【航空材料】

焊接转速对 2 mm 厚 6061 铝合金 FSW 接头组织与力学性能的影响

胡　斌[1],李　龙[2],朱　烨[1]

(1.滁州职业技术学院 机械与汽车工程学院,安徽 滁州 239000;
2.南京航空航天大学 机电学院,江苏 南京 210016)

摘　要:针对焊接转速对 2 mm 厚的 6061 铝合金 FSW 接头成形性能的影响,利用光学显微镜、电子背散射衍射、显微硬度测试、拉伸性能测试及拉伸断口形貌实验,研究不同焊接转速下 FSW 接头组织与力学性能。在宏观形貌方面,焊接转速为 500 r/min 时无法形成有效接头,≥1 000 r/min 时表面有密集鳞状纹路、横截面呈“碗状”,焊接转速升高表面毛刺/飞边加剧、焊缝区面积扩大。在显微硬度方面,母材、热影响区及热机械影响区上的硬度随焊接转速升高单调上升;焊核区硬度在 2 000 r/min 时最高,晶粒尺寸先细后粗,2 000 r/min 时最细且再结晶晶粒体积分数和高角度晶界占比最大。在拉伸性能方面,抗拉强度随焊接转速升高持续增强,4 000 r/min 时达最大,断后伸长率先升后降,2 000 r/min 时达峰值,焊接转速增快使断裂微观形貌转变。实验结果表明,2 mm 厚的 6061 铝合金在 2 000 r/min 焊接转速时的综合性能最佳。

关键词:搅拌摩擦焊接头;6061 铝合金;晶粒尺寸;显微硬度;再结晶机制;拉伸性能

中图分类号: TG 457.14　　**文献标识码:** A　　DOI:10.13486/j.issn.2097-4973.2026.04.004

6061 铝合金作为 6 系变形铝合金的典型代表,凭借其低密度、高比强度以及卓越的抗腐蚀特性,在航空航天领域中占据着举足轻重的地位,被广泛应用于飞机结构件、航天器零部件等关键部位[1]。由于 6061 铝合金具有较高的热敏感性,采用钨极惰性气体保护焊(Tungsten Inert Gas Welding,TIG)、熔化极惰性气体保护焊(Metal Inert Gas Welding,MIG)等传统焊接方式易出现开裂、强度不足等问题[2]。搅拌摩擦焊(Friction Stir Welding,FSW)是一种新型的固态焊接技术,FSW 接头具有变形小、裂纹少、力学性能高等优势[3]。目前国内外学者已对 6061 铝合金 FSW 接头的工艺、组织及性能开展研究。曲来鹏等利用光学显微镜、扫描电镜、电子背散射衍射(Electron Backscatter Diffraction,EBSD)技术及显微硬度仪研究得到半径 R 对 5 mm 厚的 6061 铝合金 FSW 接头成形和力学性能的影响:当 R 小于 7 mm 时,FSW 接头中出现堆积现象;当 R 大于 7 mm 时,能够形成外观良好的焊接接头;当 R 等于 7 mm 时,FSW 接头断裂机制主要表现为韧性断裂与混合断裂相结合的方式[4]。梁汉优等发现在焊接转速为 880 r/min 和焊接速度为 60～105 mm/min 时,6 mm 厚的 6 系铝合金均能获得成型美观、性能良好的对接接头,其中焊接转速为 80 mm/min 时,FSW 接头的抗拉强度最高,焊缝的整体断裂形式为以韧性断裂为主的韧/脆混合型断裂[5]。胡峰峰等的研究表明,6061 铝合金在焊接速度为 3 000 mm/min、焊接转速为 4 000～6 000 r/min

收稿日期:2025-10-11

基金项目:安徽省高校自然科学研究重点项目(2023AH053086)

第一作者简介:胡　斌(1989—　),男,江苏丹阳人,副教授,硕士,主要从事激光冲击、焊接研究。

E-mail:420172278@qq.com

时，3 mm 和 4 mm 厚的 6061 铝合金分别在 5 000 r/min 和 6 000 r/min 的焊接转速下的 FSW 接头力学性能和微观组织的质量最佳[6]。朱墨等利用耦合欧拉-拉格朗日方法对 5 mm 厚 6061 铝合金进行高速搅拌摩擦焊数值模拟发现，高速搅拌摩擦焊在焊接路径及垂直截面方向上展现出更为紧凑的温度变化梯度，同时塑性变形的区域也更为集中，并且其受到热影响的区域范围相对较小[7]。曹高威等对 4 mm 厚的 6061 铝合金在 800、1 200、1 500 r/min 三种不同焊接转速区进行搅拌摩擦搭接焊实验发现，提高焊接转速会导致 4 mm 厚的 6061 铝合金焊接过程中的热输入和机械搅拌效应增强，从而有助于扩大有效的搭接宽度，并使晶粒尺寸变得更加细小[8]。

焊接速度与焊接转速是决定 FSW 焊缝成形质量的关键工艺参数，因此针对铝合金材料开展不同焊接转速条件下的焊接工艺研究，能优化 FSW 工艺参数并揭示铝合金 FSW 焊接机理。本文系统开展了 2 mm厚 6061 铝合金薄板的搅拌摩擦焊工艺研究，通过设定 100 mm/min 恒定焊接行进速率，分别采用 500、1 000、2 000 和 4 000 r/min 四组差异化焊接转速参数实施焊接实验。重点考察了不同焊接转速条件下接头的宏观形貌特征、微观组织演变规律、力学性能指标及断裂行为特征，提供铝合金薄板构件搅拌摩擦焊工艺的优化设计准则，并为相关制造领域提供系统的科学实验依据。

1　材料与方法

FSW 实验采用 6061 铝合金试样，其化学成分如表 1 所示。6061 铝合金的密度为 2.7 g/cm^3，弹性模量为 68.9 GPa，泊松比为 0.3，采用 HT-JC6×8/2 型 FSW 焊机进行接焊实验。焊接工艺参数如下：焊接速度为 100 mm/min，焊接转速分别为 500、1 000、2 000、4 000 r/min。其中，搅拌工具由 H13 钢制成，搅拌针上有左旋螺纹，针长为 2.02 mm，搅拌针尖部和根部直径分别为 3 mm 和 8 mm，轴肩为内凹式，直径为 12 mm。在实验合金上切割出不同尺寸的试样 A、B、C 用于不同测试(图 1)。如图 1 所示，试样 A、B 中，NZ 表示焊核区，TMAZ 表示热力影响区，HAZ 表示热影响区，BM 表示母材区。

表 1　6061 铝合金的化学成分　　单位：%

w(Mg)	w(Si)	w(Mn)	w(Fe)	w(Cr)	w(Zn)	w(Cu)	w(Ti)	w(Al)
1.2	0.8	0.052	0.56	0.2	0.01	0.28	0.019	Bal.

