

焊接热循环对 5083 铝合金搅拌摩擦焊缝晶粒结构的影响

许楠, 徐玉缀, 高天旭, 宋忻宁, 包晔峰
(河海大学, 材料科学工程学院, 常州, 213022)

摘要: 采用搅拌摩擦焊 (friction stir welding, FSW) 对 2 mm 厚的 5083 铝合金进行对接焊接, 并获得了无缺陷的焊接接头。利用光学显微镜 (optical microscope, OM) 和电子背散射衍射 (electron back scatter diffraction, EBSD) 研究焊接热循环对焊缝晶粒结构的影响。结果表明, 随着搅拌头转速增大, 应变率增大, 动态再结晶主导形成的初始再结晶晶粒减小; 焊接峰值温度从 285 °C 升至 421 °C, 冷却速度从 32.3 °C/s 降至 20.2 °C/s, 使焊缝的晶粒长大倾向增大, 焊缝中心的平均晶粒尺寸从 1.4 μm 增加至 8.2 μm。在高热输入条件下, 具有 Goss 型 {110}<001> 再结晶织构的晶粒长大速度较快, 导致焊缝中心的剪切织构开始向再结晶织构转变, 焊接热循环的变化不会显著改变焊缝的晶粒结构和织构类型, 只对最终的晶粒尺寸和大角度晶界的比例有所影响, 这种微观结构的稳定性归因于在整个较大的热输入范围内焊缝的晶粒细化由连续动态再结晶机制为主导。

创新点: (1) 提出了 5083 铝合金 FSW 焊接热循环与焊缝晶粒结构之间定量关系。
(2) 揭示了 5083 铝合金 FSW 焊缝的晶粒细化机制由连续再结晶为主导。

关键词: 铝合金; 搅拌摩擦焊; 热循环; 晶粒尺寸; 织构
中图分类号: TG 453.9 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20240315001

Influence of welding thermal cycle on grain structure of 5083 aluminum alloy weld by friction stir welding

XU Nan, XU Yuzhui, GAO Tianxu, SONG Qining, BAO Yefeng

(College of Materials Science and Engineering, Hohai University, Changzhou, 213022, China)

Abstract: 2 mm thick 5083 aluminum alloy was butt welded by FSW, and defect-free welded joints were obtained. The effect of the welding thermal cycle on the grain structure of the weld was studied by OM and EBSD. The results show that with the increase in the friction stir tool rotation speed, the strain rate rises, and the initial recrystallized grains caused by dynamic recrystallization decrease. The peak welding temperature exhibits a significant increase from 285 °C to 421 °C, accompanied by a corresponding reduction in cooling rate from 32.3 to 20.2 °C/s. This change results in significant grain growth, increasing the average grain size at the weld center from 1.4 to 8.2 μm. Under the high heat input condition, the grains with Goss type {110}<001> recrystallized texture grow rapidly, resulting in the shear texture changing to recrystallized texture. The change in the welding thermal cycle does not significantly affect the grain structure and textural type of the weld, and it just affects the final grain size and the proportion of large-angle grain boundaries. This microstructural stability of the weld is attributed to the fact that the grain refinement is dominated by continuous dynamic recrystallization throughout a wide range of heat inputs.

Highlights: (1) The quantitative relationship between FSW-induced welding thermal cycle and weld grain structure of 5083 aluminum alloy was presented.

(2) The grain refinement of the FSW-induced weld of 5083 aluminum alloy was dominated by continuous recrystallization.

Key words: aluminum alloy; friction stir welding; welding thermal cycle; grain size; texture

0 序言

FSW 是一种新型的固态连接方法, FSW 过程中母材在高温和塑性变形的共同作用下, 通过热—力耦合效应形成了致密的焊缝^[1], 对焊缝的微观组织进行设计和调控是改善焊缝力学性能并延长其服役寿命的有效方法之一。FSW 焊缝的微观组织与应变、应变率和变形温度密切相关。KALINENKO 等人^[2]曾经报道 FSW 施加的应变和应变率很大, 分别在 5~190 和 100~103 s⁻¹ 的范围内变化, 当应变或应变率超过某一临界值后, 变形诱导形成的微观结构将达到饱和, 当继续增大应变或应变率, 由于位错的增殖和湮灭达到了动态平衡, 材料的微观结构不再发生显著的变化^[3], 因此, FSW 过程中应变和应变率的变化不会对焊缝的微观组织产生本质的影响。

