



厚板铝锂合金 SSFSW 接头组织 非均质性及力学性能

顾超¹, 杨新岐¹, 唐文坤¹, 赵慧慧², 郭立杰²

(1. 天津大学 材料科学与工程学院, 天津 300354;

2. 上海航天设备制造总厂, 上海 200245)

摘要: 对 12 mm 厚板 2195-T8 铝锂合金进行静止轴肩搅拌摩擦焊 (Stationary shoulder friction stir welding, SSFSW) 工艺试验, 探讨工艺参数对接头组织非均质性和力学性能的影响。结果表明: 转速在 300~500 r/min 及焊接速度在 30~80 mm/min 范围内可获得表面光滑、无缺陷的焊缝。转速为 300 r/min 时, 焊核区 (Welding nugget zone, WNZ) 呈梯形截面且沿厚度分布比较均匀; 转速为 400~500 r/min 时, WNZ 形状明显不规则并在焊缝表面附近形成异常流动的回填区, WNZ 沿厚度方向的晶粒尺寸相差 2~3 倍; 转速降低为 300 r/min 时, 晶粒尺寸差别明显减小。转速为 300 r/min 时, WNZ 硬度沿厚度方向分布均匀; 转速为 400~500 r/min 时, WNZ 底部硬度值远小于中间和顶部。在转速为 300 r/min 及焊接速度为 80 mm/min 的优化工艺条件下, WNZ 抗拉强度可达到母材的 71.57%。拉伸试样的断裂位置发生在热力影响区和热影响区交界处或 WNZ 底部, 具有典型的塑性断裂特征。

关键词: 厚板铝锂合金; 静止轴肩搅拌摩擦焊; 非均质性; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2022)-07-1872-17

中图分类号: TG457

文献标志码: A

引文格式: 顾超, 杨新岐, 唐文坤, 等. 厚板铝锂合金 SSFSW 接头组织非均质性及力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(7): 1872-1888. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42133

GU Chao, YANG Xin-qi, TANG Wen-shen, et al. Microstructure heterogeneity and mechanical properties of SSFSW joints for Al-Li alloy thick plates[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(7): 1872-1888. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42133

结构轻量化是国内外航空航天工业制造领域长期追求的目标, 而 2195 铝锂合金作为第三代铝锂合金为实现结构轻量化制造提供了重要基础^[1-2]。与传统高强铝合金如 2024、2219 及 7075 等相比, 2195 铝锂合金具有密度低、比强度高、抗疲劳断裂好及高低温性能优异等特点, 已成为国内外航空航天结构实现轻量化制造的首选铝合金材料。但由于 2195 铝锂合金中添加了锂元素, 很难采用传统的熔焊方法实现焊接^[3]。英国焊接研究所(The Welding

Institute, TWI) 发明的搅拌摩擦焊技术 (Friction stir welding, FSW) 为铝锂合金的焊接制造提供重要途径^[4-6]。

搅拌工具是实现 FSW 过程的关键因素。由于传统 FSW 搅拌工具采用轴肩与搅拌针完全固定的方式, 随着铝合金板厚不断增加, 轴肩在焊缝表面产生摩擦热, 导致沿板厚方向产生明显的温度梯度。这对焊缝区力学性能及焊接变形产生明显影响, 而且很难适用于角焊缝等复杂结构的焊接^[7]。

基金项目: 国防基础科研资助项目 (JCKY2017203B066); 国家自然科学基金资助项目 (51775371)

收稿日期: 2021-08-02; 修订日期: 2021-10-18

通信作者: 杨新岐, 教授, 博士; 电话: 13820035153; E-mail: xqyang@tju.edu.cn

而静止轴肩搅拌摩擦焊(Stationary shoulder friction stir welding, SSFSW)搅拌工具采用轴肩与搅拌针分离的设计方式,在SSFSW过程中只有搅拌针旋转产生摩擦热,轴肩保持静止仅在焊缝表面摩擦滑动,并顶锻和挤压搅拌区材料形成焊缝^[8-9]。SSFSW可以减少沿板厚方向的温度梯度并形成表面光滑的焊缝、提高接头力学性能及降低焊接变形,还可实现角接和T接的复杂结构焊接制造,有效地拓宽了传统FSW的应用范围^[10-11]。