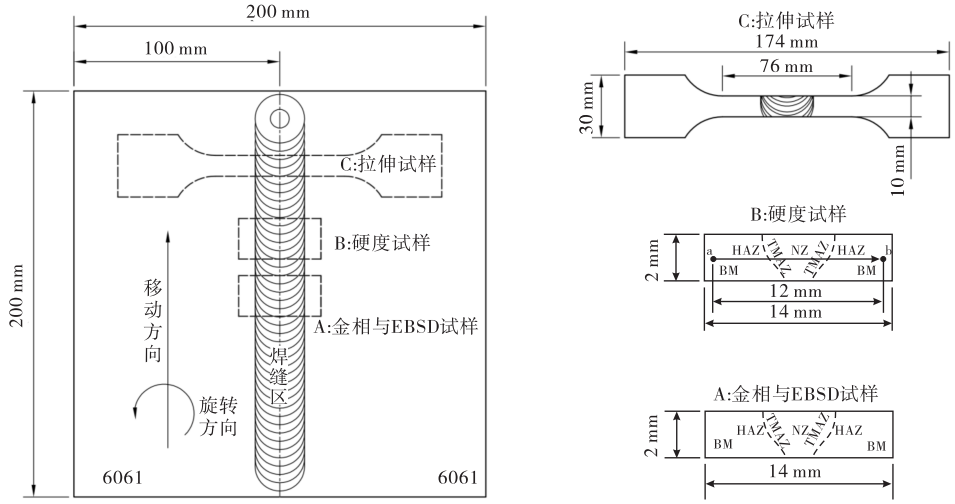


图 1　6061 铝合金搅拌摩擦焊与实验取样示意图

完成焊接后，利用电火花线切割机床，沿垂直焊缝方向上切取 A 金相与 EBSD 试样、B 硬度试样及 C 拉伸剪切试样。将 A 金相试样镶嵌在镶嵌机上，先利用不同粒度的砂纸对样品进行从粗到细的磨光，以去除表面缺陷和不平整部分，再对试样进行抛光和侵蚀处理，最后使用光学显微镜观察 A 试样横截面宏

观成型特征和微观组织。完成金相实验后，对 A 试样的待观察面实施机械磨抛处理，使其达到镜面效果。随后，采用电解抛光腐蚀仪，对该待观察面进行电解抛光操作。最后，借助扫描电镜所配备的 EBSD 探针，分析不同焊接转速下 FSW 接头再结晶机制、晶粒尺寸及取向差所发生的变化。

利用 HV-1000 维氏仪对 B 试样的横截面中心位置进行显微硬度测试[9]。在横截面上，测试从距焊缝中心 6 mm 左侧 a 点处开始，每隔 0.5 mm 测试一个点，每次保持时间为 10 s，加载载荷为 0.98 N，向距焊缝中心右侧 6 mm 的 b 点进行打点测试，共计 24 点。

图 1 中拉伸试样 C 中的尺寸按照文献[10]采用线切割加工，每组焊接参数选三个拉伸试样。使用材料万能实验机对接头拉伸性能进行测试，拉伸速度为 1 mm/min。为了减少随机波动带来误差的影响，对每组试样进行了三次以上有效测试。

2 结果与讨论

2.1 FSW 接头宏观形貌

图 2 为不同焊接转速工艺下 FSW 接头表面宏观形貌。在焊接转速为 500 r/min、焊接速度为 100 mm/min 时，6061 铝合金 FSW 接头未能成型[图 2(a)]；在焊接速度保持 100 mm/min 不变，而焊接转速分别为 1 000、2 000、4 000 r/min 时，6061 铝合金 FSW 接头成形良好，表面无沟槽、未焊透等缺陷，且表面出现细密的鱼鳞纹[图 2(b)～(d)]。当焊接转速为 1 000 r/min 时，FSW 接头表面后退侧出现少量的毛刺和飞边；而随着焊接转速增快，接头后退侧飞边越来越多，焊接转速为 4 000 r/min 时，FSW 接头后退外边缘处出现大量波浪形飞边。这说明 6061 铝合金在焊接速度为 100 mm/min 时，焊接转速过低，FSW 接头无法产生足够的摩擦热来塑化焊缝区的材料，导致焊接过程不稳定，接头无法有效成型；提高焊接转速，FSW 接头具有良好成型性；过高的转速导致 FSW 接头焊缝表面过热和材料挤出等现象，进一步加剧飞边的产生[11]。

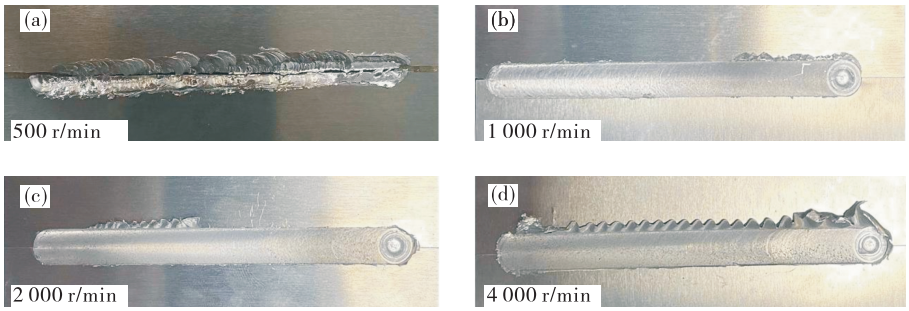


图 2 不同焊接转速下 6061 铝合金 FSW 接头表面宏观形貌

图 3 为不同焊接转速下 FSW 接头横截面宏观形貌。当额定焊接速度为 100 mm/min，焊接转速分别为 1 000、2 000、4 000 mm/s 时，6061 铝合金 FSW 接头横截面均呈现上大下小的“碗状”形貌，但在不同焊接转速下焊核区的形貌存在差异[12]。当焊接速度为 100 mm/min、焊接转速为1 000 r/min 时，在后退侧和焊缝中心位置出现明显气孔缺陷[图 3(a)]，这说明焊接转速低，搅拌头与 6061 铝合金在焊接过程中产生的温度不够，导致焊缝区的金属流动差。由图 3(b)和图 3(c)可知，当焊接转速增加到 2 000 和 4 000 r/min 时，FSW 接头焊缝区成形性能良好，无明显的隧道、气孔等缺陷。利用 ImageJ 软件对 1 000、2 000 和 4 000 r/min 不同焊接转速下焊缝区的面积进行测量，结果表明，在 100 mm/min 焊接速度下，随着焊接转速增加，横截面焊缝区的面积逐渐增大。这说明随着焊接转速增加，焊缝中热输入逐渐升高，金属塑性流动充分，发生动态再结晶区域增大，导致焊缝区面积增大[13]。