变形温度是影响焊缝微观组织的重要因素, FSW 的峰值温度一般为 0.4~0.7 T_m(T_m 为熔点), 焊缝在动态再结晶机制的作用下通常呈现出低位错密度的等轴晶结构。先前的研究表明, 将 FSW 峰值温度降低到 0.35 T_m 可抑制动态再结晶, 使焊缝呈现出变形组织的特征, 即高位错密度的超细晶结构^[4], 这种结是在低热输入和大轴向压力的特殊条件下形成, 另外, 焊后冷却速度也会影响焊缝最终的微观组织, 因为在焊后余热的影响下, 焊缝从刚刚成形到冷却至室温的过程中还能继续发生微观结构的变化, 例如相变^[5] 和静态再结晶^[6]。从上述可以看出, 变形温度和焊后冷却速度是决定焊缝微观组织的重要因素, 焊接峰值温度和焊后冷却速度可以从焊接热循环曲线中获得, 因此研究焊接热循环与焊缝晶粒结构的关系对调控焊缝微观组织具有重要意义。

5083 铝合金(Al-Mg 系)是一种不可热处理强化的应变硬化型铝合金, 具有中等强度、良好的耐腐蚀性、耐磨性和可焊性, 广泛应用于航空航天、船舶和车辆制造等多个领域。将 5083 铝合金代替传统合金钢应用于结构件制造, 可实现装备的轻量化, 目前未见关于焊接热循环与 5083 铝合金 FSW 焊缝晶粒结构之间关系的定量研究。文中在一个较宽的热输入范围内对 5083 铝合金进行 FSW,

探讨了焊接热循环对焊缝成型和晶粒结构的影响规律, 为 5083 铝合金大型结构件的焊接成形制造和焊缝微观组织设计提供理论依据和实践指导。

1 试验方法

采用板厚为 2 mm 的商业 5083-H321 铝合金为母材, 将板材用夹具固定在钢制垫板上, 使其轧制方向垂直于焊接方向(welding direction, WD), 在两个板材对接面处放置 K 型热电偶用于测量焊缝中心的温度变化, 如图 1 所示。使用搅拌摩擦焊接设备在位置控制模式下对 5083 铝合金板材进行对接焊接。搅拌头轴肩直径为 15 mm, 搅拌针直径和长度分别为 4 mm 和 1.8 mm, 搅拌头材质为 W-Co 硬质合金, 轴肩压入深度为 0.2 mm, 搅拌头倾角为 2.5°。由于铝合金 FSW 的焊接窗口较大, 文中将焊接速度设为定值, 仅改变搅拌头转速进行焊接, 焊接参数见表 1。



图 1 铝合金 FSW 装置和热电偶设置位置

Fig. 1 Set-up of FSW device and the setting position of K-type thermocouple

焊接后, 在垂直于 WD 方向采用线切割切取横截面试样用于 OM 观察和 EBSD 测试。首先对横截面样品进行机械研磨和抛光, 用凯勒试剂(95 ml 蒸馏水、2.5 ml 硝酸、1.5 ml 盐酸和 1 ml 氢氟酸的混合溶液)对其侵蚀 10~20 s 后用于 OM 观察。再次使用砂纸对横截面试样进行研磨和机械抛光, 然后采用 100 ml 高氯酸和 900 ml 无水乙醇的混合溶液对其进行电解抛光, 抛光电压为 20 V, 温度为 -30 °C, 抛光时间为 60 s。采用带有 EBSD 相机的场发射扫描电子显微镜对电解抛光后的试样进行表征, 电压为 20 keV。由于母材的晶粒尺寸较大, 扫描步

表1 焊接参数及对应的焊缝成形情况
Table 1 Welding parameters and corresponding weld forming conditions