目前,有关SSFSW的报道主要集中在传统铝合金如6061-T6、2024-T4、2219-T6等,鲜有涉及铝锂合金SSFSW的公开报道:文献[12]将SSFSW应用到5 mm薄板6061-T6的焊接试验中,其转速为750~1500 r/min,焊接速度为100~300 mm/min,重点讨论了焊接参数对组织和力学性能的影响。文献[13]总结了4 mm薄板2219-T6SSFSW随着转速从2000 r/min增加到2600 r/min,接头系数从68.2%下降到53.2%。文献[14]探究3 mm薄板2024-T4SSFSW的转速在800~1200 r/min范围内,其残余应力比FSW低45.9%,还能消除FSW存在的变形。而涉及各种铝锂合金的公开文献主要局限于传统FSW工艺及组织性能研究^[15-18],如对8 mm厚度2195-T8铝锂合金,其FSW接头系数可达到0.75的最佳工艺参数为转速300 r/min及焊速100 mm/min^[19]。但涉及12 mm厚板铝合金的SSFSW工艺及组织性能评估未见报道。板厚是影响FSW过程的关键参数之一,它决定了FSW搅拌工具的形状和尺寸及焊缝区热传导方式,并对焊后接头力学性能及应力变形产生显著影响。当铝合金板厚明显增加后,为了实现FSW过程应采用低转速焊接工艺,如对厚度大于8 mm铝合金采用传统FSW工艺时,其转速在400~700 r/min范围才能实现焊接过程^[20]。低转速不仅有利于降低SSFSW热输入和沿板厚方向的温度梯度^[9],而且有利于减少热力影响区(Thermo-

mechanically affected zone, TMAZ)和热影响区(Heat affected zone, HAZ)的宽度,对改善接头力学性能、减小残余应力和变形具有重要作用^[10,12]。而在低速工艺下能否实现铝锂合金SSFSW过程则需要进行深入地试验探索。

本文采用自主研发的SSFSW搅拌工具对厚度为12 mm以上的2195-T8铝锂合金进行焊接工艺试验,探索焊接工艺最佳变化范围与焊接缺陷、焊缝组织及性能的相互作用,分析12 mm厚板铝锂合金焊缝区组织非均质对接头力学性能的影响规律,为采用SSFSW技术实现2195-T8厚板铝锂合金在复杂航空航天结构的工程应用提供重要的试验依据。

1 实验

采用尺寸为100 mm×300 mm×12 mm的2195-T8厚板铝锂合金进行SSFSW工艺试验,其名义板厚为12 mm,实测板厚在12.5 mm左右。2195-T8铝锂合金属于Al-Li-Cu系可热处理强化铝合金,原始母材的轧制方向与焊接方向(Welding direction, WD)平行,其组织为沿轧向带状分布组织,经T8态热处理后主要沉淀强化相为 θ' 和 T_1 相,其化学成分和室温性能如表1和表2所示。

图1所示为SSFSW搅拌工具和焊接夹具示意图,采用H13热作模具钢制备静止轴肩和搅拌针并进行调质热处理,搅拌针长度为12 mm,形状为带螺纹的圆锥台状。焊接前在焊件表面用砂纸打磨去

表1 铝锂合金2195-T8化学成分

Table 1 Chemical composition of 2195-T8 Al-Li alloy (mass fraction, %)

Cu	Fe	Mg	Zr	Li	Si	Al
4.04	0.04	0.47	0.11	1.06	0.03	Bal.

表2 铝锂合金2195-T8室温拉伸性能

Table 2 Tensile properties of 2195-T8 Al-Li alloy at room temperature

Rolling direction	Ultimate tensile strength, R_m /MPa	Yield strength, $R_{p0.2}$ /MPa	Engineering elongation, A_{25} /%
//	598.50	537.00	9.00
⊥	579.50	546.00	11.75

除氧化层,焊接试验均在FSW-RL31-016型搅拌摩擦焊设备上完成,焊接参数如表3所示。

焊接完成后,在焊接试板中间位置采用线切割沿垂直于WD加工拉伸和金相试样,金相试样尺寸为40 mm×10 mm×12 mm,如图2所示。依据ASTM E292-2009e1标准设计加工拉伸试样,如图2(b)所示。拉伸试验在室温下的CSS-44100电子拉伸试验机上完成,加载速率为3 mm/min。每个工