2.2 硬度分析

图 4 为不同焊接转速下 FSW 接头横截面中心显微硬度曲线。在焊接速度为 100 mm/min 的工艺条

件下，FSW 接头横截面中心区域的显微硬度分布呈现出典型的“W”形特征曲线。尽管不同焊接转速(1 000、2 000 和 4 000 r/min)工况下整体硬度分布形态保持一致，但 BM、HAZ、TMAZ 以及 NZ 的显微硬度值随转速变化呈现出显著的区域性差异。由图 4 可知，FSW 接头在4 000 r/min 焊接转速下 BM 的显微硬度明显高于 1 000 和2 000 r/min 时该区域的硬度。而 2 000 与 4 000 r/min 转速下，HAZ 及 TMAZ 的显微硬度值趋同，且均显著高于1 000 r/min 工况下的水平。在焊接速度为100 mm/min 条件下，FSW 接头 NZ 的显微硬度随焊接转速变化呈现非单调性特征：当焊接转速为2 000 r/min 时，NZ 显微硬度达到峰值；转速降低至 1 000 r/min 时，由于焊接热输入不足导致材料塑性流动不充分，NZ 易形成气孔、隧道型缺陷等宏观缺陷，破坏了 NZ 组织的连续性和致密性，导致显微硬度显著降低；当转速升高至 4 000 r/min 时，虽然焊接热输入增加促进了材料流动，但过高的热输入(由搅拌头与工件间剧烈摩擦产生)导致 NZ 温度超过动态再结晶晶粒的异常长大临界温度，使得 NZ 本已细化的等轴晶粒发生显著粗化。根据 Hall-Petch 关系，晶粒粗化直接导致显微硬度下降。因此，在 2 000 r/min 焊接转速下，NZ 热输入与材料塑性流动达到最佳匹配，既保证了 NZ 组织的致密性，又实现了晶粒的充分细化，从而获得最高的显微硬度值[14]。

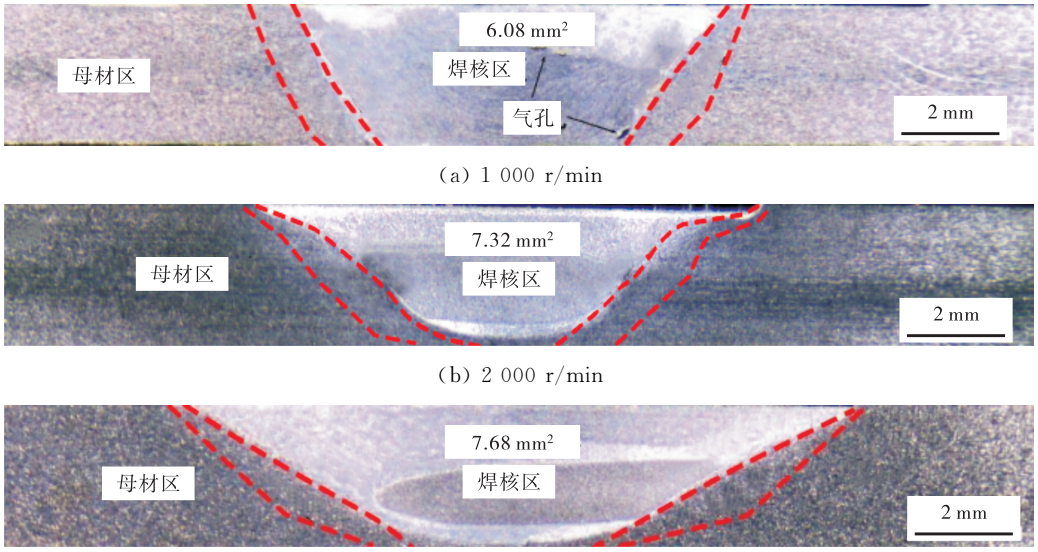


图 3　不同焊接转速下 FSW 接头横截面宏观形貌

图 5 为 6061 铝合金在不同焊接转速下 FSW 接头晶粒尺寸变化。当焊接转速为 1 000 r/min 时，FSW 接头中 HAZ 的平均晶粒直径为 33.45 μm，TMAZ 的平均晶粒直径为 10.73 μm；随着焊接转速提升至 2 000 r/min，HAZ 和 TMAZ 的平均晶粒直径分别细化至 22.04 μm 和 7.98 μm。这说明在 1 000 r/min 时，热输入较低，HAZ 和 TMAZ 的峰值温度可能接近但未显著超过材料的动态再结晶临界温度，导致晶粒仅发生部分回复和粗化；当转速提升至 2 000 r/min 时，热输入增加使峰值温度更高，从而抑制了晶粒的过度长大，更高的温度促进了动态再结晶的形核速率，使晶粒细化成为主导机制。由图 5 呈现的数据可知，当焊接转速提升至 4 000 r/min 时，FSW 接头中的 HAZ 和 TMAZ 平均晶粒直径分别细化至 20.39 μm 和 7.05 μm。通过对比不同焊接转速下的晶粒尺寸变化发现，相较于 1 000 r/min 的焊接转速，4 000 r/min 时的 HAZ 和 TMAZ 的晶粒细化