样品	焊接速度 $v/(mm \cdot min^{-1})$	转速 $w/(r \cdot min^{-1})$	RP值 $v/\omega(mm \cdot r^{-1})$	成形
1	200	200	1	×
2	200	300	0.67	×
3	200	400	0.5	○
4	200	500	0.4	○
5	200	600	0.33	○
6	200	700	0.28	○
7	200	800	0.25	○
8	200	900	0.22	○
9	200	1 000	0.2	×

注: ×: 有缺陷; ○: 无缺陷

长设置为 $1\mu m$, 而焊缝晶粒较细小, 步长设置为 $0.2\mu m$. 采用 TSL OIMTM analysis 7.3 软件对 EBSD 数据进行处理, 获得晶粒尺寸 d 、取向差 θ 分布和组织等信息. 在晶界图中, 小角度晶界 ($2^\circ \leq \theta < 15^\circ$) 和大角度晶界 ($\theta \geq 15^\circ$) 分别用灰线和黑线表示. 如图 2 所示, 利用剪切变形坐标系对焊缝中心的组织进行分析, 该坐标系由剪切方向 (shear direction, SD) 和剪切面法向 SPN 组成^[7], 以横向 (transverse direction, TD) 为轴将原始 EBSD 数据旋转 90° 即可把样品坐标系代入剪切坐标系. 剪切组织以 $\{h k l\} < u v w >$ 形式表达, 其中 $\{h k l\}$ 为垂直于板材法向 (normal direction, ND) 方向的晶面, $< u v w >$ 为平行于 WD 方向的晶向.

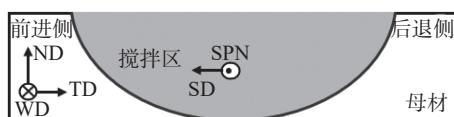


图2 FSW 样品坐标系与剪切变形坐标系
Fig. 2 Coordinate systems of FSW sample and shear deformation

2 试验结果与讨论

2.1 焊接热循环

部分焊接条件下典型的焊缝表面形貌, 如图 3 所示. 当热输入不足时, 材料的塑性流动能力较差, 前进侧 (advancing side, AS) 材料无法顺利流动至后退侧 (retreating side, RS), 焊缝表面出现犁

沟缺陷; 而当热输入过大时, 部分材料从轴肩处溢出, 在前进侧形成大量的飞边. 由于 1 号、2 号和 9 号焊缝存在焊接缺陷, 后续将不再对其进行深入分析. 其他焊接条件下焊缝的峰值温度和平均冷却速度总结在表 2 中, 部分典型焊接条件下的热循环曲线, 如图 4 所示.

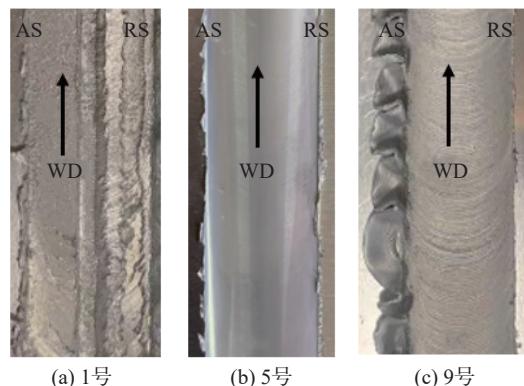


图3 5083 铝合金 FSW 焊缝的典型表面形貌

Fig. 3 Surface appearance of selective FSW 5083 aluminum alloy joints. (a) 1; (b) 5; (c) 9

表2 不同焊接参数下的 RP 值、峰值温度、冷却速度及对应的平均晶粒尺寸

Table 2 RP Values, peak temperatures, cooling rates, and corresponding average grain sizes under different welding parameters

样品	峰值温度 $T/^\circ C$	冷却速度 $v_T/(^\circ C \cdot s^{-1})$	晶粒尺寸 $d/\mu m$
3	285	32.3	1.4
4	298	30.8	2.2
5	324	31.5	3.8
6	348	28.9	5.1
7	387	25.7	7.5
8	421	20.2	8.2