艺参数测试3个拉伸试样,结果取平均值。

金相试样经过打磨、抛光后,用Keller试剂(95 mL水+2.5 mL硝酸+1.5 mL盐酸+1 mL氢氟酸)腐蚀,腐蚀时间为18 s。然后用蔡司材料金相显微镜(Axio Vert A1)在横向(Transverse direction, TD)和法向(Normal direction, ND)构成的截面观察焊缝区组织。分别用场发射透射电子显微镜(FEI Talos F200X)和热场发射电子扫描显微镜(FE-SEM, JEOL 7800)进行沉淀相分析,使用钨灯丝扫描电镜

表3 焊接工艺参数及焊缝表面状态

Table 3 Welding process parameters and weld surface state

Test No.	Rotating speed, $\omega/(\text{r}\cdot\text{min}^{-1})$	Welding speed, $v/(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	ω/v	Welding surface state
1	600	60	10.0	
2	600	40	15.0	
3	600	30	20.0	
4	500	70	7.14	
5	500	60	8.33	
6	500	50	10.00	
7	500	40	12.50	
8	500	30	16.67	
9	400	60	6.67	
10	400	50	8.00	
11	400	40	10.00	
12	400	30	13.33	
13	300	80	3.75	
14	300	60	5.00	
15	300	40	7.50	

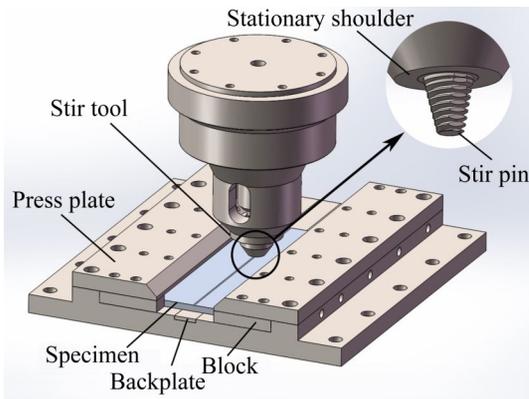


图1 焊接夹具及 SSFSW 搅拌工具示意图
Fig. 1 Schematic diagram of welding fixture and SSFSW stir tool

(Su1510)进行拉伸断口形貌分析。采用电子显微硬度计(HVS-100)测试沿焊缝截面的显微硬度分布, 分别沿着试样厚度方向在距离焊缝表面 0.5 mm、6 mm、11.5 mm 处进行测试, 其中相邻两个硬度点距离 1 mm, 施加载荷为 2.94 N, 加载时间为 10 s。

2 结果与分析

2.1 焊缝区宏观形貌

不同焊接工艺参数对焊缝表面形貌的影响如表 3 所示。试验表明: 12 mm 厚板 2195-T8 铝锂合金 SSFSW 对接工艺参数与薄板铝合金 SSFSW 的工艺参数有较大差异, 只有在低转速 300~500 r/min 和

低焊速 40~70 mm/min 时, 才能获得表面光滑、无内部及外观缺陷的焊缝。当转速增加到 600 r/min 时, 随着焊速从 30 mm/min 增加到 60 mm/min, 焊缝表面将出现微小缺陷到严重缺陷。这表明 600 r/min 以上的转速很难应用于 12 mm 厚板 2195-T8 铝锂合金 SSFSW 对接试验。

在 SSFSW 中, 焊接热输入与 ω/v 呈正比关系, 通常用 ω/v 近似代表焊接热输入。随着 ω/v 的数值越大, 代表焊接热输入越高。对比表 3 中的 ω/v 值发现, 无缺陷焊缝变化范围为 3.75~16.67; 在相同 ω/v 条件下, 转速为 300~500 r/min 时才能获得无缺陷焊缝。如焊接工艺参数分别为转速 400 r/min 和焊速 40 mm/min、转速 500 r/min 和焊速 50 mm/min、转速 600 r/min 和焊速 60 mm/min 时, 三者的 ω/v 均为 10.0, 焊接热输入相同, 均应获得无缺陷的焊缝, 但在转速 600 r/min 和焊速 60 mm/min 时, 所得焊缝仍出现表面缺陷。这说明焊接热输入是影响 SSFSW 焊缝成形的主要因素之一, 但并不是唯一因素。由于 2195 铝锂合金的宏观流动与转速和焊速直接相关, 焊缝成形将与转速和焊速具体数值直接关联, 不同转速及焊速下 SSFSW 的焊核区 (Welding nugget zone, WNZ) 材料流动有明显差异, 这是影响焊缝区宏观组织非均匀性的根本因素。