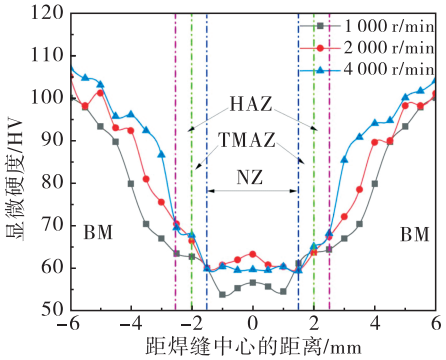
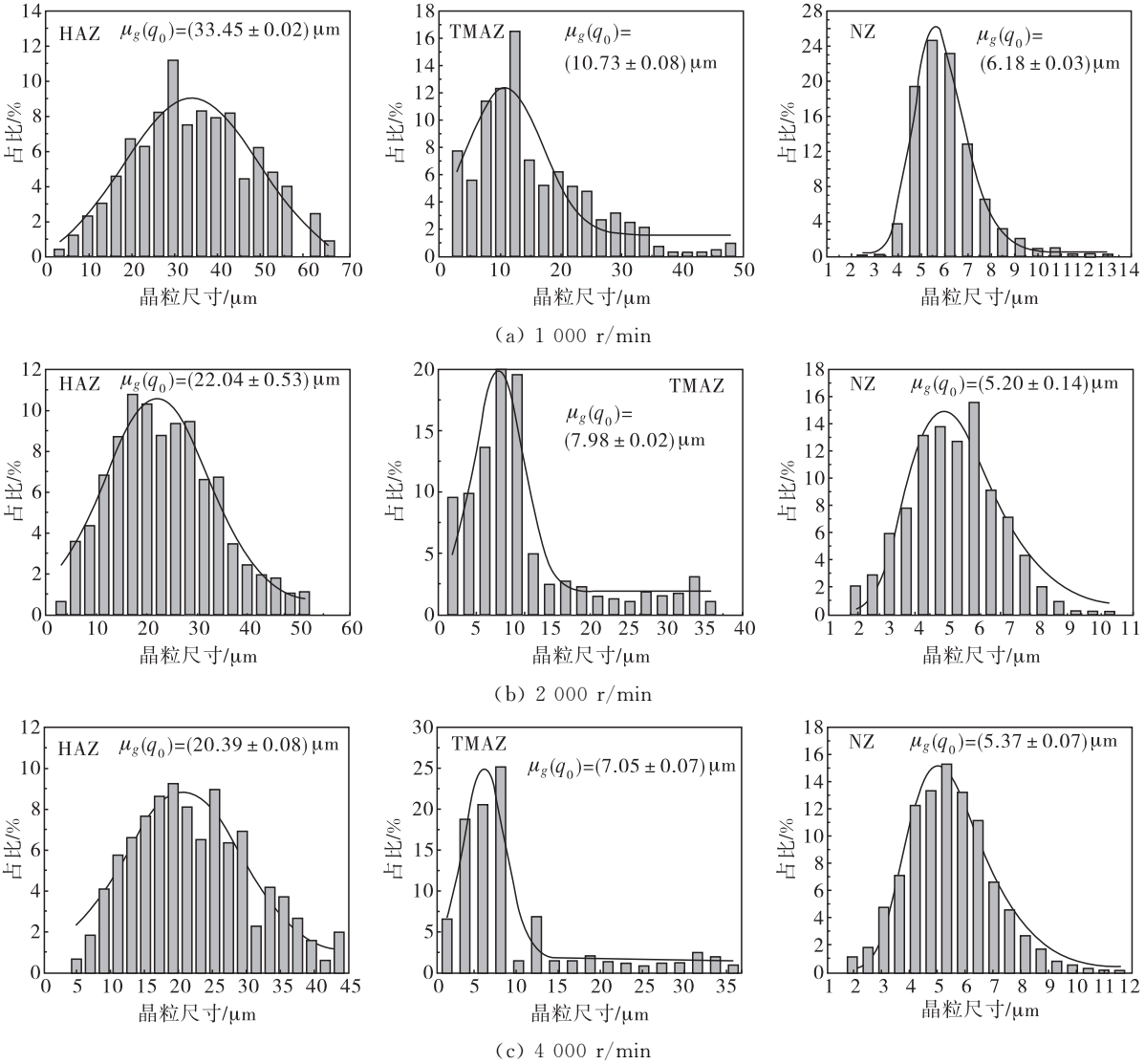


图 4　不同焊接转速下 FSW 接头横截面中心显微硬度曲线

效果极为显著;但与 2000 r/min 相比,4 000 r/min 焊接转速下晶粒细化效果并不明显,表明在焊接转速达到一定范围后,晶粒细化效果可能逐渐趋于稳定。

在焊接转速为 1 000、2 000、4 000 r/min 时接头 NZ 平均晶粒直径分别为 6.18、5.20、5.37 μm。根据 Hall-Petch 公式计算得到 NZ 的晶粒尺寸在 1 000、2 000 和 4 000 r/min 时的硬度分别为 65.3 HV、69.3 HV、68.8 HV。这说明当焊接转速为 1 000 r/min 时,FSW 接头中热量不足导致材料塑性流动不充分,存在缺陷,晶粒细化程度明显低于 2 000 和 4 000 r/min 焊接转速下 NZ 晶粒尺寸;当焊接转速为 4 000 r/min 时,过高的热输入使 NZ 温度急剧升高,材料流动速度过快反而抑制了再结晶形核过程,最终引发晶粒异常长大现象。当焊接转速为 2 000 r/min 时,NZ 的晶粒细化最为明显,根据硬度与晶粒尺寸的 Hall-Petch 关系该焊接转速下焊核区的硬度最高[15]。