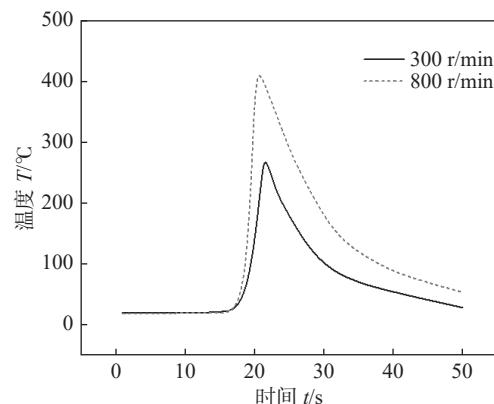


图4 高热输入和低热输入条件下的焊缝热循环曲线

Fig. 4 Thermal cycle curves of the FSW welds obtained by high and low heat input conditions

焊接峰值温度随着搅拌头转速的提高而显著上升,在 285 °C(0.6 T_m) 到 421 °C(0.74 T_m) 的范围内变化.3 号样品和 8 号样品峰值温度存在明显差异,后者比前者高 136 °C, FSW 的热输入 Q 为^[8]

$$Q = \frac{2}{3} \pi \tau \omega (r_s^3 + 3r_p^2 H_p) \quad (1)$$

式中: τ 为接触剪切应力; ω 为搅拌头转速; r_s , r_p 和 H_p 分别为轴肩半径、搅拌针半径和长度. 将等式(1)除以焊接速度 v 可得焊缝单位长度的热输入 q

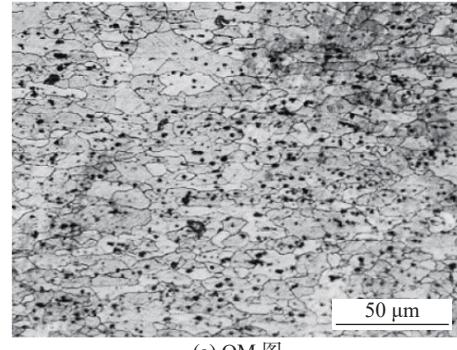
$$q = \frac{2}{3} \pi \tau \frac{\omega}{v} (r_s^3 + 3r_p^2 H_p) \quad (2)$$

上述方程表明, 当使用同一材质和形状的搅拌头时, 热输入 q 与 RP 值成正比. 此外, 从表 2 可以看出, 较大的热输入伴随着较高的峰值温度. 铝合金的熔点为 660 °C, 再结晶温度约为 0.4 T_m , 可见所有焊缝的峰值温度均高于再结晶温度, 因此所有样品在 FSW 过程中都经历了完全的动态再结晶, 其中, 3 号样品和 8 号样品分别是在低热输入和高热输入条件下获得的良好焊缝. 相反, 冷却速度与搅拌头转速呈逆相关, 在 32.3 ~ 20.2 °C/s 的范围内变化. 值得注意的是, 焊缝的冷却速度普遍较慢且变化幅度不大, 表明在冷却过程中焊缝的微观组织可能会持续发生变化.

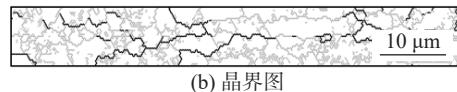
2.2 晶粒结构

母材的 OM 和 EBSD 表征结果, 如图 5 所示. 图 5(a) 为母材的 OM 图像, 母材的晶粒沿轧制方向明显伸长, 其平均晶粒尺寸为 23 μm. 图 5(b) 和图 5(c) 分别为母材的晶界图和 Kernel 平均取向差 (KAM) 图. KAM 图用于定性评估晶体缺陷的分布密度和材料塑性变形的不均匀性. 母材的小角度晶界比例高达 85%, 表明在冷轧过程中产生了大量位错结构. 结合面心立方金属的 (111) 标准极图和取向分布函数图 (ODF, $\phi = 0^\circ$ 和 45°)^[9], 发现母材主要具有两种织构成分见图 5(d) 和图 5(e), 即 Brass 型 {110}<112> 和 Copper 型 {112}<111>, 这两种织构均属于变形织构, 通常可在轧制的面心立方金属或合金中观察到^[10].