图 3 所示为焊接工艺对焊缝区截面宏观形貌的影响。试验表明: 在转速 300~500 r/min 和焊速 40~60 mm/min 工艺窗口范围内, WNZ 内部均未产生孔洞等缺陷, 也未观察到弱连接缺陷痕迹。在低转

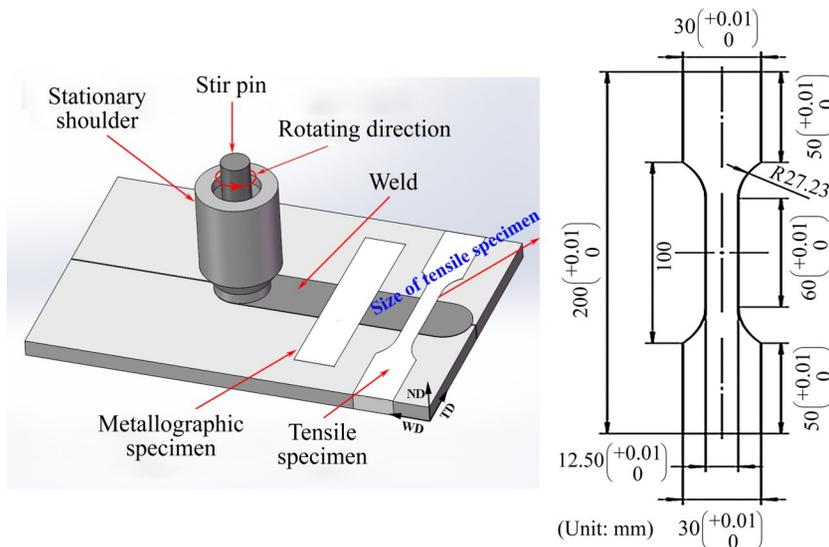


图2 试样取样位置及尺寸示意图
Fig. 2 Schematic diagram of specimen sampling position(a) and specimen size(b)

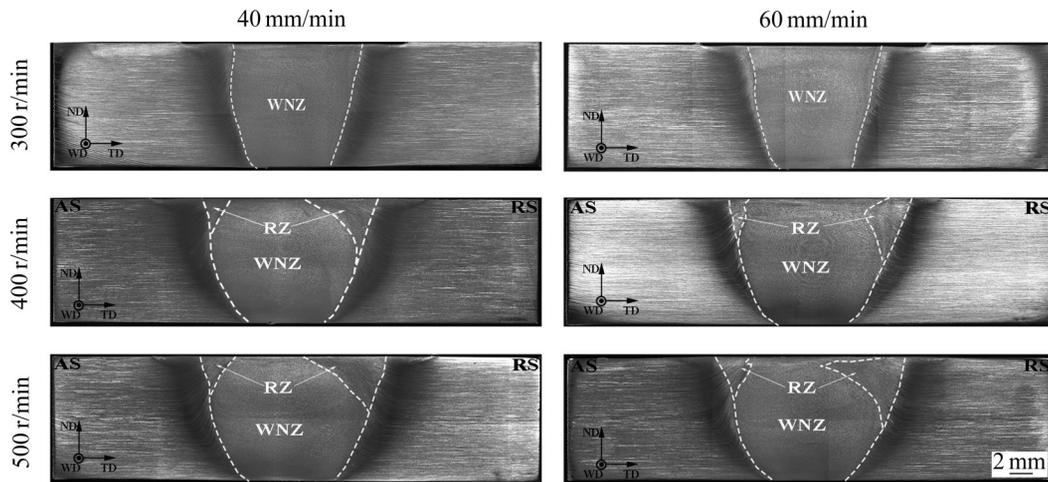


图3 焊接工艺参数对焊核区截面形状的影响

Fig. 3 Influences of welding process parameters on section shape of WNZ: (a) 300 r/min, 40 mm/min; (b) 300 r/min, 60 mm/min; (c) 400 r/min, 40 mm/min; (d) 400 r/min, 60 mm/min; (e) 500 r/min, 40 mm/min; (f) 500 r/min, 60 mm/min