(a) 1 000 r/min

(b) 2 000 r/min

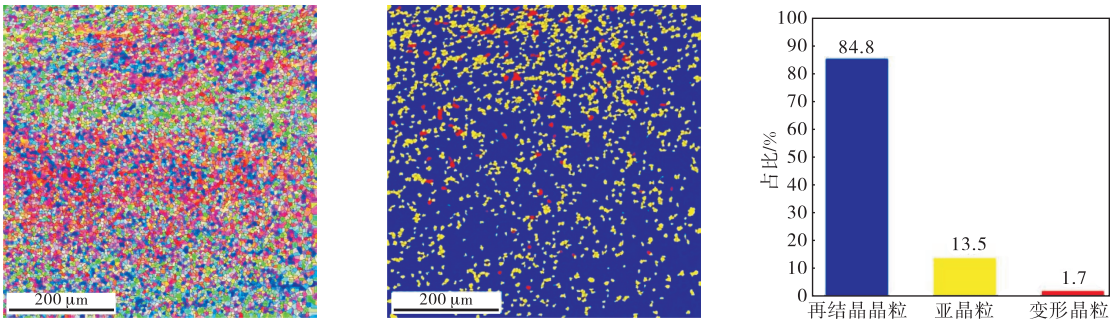
(c) 4 000 r/min

图 5 不同焊接转速下 FSW 接头晶粒尺寸分布

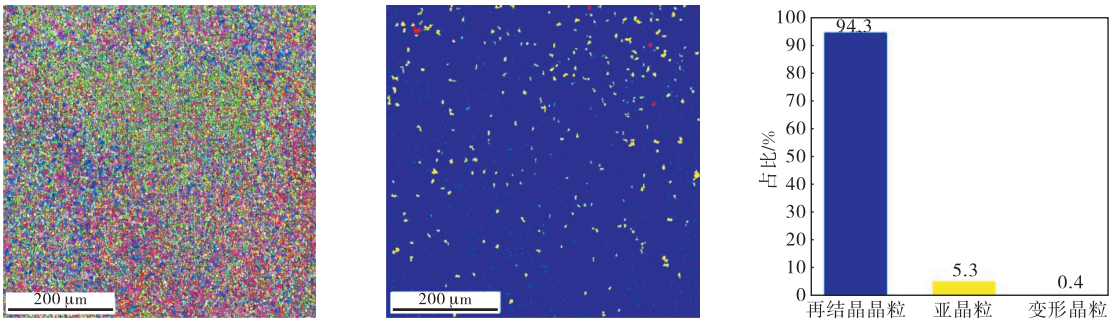
2.3 焊核区再结晶机制分析

图 6 为不同焊接转速下 6061 铝合金 FSW 接头 NZ 的反极图(IPF)、再结晶晶粒分布。在 1 000 r/min 焊接转速条件下,NZ 晶粒构成以 84.8%的再结晶晶粒为主导,伴随 13.5%亚晶粒及 1.7%变形晶粒。当焊接转速提升至 2 000 r/min 时,再结晶晶粒比例增至 94.3%,较 1 000 r/min 焊接转速工况时提升 11.2%,说明在 2 000 r/min 焊接转速工艺条件下,搅拌针与 6061 铝合金的热-机械耦合作用增强,促进焊

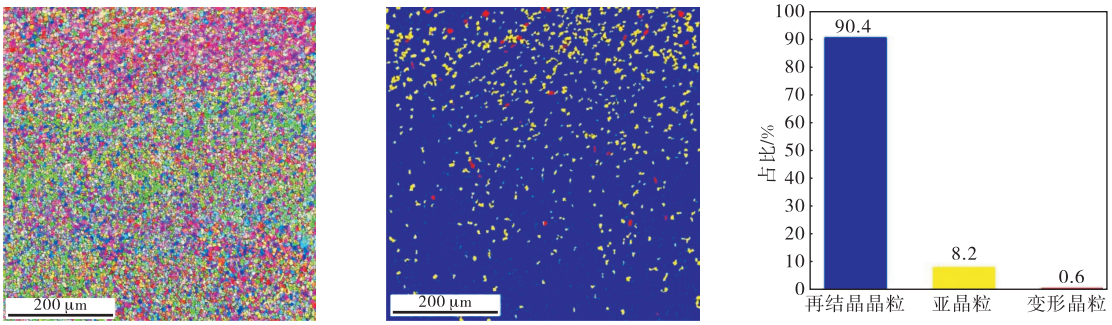
核区的晶粒动态再结晶充分进行[16]。将焊接转速提升至 4 000 r/min 时，晶粒组织发生逆转性变化：再结晶晶粒比例降至 90.4%，较 2 000 r/min 工况减少 4.1%，而亚晶粒比例相应增加 54.7%。这说明 1 000 r/min 低焊接转速下，搅拌针与铝合金界面摩擦生热少，材料温度低导致再结晶过程受抑制；在 2 000 r/min 焊接转速下，搅拌针与材料摩擦加剧，温度升高，从而提升焊核区再结晶晶粒占比；但当焊接转速达到 4 000 r/min 时，焊核区过度的温度超出动态再结晶适宜窗口，反而抑制了再结晶进程，促使亚晶粒的形成[17]。



（a）焊接转速 1 000 r/min 时 NZ 的 IPF、再结晶晶粒分布



（b）焊接转速 2 000 r/min 时 NZ 的 IPF、再结晶晶粒分布



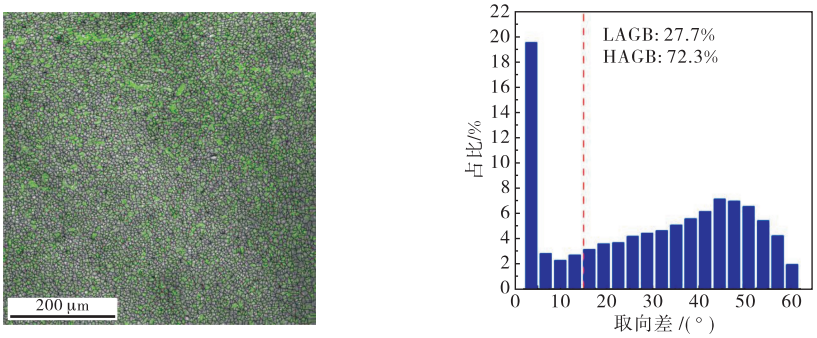
（c）焊接转速 4 000 r/min 时 NZ 的 IPF、再结晶晶粒分布

图 6　不同焊接转速下 FSW 接头 NZ 的 IPF、再结晶晶粒分布

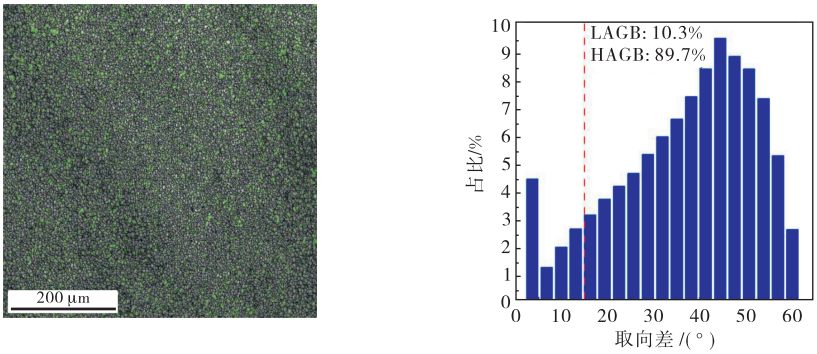
图 7 为不同焊接转速工艺下 FSW 接头 NZ 晶界分布。其中，低角度晶界（LAGB）取向差为 2°～15°，而高角度晶界（HAGB）取向差超过 15°。当焊接转速为 1 000 r/min 时，NZ 的晶界主要以 HAGB 为主，占 72.3%。这说明当焊接转速为 1 000 r/min 时，接头焊核区在热-机耦合作用下发生动态再结晶，形成以 HAGB 为主的等轴再结晶晶粒。当焊接转速从 1 000 r/min 增加到 2 000 r/min 时，HAGB 增加到 89.7%，LAGB 减少到 10.3%，为典型连续动态再结晶特征。当焊接转速从 2 000 r/min 提升至 4 000 r/min 时，NZ 的 HAGB 占比从 89.7%显著减少至 82.5%。这说明焊接转速在 4 000 r/min 时，搅拌针与铝合金界面摩擦产热急剧增加，导致焊核区温度显著升高。因此，NZ 中再结晶晶粒在高温环境中具有充足的热力学驱动力，促使晶界迁移，导致部分 HAGB 被重新消耗为 LAGB[18]。