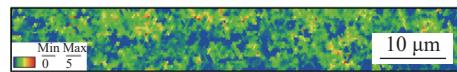
各种焊接条件下焊缝中心的 OM 图和反极图, 如图 6 所示. 可见, 焊缝的晶粒结构较母材发生了明显的细化, 随着搅拌头转速的增加, 焊缝的晶粒尺寸逐渐增大, 平均晶粒尺寸在 1.4 ~ 8.2 μm 的范围内变化见表 2. 搅拌头转速对取向差分布的影响, 如图 7 所示. 各焊接条件下焊缝中心取向差的



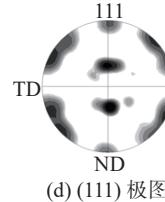
(a) OM 图



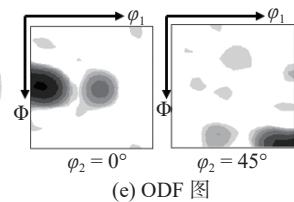
(b) 晶界图



(c) KAM 图



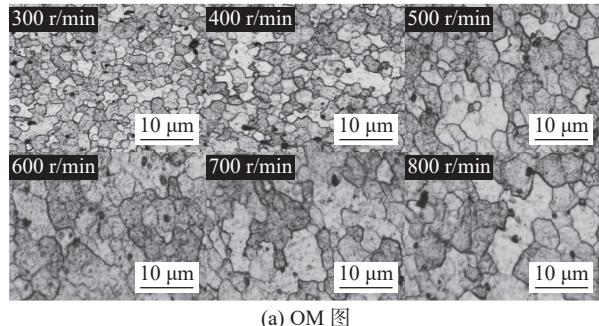
(d) (111) 极图



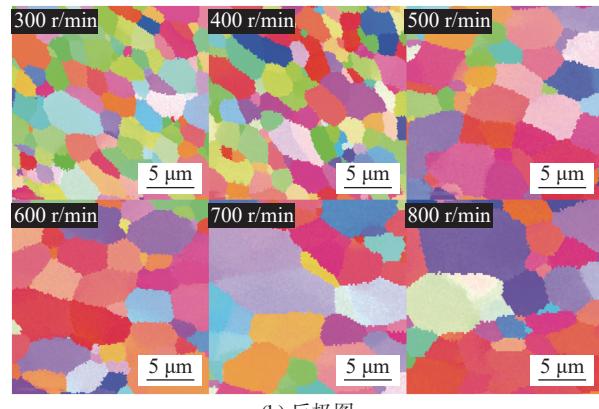
(e) ODF 图

图 5 母材的 OM 和 EBSD 表征结果

Fig. 5 OM & EBSD results of the base material. (a) OM; (b) grain boundary map; (c) KAM; (d) (111) pole figure; (e) ODF



(a) OM 图



(b) 反极图

图 6 焊缝中心的微观组织

Fig. 6 Microstructure of the weld center. (a) OM; (b) inverse pole figures

分布形状相似, 小角度晶界比例随搅拌头转速提高而降低, 最大的小角度晶界比例出现在最低的转速条件下。

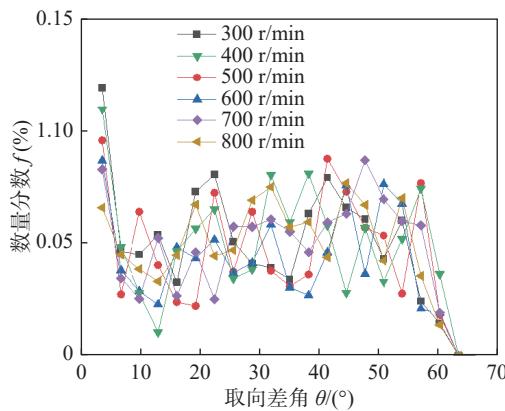


图 7 焊缝中心的取向差分布

Fig. 7 Misorientation angle distribution of the weld center

一般认为, FSW 焊缝的晶粒细化是由动态回复、连续动态再结晶和不连续动态再结晶引起的。此外, 材料的层错能对晶粒细化机制也有很大影响。若 FSW 峰值温度超过 $0.6 T_m$, 低层错能材料焊缝的晶粒细化机制以不连续动态再结晶为主导, 例如铜、镍、奥氏体不锈钢等; 然而铝为高层错能材料, 其焊缝的晶粒细化机制以动态回复和连续动态再结晶为主导。温度和应变率的大小决定了何种机制在晶粒细化中占主导地位。应变率和温度在金属塑性变形中是一对耦合的变量, 对材料某种性质的影响往往是一致的。应变率和温度对变形组织的综合影响通常用 Zener-Hollomon(Z) 参数^[11-12] 来描述, 即

