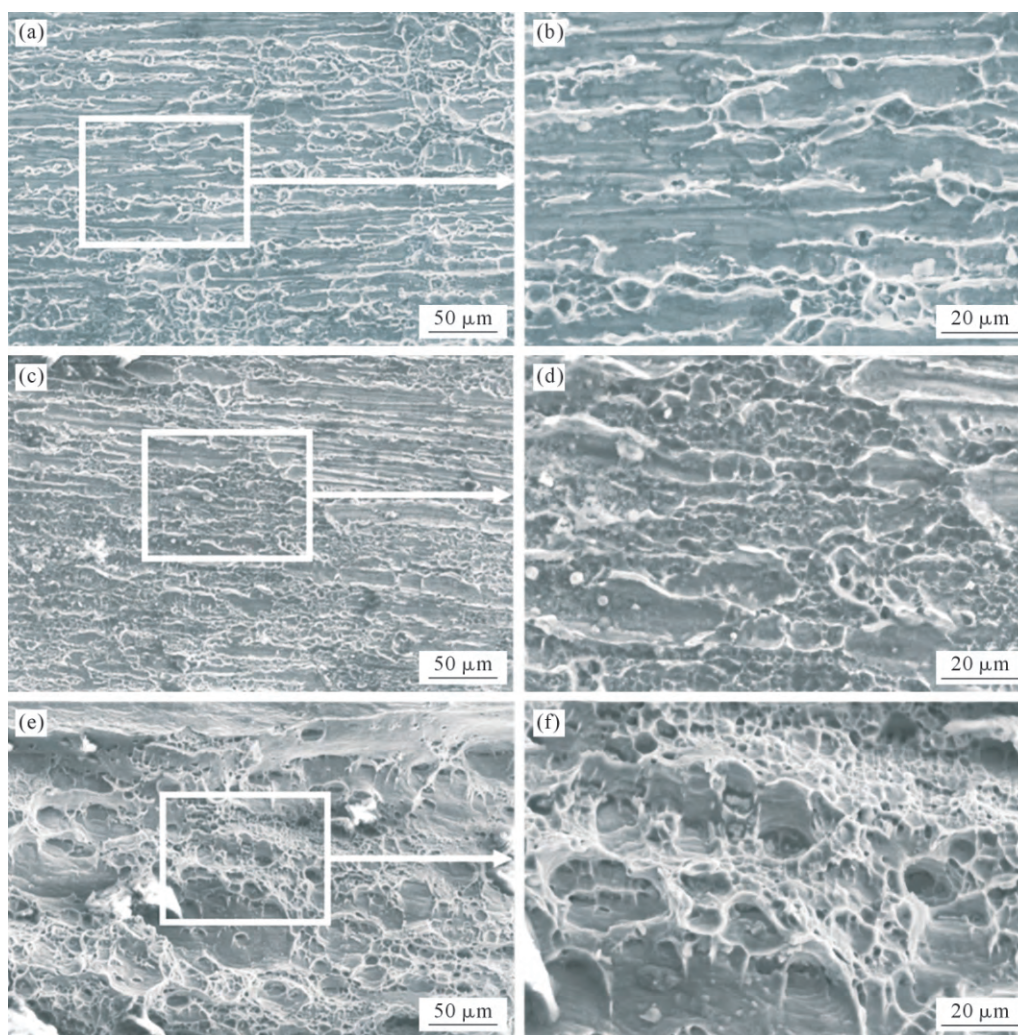


图 10 $570\text{ }^{\circ}\text{C}$ -4 MPa 工艺下不同保温时间下 FSP 处理试样各组接头断口形貌:(a) 30 min;(b) 图(a)局部放大图;(c) 60 min;(d) 图(c)局部放大图;(e) 90 min;(f) 图(e)局部放大图

Fig.10 Fracture morphology of the joint diffusion bonded at $570\text{ }^{\circ}\text{C}$ -4 MPa of samples treated with FSP under different holding time:
(a) 30 min; (b) local magnification of (a); (c) 60 min; (d) local magnification of (c); (e) 90 min; (f) local magnification of (e)