图 8 为 6061 铝合金在不同焊接转速下 NZ 晶内取向差。如图 8 所示，6061 铝合金在 1 000、2 000、

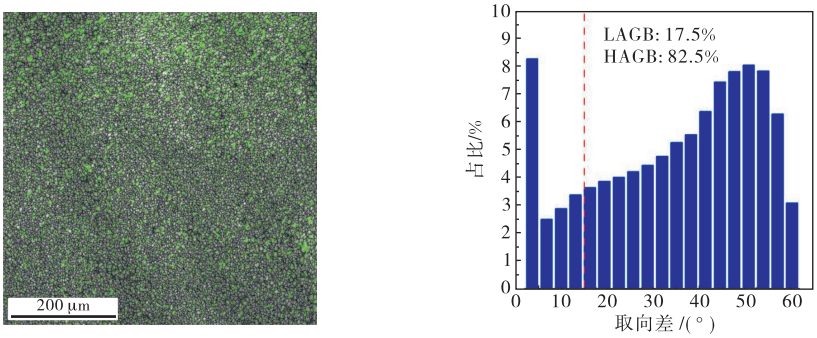
4 000 r/min 焊接转速下进行焊接时，搅拌针的强烈搅拌作用发生动态再结晶，位错大量湮灭，形成低应变的等轴细晶。其中，深色（蓝色）区域表示晶粒内部晶格完整，位错密度极低，多为再结晶完全的等轴细晶区；浅色（绿色）区域是再结晶不完全的残留亚结构。



（a）焊接转速 1 000 r/min 下 NZ 晶界分布



（b）焊接转速 2 000 r/min 下 NZ 晶界分布



（c）焊接转速 4 000 r/min 下 NZ 晶界分布

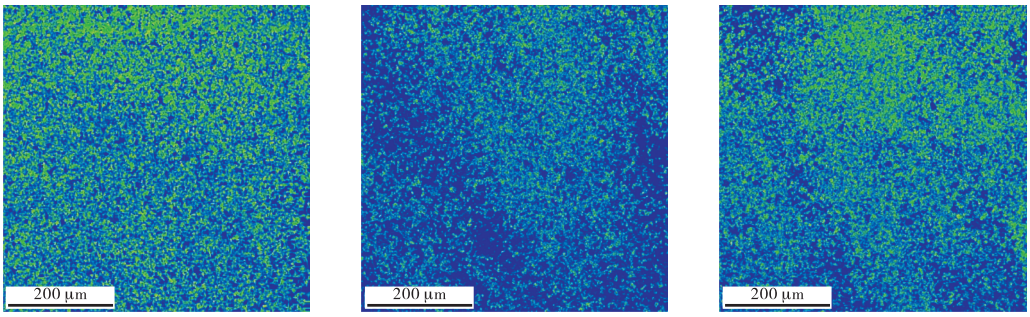
图 7　不同焊接转速工艺下 FSW 接头 NZ 晶界分布

由图 8 可知，当焊接转速为 2 000 r/min 时，表征低应变状态的深色区域占比，显著高于 1 000 r/min 与 4 000 r/min 两种转速条件下的对应区域占比。这说明 1 000 r/min 低焊接转速工况时，搅拌针旋转动能不足，导致热输入偏低且塑性变形不充分，较低的热输入无法为动态再结晶提供足够的激活能，再结晶形核与长大过程受阻，大量位错因无法有效湮灭而残留于晶内，造成低应变深色区域占比下降；4 000 r/min 焊接转速工况下，过高的旋转速度使热输入急剧增大，同时塑性变形速率大幅提升，过量的热输入会引发晶粒粗化，且快速塑性变形产生的位错增殖速率超过再结晶的位错湮灭速率，晶内取向差随之升高。

2.4　拉伸性能分析

图 9 为相同焊接速度（100 mm/min）、不同焊接转速下，6061 铝合金 FSW 接头拉伸性能。在焊接速度为 100 mm/min，焊接转速分别为 1 000、2 000、4 000 r/min 时，2 mm 厚 6061 铝合金 FSW 接头的抗拉

强度分别为 165.1、187.8、192.8 MPa。这表明当焊接速度一定时，随着焊接转速增加，6061 铝合金 FSW 接头抗拉强度呈现上升的趋势。当焊接转速从 1 000 r/min 增加到 2 000 r/min 时，抗拉强度从 165.1 MPa 显著提升到 187.8 MPa，增加了 13.7%；焊接转速增加到 4 000 r/min 时，FSW 接头抗拉强度提升到 192.8 MPa，相比于 2 000 r/min 时 FSW 接头抗拉强度仅增长 2.7%。这说明当焊接转速从 1 000 r/min 提升至 2 000 r/min 时，FSW 接头 NZ 发生连续动态再结晶晶粒细化明显，平均晶粒从由 6.18 μm 降低至 5.20 μm，HAGB 比例从 72.3%升高至 89.7%。晶粒细化和 HAGB 增加的协同作用促使抗拉强度从 165.1 MPa 显著提升至 187.8 MPa。当焊接转速进一步升至 4 000 r/min 时，非连续动态再结晶(DDRX)导致局部晶粒异常长大，HAGB 比例降低至 82.5%，且 LAGB 比例升高至 17.5%，削弱了晶界强化效果，强度仅微增 2.7%至 192.8 MPa。当焊接速度一定时，随着焊接转速增加，6061 铝合金 FSW 接头断后伸长率呈现出上升后下降的趋势，即在 1 000、2 000、4 000 r/min 焊接转速下 FSW 接头断后伸长率分别为 5.12%、6.15%、5.89%。这说明 6061 铝合金 FSW 接头在焊接转速为 1 000 r/min 时，热-机械耦合产生的热输入不足，导致动态再结晶不完全，残留粗大原始晶粒，晶界滑移阻力大，塑性变形能力低；焊接转速提高到2 000 r/min 时，FSW 接头在热-机械耦合作用充分，形成细小等轴晶，晶界密度高，促进位错均匀滑移，延缓颈缩；继续提高焊接转速到 4 000 r/min 时，FSW 接头热-机械耦合产生的热量过剩导致动态再结晶晶粒长大，晶界密度降低，位错滑移局部化，塑性变形能力下降[19]。



(a) 1 000 r/min　(b) 2 000 r/min　(c) 4 000 r/min

图 8　不同焊接转速工艺下 FSW 接头 NZ 晶内取向差

图 10 为不同焊接转速下 FSW 接头拉伸断裂位置。在 1 000、2 000、4 000 r/min 焊接转速下 FSW 接头拉伸的断裂位置基本一致，断裂在搅拌区(NZ+TMAZ)，这是由于 FSW 接头拉伸实验中搅拌区体积分数大，易发生变形。从图 10 中焊缝中心位置红线可以看出，当焊接转速在 2 000 r/min 时，断裂位置偏向 FSW 接头后退侧，并观察到明显的颈缩现象，说明断裂区域发生塑性变形。