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT) \quad (3)$$

式中: $\dot{\varepsilon}$ 为应变率; T 为温度; R 为理想气体常数 ($8.314 \text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}\text{K}^{-1}$); Q 为变形活化能 (162.5 kJ/mol ^[13])。另外, 塑性变形诱导形成的初始再结晶晶粒尺寸 d_0 与 Z 参数之间存在如下

$$\frac{1}{d_0} = A + B \log(Z) \quad (4)$$

式中: A 和 B 均为常数。可见, 塑性变形时的温度越低、应变率越大, Z 值就越大, 因此形成的初始再结晶晶粒尺寸就越细小。然而在 FSW 过程中, 随着应变率的增大(即转速的增大), 温度也随之增大。由于温度对晶粒尺寸的影响要小于应变率, 因此随着转速的升高, Z 值增大, 焊接过程中形成的初始再结晶晶粒尺寸逐渐减小。但当搅拌头转速增加时, 热输入逐渐增大, 焊缝的峰值温度和高温阶段停留

时间也随之增加, 导致焊缝内部发生不同程度的晶粒长大现象。冷却阶段的晶粒长大如下^[12]

$$d^2 - d_0^2 = At^n \exp(-Q'/RT) \quad (5)$$

式中: d 为焊缝的最终晶粒尺寸; A 和 n 均是与温度相关的常数; t 为晶粒长大的时间; Q' 为晶粒长大时的活化能。式(5)中的 T 为时间 t 和冷却速度 R' 的函数, 即

$$T = T_{\max} - R't \quad (6)$$

式中: T_{\max} 为焊缝的峰值温度。初始再结晶晶粒尺寸 d_0 如下

$$d_0 = 1/\sqrt{\omega} \quad (7)$$

将试验测得的峰值温度和冷却速度的值代入式(5)中即可得到不同焊接条件下焊缝在焊后冷却阶段的晶粒长大趋势。基于公式(5)预测的不同焊接条件下焊缝在冷却阶段晶粒尺寸和时间的关系曲线, 如图 8 所示。从图中可以看出, 增大搅拌头转速会使初始再结晶晶粒尺寸有所减少, 但是增加搅拌头转速会造成热输入增大, 峰值温度和高温停留时间均增大, 导致焊缝实际晶粒尺寸增大, 与实测结果相吻合, 随着搅拌头转速的增加, 在峰值温度和冷却速度的双重影响下, 焊缝的晶粒长大倾向逐渐增大。

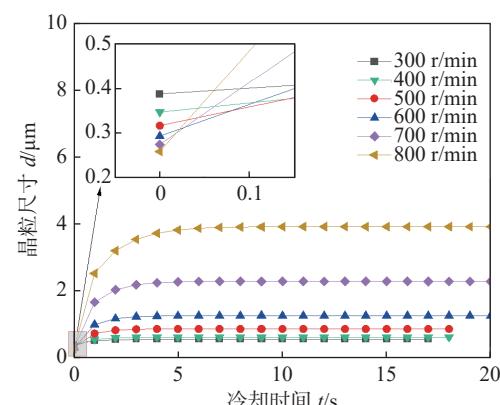


图 8 不同焊接条件下焊缝晶粒尺寸与冷却时间的关系

Fig. 8 Relationship between grain size and cooling time under different welding conditions

2.3 织构

在高速旋转搅拌头的作用下, 材料受到剧烈的剪切变形, 对焊缝中心的微织构进行分析, 发现所有焊接条件下焊缝中心均显示出类似的剪切织构, 只是织构强度略有区别。图 9 中仅显示了低热输入(3号样品)和高热输入(8号样品)条件下焊缝中心的(111)和(011)极图。低热输入 FSW 焊缝具有