的界面孔洞,随着加载过程的进行裂纹向孔洞周围呈放射状扩展,最后通过撕裂形成撕裂棱,属于准解理断裂。

3 结论

(1)获得了 6063 铝合金最优的表面处理方法,即采用双侧 FSP+酸洗后乙醇防护工艺。在 570 °C-4 MPa-90 min 的工艺下,接头抗拉强度达到 111.8 MPa,屈服强度达到 65.1 MPa,伸长率为 21.1%,相较于单侧 FSP+酸洗后乙醇防护和只酸洗后乙醇防护均有所提高。

(2)揭示了经双侧 FSP 处理后焊接接头颗粒状孔洞形成机理。FSP 提高了表面能,促进原子扩散,使 Mg 元素与界面处富集的 Si 元素在扩散焊冷却的过程中析出了强化相 Mg_2Si ,在扩散焊冷却过程中 Mg_2Si 以氧化物颗粒为形核质点形核长大,由于 Mg_2Si 不耐腐蚀,经过酸腐蚀后会脱落形成孔洞。

(3)获得了接头力学性能随扩散焊工艺参数(保温时间)演变规律,即随着保温时间从 30 min 延长到 90 min,屈服强度变化不大,抗拉强度以及伸长率获得显著提高,以接头的抗拉强度及伸长率为指标,获得了基于搅拌摩擦加工预处理下的 6063 铝合金扩散焊优化的工艺参数,即在焊接压力 4 MPa 下,焊接温度为 570 °C,保温时间 90 min。

参考文献:

- [1] RØYSET J, STENE T, SÆTER J A, REISO O. The Effect of intermediate storage temperature and time on the age hardening response of Al-Mg-Si alloys[J]. Materials Science Forum, 2006, 519-521: 239-244.
- [2] ATABAY S E, ESEN Z, DERICIOGLU A F. Effect of Sn alloying on the diffusion bonding behavior of Al-Mg-Si alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2017, 48: 3181-3187.
- [3] LAI Y X, FAN W, YIN M J, WU C L, CHEN J H. Structures and formation mechanisms of dislocation-induced precipitates in relation to the age-hardening responses of Al-Mg-Si alloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 41: 127-138.
- [4] CHEN H N, LU J B, KONG Y, LI K, YANG T, MEINGAST A, YANG M J, LU Q, DU Y. Atomic scale investigation of the crystal structure and interfaces of the B' precipitate in Al-Mg-Si alloys[J]. Acta Materialia, 2020, 185: 193-203.
- [5] KURGAN N. Investigation of the effect of diffusion bonding parameters on microstructure and mechanical properties of 7075 aluminium alloy[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 71: 2115-2124.
- [6] GOLDEN RENJITH NIMAL R J, SIVAKUMAR M, GOKUL RAJ S, VENDAN S A, ESAKKIMUTHU G. Microstructural, mechanical and metallurgical analysis of Al interlayer coating on Mg-Al alloy using diffusion bonding [J]. Materials Today: Proceedings, 2018, 5(2): 5886-5890.
- [7] ARAVINDA T, NIRANJAN H B, SATISH BABU B, UDAYA RAVI M. Solid state diffusion bonding process-A review [J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2021, 1013: 012011.
- [8] SAGAI FRANCIS BRITTO A, RAJ R E, MABEL M C. Prediction of shear and tensile strength of the diffusion bonded AA5083 and AA7075 aluminium alloy using ANN [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 692: 1-8.
- [9] NIU C N, ZHOU W L, SONG X G, HU S P, CAO J, YANG M X, LONG W M. Surface modification of pure aluminum via Ar ion bombardment for Al/Al solid-state diffusion bonding[J]. Materials Characterization, 2022, 187: 111886.
- [10] WU F, CHEN W, ZHAO B, HOU H L, ZHOU W L, LI Z Q. Diffusion bonding of 1420 Al-Li alloy assisted by pure aluminum foil as interlayer[J]. Materials, 2020, 13(5): 1103.
- [11] YANG T Y, GENG S Q, ZHANG D K, WANG K H, GUO C, ZHANG Y J. Interface behavior of diffusion bonding AZ31 magnesium alloy to 3003 aluminum alloy using silver-based interlayer [J]. Welding in the World, 2023, 67: 541-548.
- [12] XU D Z, MENG L G, ZHANG C R, CHEN X, ZHANG X G. Interface microstructure evolution and bonding mechanism during vacuum hot pressing bonding of 2A12 aluminum alloy[J]. Materials Characterization, 2022, 189: 111997.
- [13] SHIRZADI A A, ZHANG C C, MUGHAL M Z, XIA P Y. Challenges and latest developments in diffusion bonding of high-magnesium aluminium alloy (Al-5056/Al-5A06) to stainless steels[J]. Metals, 2022, 12(7): 1193.
- [14] 刘婷,孟令刚,亚斌,陈曦,周秉文,张兴国. 喷丸处理对 2219 铝合金扩散连接影响研究[J]. 热加工工艺, 2024, 53(11): 95-101.
- [15] LIU T, MENG L G, YA B, CHEN X, ZHOU B W, ZHANG X G. Study on effect of shot peening on diffusion bonding of 2219 aluminum alloy[J]. Hot Working Technology, 2024, 53(11): 95-101.
- [16] NAUMOV A A, SAFI S V, SAFI S M. Advances in friction stir processing of aluminum 2024: A review of nanoparticle-reinforced surface composites[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2025, 137: 3141-3164.
- [17] 王贝贝,刘沿东,薛鹏,倪丁瑞,肖伯律,马宗义. 超细晶 6061 铝合金的搅拌摩擦制备和性能[J]. 材料研究学报, 2021, 35(5): 321-329.
- [18] WANG B B, LIU Y D, XUE P, NI D R, XIAO B L, MA Z Y. Preparation and mechanical properties of ultrafine-grained 6061 Al-alloy by friction stir process[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2021, 35(5): 321-329.
- [19] ZHAO H L, PAN Q, QIN Q D, WU Y J, SU X D. Effect of the processing parameters of friction stir processing on the microstructure and mechanical properties of 6063 aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 751: 70-79.
- [20] CUI L, YANG X Q, ZHOU G, XU X D, SHEN Z K. Characteristics of defects and tensile behaviors on friction stir welded AA6061-T4 T-joints [J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 543: 58-68.
- [21] WOO W, CHOO H, BROWN D W, FENG Z L. Influence of the tool pin and shoulder on microstructure and natural aging kinetics