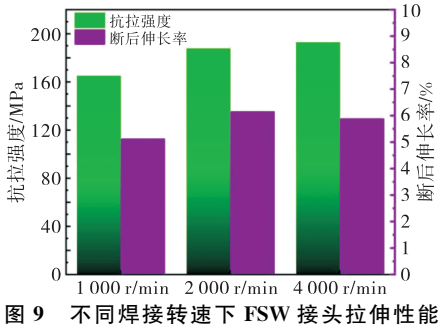


图 9　不同焊接转速下 FSW 接头拉伸性能

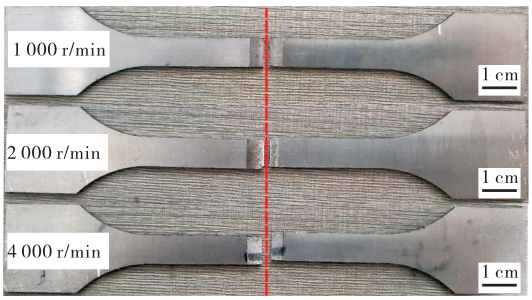
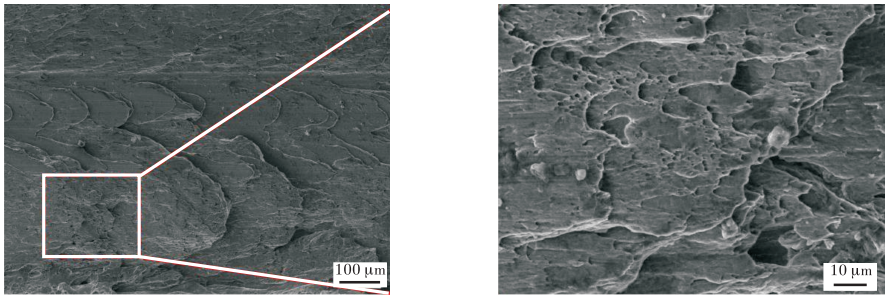


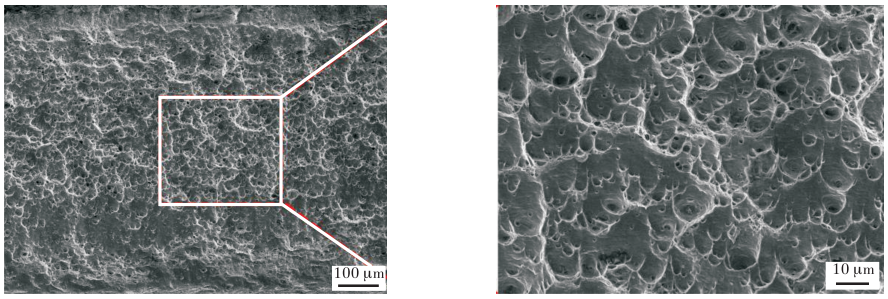
图 10　不同焊接转速下 FSW 接头拉伸断裂位置

图 11 为不同焊接转速下 FSW 接头拉伸断口微观形貌。6061 铝合金 FSW 接头断口微观形貌随焊接转速变化呈现显著差异。当焊接转速为 1 000 r/min 时，FSW 接头呈现韧-脆混合断裂特征：低倍观察可见“河流花样”形貌伴大量解理台阶和撕裂棱，高倍下发现大量韧窝分布[20]。这说明在 1 000 r/min 焊接转速下热输入不足，导致 FSW 接头动态再结晶过程不完全，接头组织中形成粗大晶粒与残留脆性相共存

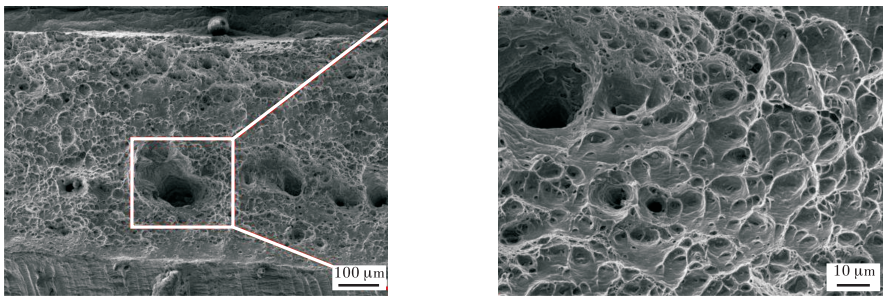
的状态。材料塑性流动不充分引发元素扩散不均，局部区域仍保留脆性解理断裂特征，但低热输入也抑制了第二相粒子的过度溶解，使接头保留部分韧性变形能力，最终形成韧-脆混合断裂机制。由图 11(b)和图 11(c)可知，当焊接转速提升至 2 000、4 000 r/min 时，接头断口均表现为典型韧性断裂，呈现出密集韧窝结构，对比两种转速工况发现，4 000 r/min 时断口韧窝尺寸显著增大且深度增加，接头塑性同步下降。这说明焊接转速过快会使焊接过程中接头区域温度急剧升高，引发晶粒异常长大，单位体积内晶界数量减少，微孔长大过程中受到的阻碍作用减弱。同时，过高温度会导致第二相粒子粗化并呈稀疏分布，微孔形核位点间距增大，微孔需长距离长大、合并才能形成断裂通道，最终表现为韧窝尺寸增大。而晶粒粗化与第二相粒子分布不均的协同作用，会降低材料断裂时的能量消耗，最终导致接头塑性下降[21-22]。



(a) 1 000 r/min 转速下高倍与低倍形貌



(b) 2 000 r/min 转速下高倍与低倍形貌



(c) 4 000 r/min 转速下高倍与低倍形貌

图 11　不同焊接转速下 FSW 接头拉伸断口微观形貌

3　结论

本文在焊接速度为 100 mm/min 工艺条件下，对 2 mm 厚的 6061 铝合金 FSW 接头进行研究，分析了不同焊接转速对接头微观组织与力学性能的影响。焊接转速对 6061 铝合金 FSW 接头成形性能影响显著。当焊接转速为 500 r/min 时，接头无法有效成形；当焊接转速提高至 1 000～4 000 r/min 时，接头成形性能良好。通过硬度和拉伸实验得知，采用焊接转速 2 000 r/min 对 6061 铝合金薄板进行焊接时，得到的 FSW 接头的综合性能最佳；并利用金相和 EBSD 技术分析得知，在 2 000 r/min 焊接转速时 NZ 的晶粒尺寸、再结晶晶粒及大角晶界数量明显优于 1 000 和 4 000 r/min。研究结果可为实际生产和进一步研究提

供坚实的理论基础和实践依据。

参考文献：

[1] 陈苗苗，文梦蝶，郑文海，等. 6061 铝合金薄板激光焊接气孔控制研究[J]. 机械设计与制造，2024(10)：359-363.