B 型 $\{112\}<110>$ 织构, 即大多数晶粒的 $\{112\}$ 面和 $<110>$ 方向分别与横截面和 TD 平行, 该剪切织构的取向主要集中在 $TD/[011]$ 的位置, 这是因为具有面心立方结构的材料在受到剪切变形时, 其原子密排方向 $<011>$ 与剪切方向逐渐趋于一致。另一方面, 高热输入 FSW 焊缝具有两种织构类型, 即 B 型 $\{112\}<110>$ 织构和 Goss 型 $\{110\}<001>$ 织构, 且织构强度明显减弱。 $\{110\}<001>$ 是一种再结晶织构, 通常在铝合金的再结晶退火中形成。塑性变形时形成的剪切织构, 其强度主要受应变率和温度的影响。如前所述, FSW 应变率非常大, 因此焊缝中心形成的剪切织构占主导。焊后冷却阶段的退火效应会通过选择性晶粒长大或静态再结晶对焊接过程中形成的剪切织构强度产生轻微的影响^[14]。从图 9 可以看出, 搅拌头转速越高, 焊缝在焊后冷却过程中发生晶粒长大的倾向就越大。在晶粒长大过程中, 具有 Goss 取向晶粒的长大速度较快, 导致焊缝中心的剪切织构逐渐向再结晶织构转变, 且织构强度也随之降低。

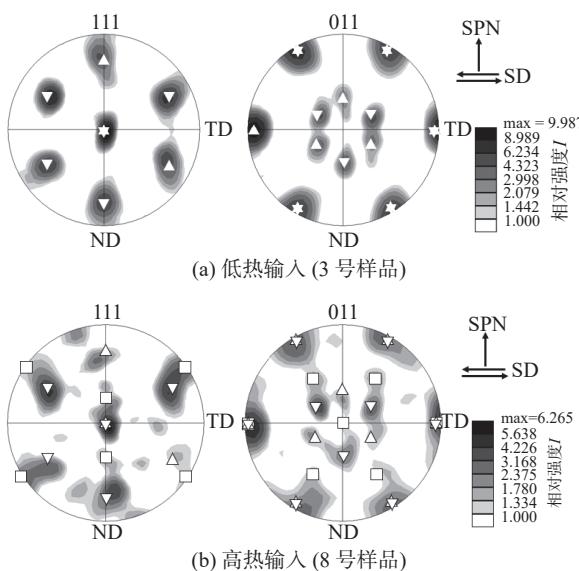


图 9 焊缝中心的 (111) 和 (011) 极图

Fig. 9 (111) and (011) pole figures of the weld center.
(a) low heat input condition (3); (b) high heat input condition (8)

综上所述, 焊接热循环对 5083 铝合金 FSW 焊缝的晶粒结构和织构类型并没有本质的影响, 这种微观结构的稳定性归因于在一个较大的热输入范围内。焊缝的晶粒细化是均由连续再结晶机制为主导, 另外, 剪切织构类型对焊接热循环的低敏感性表明在焊接过程中材料流动的方式是相同的, 但焊接热循环对焊缝的平均晶粒尺寸和小角度晶界比

例的影响较大, 随着搅拌头转速的升高, 应变率逐渐增大, 动态再结晶主导形成的初始再结晶晶粒逐渐减小, 但是随着搅拌头转速越来越快, 焊缝的峰值温度和高温停留时间也逐渐增大。高热输入条件下焊缝在冷却阶段具有较大晶粒长大倾向, 同时, 在此缓慢的冷却过程中回复可有效地降低位错密度, 从而降低焊缝小角度晶界的比例。

3 结论

(1) 随着搅拌头转速增大, 焊缝峰值温度从 285°C 增加到 421°C , 焊缝冷却速度与搅拌头转速呈逆相关, 在 $32.3 \sim 20.2^{\circ}\text{C/s}$ 的范围内变化, 焊缝的冷却速度普遍较慢且变化幅度不大, 所有样品在焊接过程中都经历了完全的动态再结晶。

(2) 增大搅拌头转速会使初始再结晶晶粒尺寸减小, 但同时也会增大热输入, 在峰值温度增大和冷却速度减小的双重影响下, 焊缝的晶粒长大倾向逐渐增大。随着搅拌头转速的增加, 焊缝中心的平均晶粒尺寸逐渐增大, 小角度晶界比例随之降低。