速300 r/min时, WNZ形状基本由搅拌针形状确定, 呈现上宽下窄的梯形截面, 沿厚度分布比较均匀。但随着转速增加到400~500 r/min, WNZ形状发生显著变化; 在焊缝表面与搅拌针根部附近, WNZ宽度出现明显收缩现象, 沿板厚形状分布明显不均匀, 尤其在后退侧(Retreat side, RS)搅拌针根部附近, 出现大范围的材料卷入WNZ的流动特征, 形成特殊的回填区(Refill zone, RZ), 使得此处的WNZ宽度产生严重收缩。由此可见, 转速是影响WNZ形状的关键因素。

在低转速300 r/min时, WNZ组织比较均匀未见到“洋葱环”特征; 随着转速增加到400~500 r/min, WNZ宏观流动痕迹不断增加, 并出现明显的“洋葱环”组织特征。在前进侧(Advanced side, AS)热力影响区(Thermal-mechanical affected zone, TMAZ), 材料弯曲变形严重并与WNZ有明显分界线; 而在TMAZ-RS处, 材料弯曲变形流动趋势更为严重, 尤其在焊缝表面, 附件弯曲变形范围也明显增大(转速500 r/min和焊速60 mm/min), 并有更多弯曲变形流线卷入到原来的WNZ, 使得WNZ组织分布更加不均匀。这些不均匀的宏观材料流动分布特征将对焊缝区力学性能产生显著影响。

2.2 焊缝区微观组织特征

图4所示为转速400 r/min和焊速40 mm/min时对接焊缝截面不同区域显微组织特征。由图4(a)可

知, 原始母材(Base metal, BM)分层状轧制组织特征非常明显, 晶粒基本是长条状, 沿板厚分布, 局部出现较厚的分层晶粒组织, 具有明显组织不均匀性(见图4(b))。热影响区(Heat affected zone, HAZ)晶粒组织与BM类似, 其分层轧制特征明显且分布不均匀, 局部晶粒有粗化趋势但不显著(见图4(c))。而TMAZ-AS和TMAZ-RS受到搅拌针摩擦挤压作用, 具有明显的弯曲流动变形择优取向, 均为向搅拌针根部的弯曲流动变形趋势; 一般TMAZ-AS的弯曲流动变形更严重, 流线分布更集中; 而TMAZ-RS弯曲流动变形缓慢, 分层流线较宽。TMAZ-AS与WNZ具有明显分界面(见图4(d)), 而TMAZ-RS与WNZ是逐渐过渡的区域(见图4(e)), 这种明显的晶粒尺寸差异和逐渐过渡区是区分TMAZ-AS和TMAZ-RS的关键标志。但两侧TMAZ主要围绕在WNZ附近, 其宽度明显较小。WNZ与BM、TMAZ和HAZ晶粒尺寸及形状具有明显差异(见图4(f)), 呈现由不同尺寸细小等轴晶粒组成的混晶组织特征。RZ-RS发生不完全动态再结晶, 形成具有弯曲流动特征的纤维状晶粒组织, 局部混合有细小等轴晶, 与WNZ和TMAZ晶粒组织有明显差异(见图4(g))。这说明SSFSW焊缝区具有明显的微观组织分布不均匀性, 但主要集中在搅拌针作用区附近, 焊缝区形状与传统FSW比较有明显差异^[21]。