[2] 杨明鄂，李治国. 车身搅拌摩擦焊温度场仿真分析及实验验证[J]. 机械设计与制造，2021(10)：165-168.

[3] 刘宏伟，徐宇航. 工艺参数对铝合金摩擦叠焊成形的影响[J]. 机械设计与制造，2019(9)：205-208.

[4] 曲来鹏，马宁，肖笑，等. 6061 铝合金搅拌摩擦焊曲线接头的组织与性能[J]. 材料热处理学报，2023，44(12)：176-184.

[5] 梁汉优，刘刚，耿家源. 6063 铝合金搅拌摩擦接头力学性能及组织分析[J]. 热加工工艺，2017，46(13)：214-216.

[6] 胡峰峰，林永勇，张华德，等. 旋转速度对 6061-T6 铝合金高速搅拌摩擦焊接头组织与性能的影响[J]. 机械工程材料，2022，46(5)：53-57.

[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] 曹高威，王进，孙守義. 转速对 6061 铝合金搅拌摩擦搭接焊接头组织和力学性能的影响[J]. 精密成形工程，2023，15(9)：28-36.

[9] 张鸣，方燕华，方子帆，等. 铝合金焊接结构力学性能试验研究[J]. 机械强度，2021，43(3)：582-588.

[10] 王梓鉴，裴宝浩，鲁哲，等. 基于 Lemaitre 韧性断裂准则的板材破裂预测[J]. 山东航空学院学报，2025，42(2)：61-67.

[11] 张兵宪，陈聪，刘丰刚，等. 7050-T7451 铝合金搅拌摩擦焊接头组织和性能[J]. 材料导报，2023，37(24)：191-195.

[12] 邵庆丰. 铝合金 7050 搅拌摩擦焊接头洋葱环微观组织与力学性能[D]. 兰州：兰州理工大学，2016.

[13] 聂浩，徐洋，柯黎明，等. 转速对厚板铝/镁异种材料搅拌摩擦焊摩擦产热及界面组织的影响[J]. 材料导报，2023，37(8)：88-93.

[14] Ding Tian，Yan Hongge，Chen Jihua，et al. Effect of welding speed on microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Mn-Zr-Ti alloy sheet during friction stir welding[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China，2021，31(12)：3626-3642.

[15] 钱成，张庆彪，单强超，等. 6082-T1 铝合金的热变形行为及组织演变[J]. 塑性工程学报，2024，31(10)：148-158.

[16] 朱海，晏小龙，李砚峰，等. 7075-O 铝合金搅拌摩擦焊接头微观组织与力学性能[J]. 航空制造技术，2024，67(10)：95-101.

[17] Gourdet S，Montheillet F. A model of continuous dynamic recrystallization[J]. Acta Materialia，2003，51(9)：2685-2699.

[18] Jazaeri H，Humphreys F J. The transition from discontinuous to continuous recrystallizationin some aluminum aloys：Ⅱ-annealing behaviour[J]. Acta Materialia，2004，52(11)：3251-3262.

[19] 蔺宏涛，江海涛，王怡嵩，等. 6016-T4 铝合金与镀锌 IF 钢搅拌摩擦焊接头的组织与性能[J]. 材料导报，2019，33(9)：1443-1448.

[20] 刘奋军，傅莉，陈海燕，等. 铝合金薄板高转速搅拌摩擦焊接头组织与力学性能[J]. 金属学报，2017，53(12)：1651-1658.

[21] 崔少朋,朱浩,郭柱,等.7075铝合金搅拌摩擦焊接头变形及失效行为[J].焊接学报,2016,37(6):27-30.

[22] 肖波,王庆霞,杨建国,等.搅拌摩擦焊接过程中主轴下压力控制研究[J].机械设计与制造,2018(8):152-154.

The influence of welding rotational speed on the micro-structure and mechanical properties of FSW joints in 2 mm-thick 6061 aluminum alloy

HU Bin[1], LI Long[2], ZHU Ye[1]

(1. *College of Mechanical and Automotive Engineering, Chuzhou Polytechnic, Chuzhou* 239000, *China*;

2. *College of Mechanical and Electrical Engineering, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing* 210016, *China*)

Abstract: This study focuses on the impact of welding rotational speed on the forming performance of friction stir welding (FSW) joints in 2 mm-thick 6061 aluminum alloy. A series of experimental investigations were conducted, including optical microscopy, electron back-scatter diffraction, micro-hardness testing, tensile property testing, and tensile fracture morphology analysis, to explore the micro-structure and mechanical properties of FSW joints under different welding rotational speeds. In terms of macroscopic morphology: At a rotational speed of 500 r/min, no effective joint could be formed. When the rotational speed was $\geqslant$1000 r/min, the joint surface exhibited dense scale-like patterns, and the cross-section appeared "bowl-shaped". Moreover, as the rotational speed increased, surface burrs/flash became more pronounced, and the area of the weld zone expanded. Regarding micro-hardness: The hardness of the base material, heat-affected zone, and therm-mechanically affected zone increased monotonically with rising rotational speed. In contrast, the hardness of the weld nugget zone peaked at 2000 r/min. The grain size exhibited a trend of initial refinement followed by coarsening, with the finest grain size observed at 2000 r/min. At this rotational speed, the volume fraction of recrystallized grains and the proportion of high-angle grain boundaries were also the highest. In terms of tensile properties: The tensile strength continuously improved with increasing rotational speed, reaching its maximum at 4000 r/min. The elongation after fracture demonstrated a trend of initial increase followed by decrease, peaking at 2000 r/min. As the rotational speed increased, the fracture micro-morphology underwent transformation. The experimental results indicate that the 2 mm-thick 6061 aluminum alloy exhibits the best overall performance at a welding rotational speed of 2000 r/min.

Keywords: friction stir welding joint; 6061 aluminum alloy; grain size; micro-hardness; re-crystallization mechanism; tensile properties

(责任编辑:王新亮)

引用格式 胡斌,李龙,朱烨.焊接转速对2 mm厚6061铝合金FSW接头组织与力学性能的影响[J].山东航空学院学报,2026,43(4):34-44.

Hu Bin, Li Long, Zhu Ye. The influence of welding rotational speed on the micro-structure and mechanical properties of FSW joints in 2 mm-thick 6061 aluminum alloy[J]. Journal of Shandong University of Aeronautics, 2026,43(4):34-44.