(3) 低热输入 FSW 焊缝具有 B 型 $\{112\}<110>$ 织构, 高热输入 FSW 焊缝具有 B 型 $\{112\}<110>$ 织构和 Goss 型 $\{110\}<001>$ 两种织构类型。在晶粒长大过程中, 具有 Goss 取向晶粒的长大速度较快, 导致焊缝中心的剪切织构逐渐向再结晶织构转变, 且织构强度随之降低。

参考文献

- [1] 戴翔, 石磊, 武传松, 等. 2195-T6 铝锂合金搅拌摩擦焊接头微观组织结构与力学性能 [J]. 焊接学报, 2022, 43(6): 25–34.
DAI Xiang, SHI Lei, WU Chuansong, et al. Microstructure and mechanical properties of 2195-T6 Al-Li alloy joint prepared by friction stir welding[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2022, 43(6): 25–34.
- [2] KALINENKO A, VYSOTSKIY I, MALOPHEYEV S, et al. Influence of the weld thermal cycle on the grain structure of friction-stir joined 6061 aluminum alloy[J]. Materials Characterization, 2021, 178: 111202.
- [3] PRANGNELL P B, BOWEN J R, APPS P J. Ultra-fine grain structures in aluminium alloys by severe plastic deformation processing[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 375–377: 178–185.

- [4] XU N, SONG Q N, BAO Y F. Investigation on microstructure development and mechanical properties of large-load and low-speed friction stir welded Cu-30Zn brass joint[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2018, 726: 169 – 178.
- [5] Yi D, Mironov S, Sato Y S, et al. Effect of cooling rate on microstructure of friction-stir welded AA1100 aluminum alloy[J]. *Philosophical Magazine*, 2016, 96: 1965 – 1977.
- [6] XU N, UEGI R, FUJII H. Dynamic and static change of grain size and texture of copper during friction stir welding[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 232: 90 – 99.
- [7] 温泉, 李文亚, 吴雪猛, 等. AA6056 双轴肩搅拌摩擦焊接头非均匀性分析 [J]. *焊接学报*, 2023, 44(9): 88 – 94.
WEN Quan, LI Wenya, WU Xuemeng, et al. Forming mechanism and processing of stationary upper shoulder BT-FSW[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2023, 44(9): 88 – 94.
- [8] ESSA A R S, AHMED M M Z, MOHAMED A K Y A, et al. An analytical model of heat generation for eccentric cylindrical pin in friction stir welding[J]. *Journal of Materials Research and technology*, 2016, 5(3): 234 – 240.
- [9] IMAM M, SUN Y, FUJII H, et al. Deformation characteristics and microstructural evolution in friction stir welding of thick 5083 aluminum alloy[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 99: 663 – 681.
- [10] LEFFERS T, RAY R K. The brass-type texture and its deviation from the copper-type texture[J]. *Progress in Materials Science*, 2009, 54: 351 – 396.
- [11] 许楠, 冯若男, 宋元宁, 等. 微观组织对镁合金 FSW 焊缝应变硬化行为的影响 [J]. *焊接学报*, 2020, 41(11): 7 – 12.
XU Nan, FENG Ruonan, SONG Qining, et al. Effects of microstructure on strain hardening behavior of friction stir welded magnesium alloy[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2020, 41(11): 7 – 12.
- [12] YAZDIPOUR A, SHAFIEI M A, DEHGHANI K. Modeling the microstructural evolution and effect of cooling rate on the nano-grains formed during the friction stir processing of Al5083[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 527: 192 – 197.
- [13] GERLICH A, YAMAMOTO M, NORTH T. Strain rates and grain growth in Al 5754 and Al 6061 friction stir spot welds[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, 38(6): 1291 – 1302.
- [14] XU N, LIU L T, SONG Q N, et al. Improvement of microstructure and mechanical properties of rapid cooling friction stir-welded A1050 pure aluminum[J]. *Journal of Wuhan University of Technology (Materials Science Edition)*, 2024, 39(1): 134 – 141.

第一作者: 许楠, 博士, 副教授; 主要研究方向为搅拌摩擦焊接及加工; Email: xunan@hhu.edu.cn.

(编辑: 刘启明)