- in a friction-stir-processed 6061-T6 aluminum alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38: 69-76.
- [20] SAUVAGE X, DÉDÉ A, MUÑOZ A C, HUNEAU B. Precipitate stability and recrystallisation in the weld nuggets of friction stir welded Al-Mg-Si and Al-Mg-Sc alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 491(1-2): 364-371.
- [21] CHEN Y C, FENG J C, LIU H J. Precipitate evolution in friction stir welding of 2219-T6 aluminum alloys[J]. Materials Characterization, 2009, 60(6): 476-481.
- [22] AL-FADHALAH K J, ALMAZROUEE A I, ALORAIEER A S. Microstructure and mechanical properties of multi-pass friction stir processed aluminum alloy 6063[J]. Materials & Design, 2014, 53: 550-560.
- [23] XUE P, XIAO B L, MA Z Y. Achieving ultrafine-grained structure in a pure nickel by friction stir processing with additional cooling [J]. Materials & Design, 2014, 56: 848-851.
- [24] WANG B B, CHEN F F, LIU F, WANG W G, XUE P, MA Z Y. Enhanced mechanical properties of friction stir welded 5083Al-H19 joints with additional water cooling[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2017, 33(9): 1009-1014.
- [25] ZENG X H, XUE P, WANG D, NI D R, XIAO B L, MA Z Y. Realising equal strength welding to parent metal in precipitation-hardened Al-Mg-Si alloy via low heat input friction stir welding[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2018, 23(6): 478-486.
- [26] KWON Y J, SHIGEMATSU I, SAITO N. Mechanical properties of fine-grained aluminum alloy produced by friction stir process[J]. Scripta Materialia, 2003, 49(8): 785-789.

(责任编辑:杨浩雪)