为了定量评定焊接工艺对WNZ晶粒组织非均

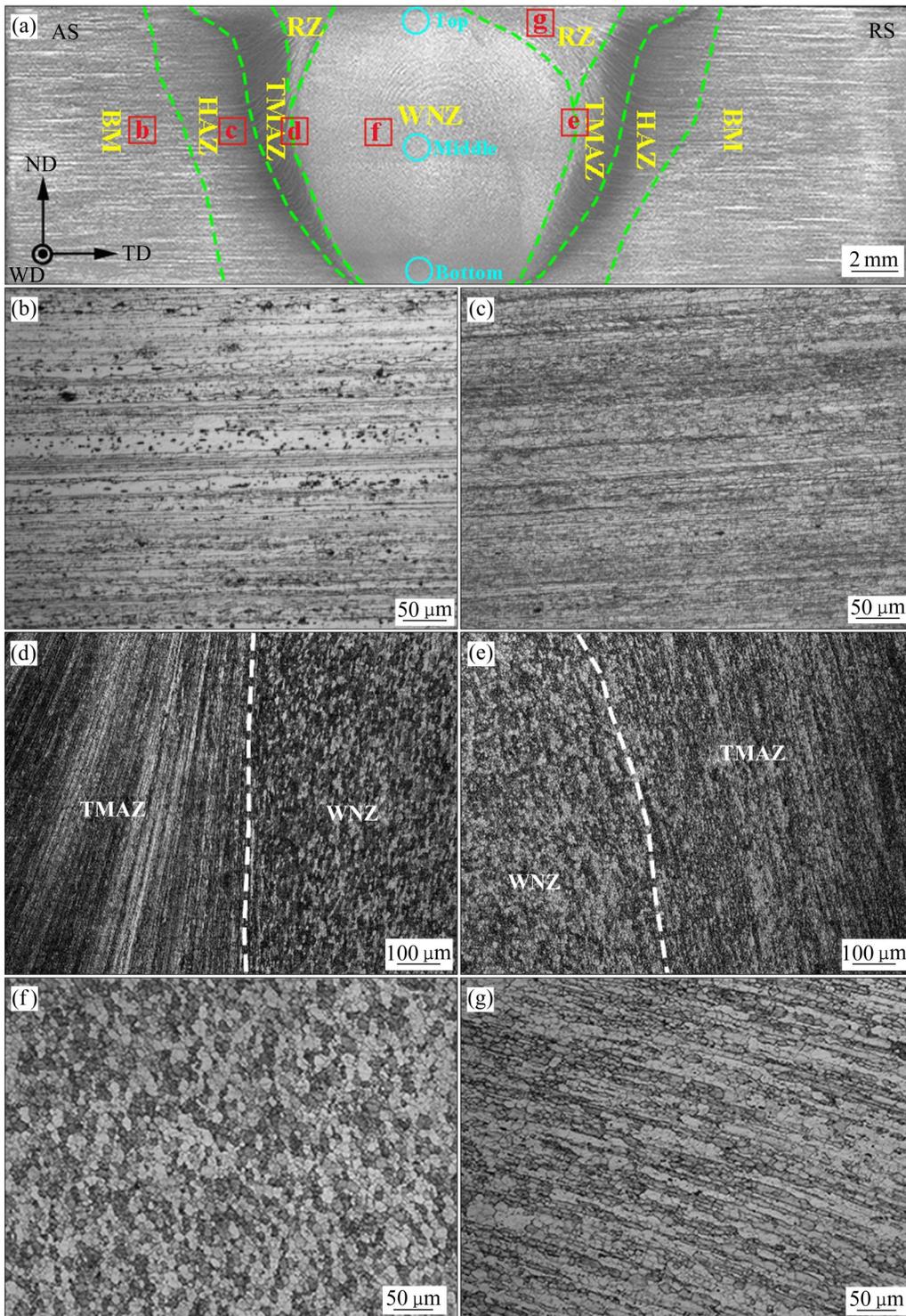


图4 对接接头不同区域微观组织

Fig. 4 Microstructures in different areas of butt joint at rotating speed of 400 r/min and welding speed of 40 mm/min: (a) Weld zone; (b) BM; (c) HAZ-AS; (d) TMAZ-AS; (e) TMAZ-RS; (f) WNZ; (g) RZ

质性的影响, 采用截线法对不同区域的晶粒尺寸分布进行详细统计分析, 如图5所示。试验表明: 对于给定焊速 60 mm/min, 当转速为 300 r/min 时 ($\omega/v=5.0$), WNZ 整体晶粒尺寸可用对数正态分布

描述^[22], 其均值为 11.5 μm 、最大偏差为 3.2 μm ; WNZ 底部、中间和顶部的平均晶粒尺寸分别为 9.3 μm 、10.5 μm 和 14.6 μm ; 随着转速增到 400 r/min ($\omega/v=6.7$), 其均值和最大偏差分别为 10.8 μm 和

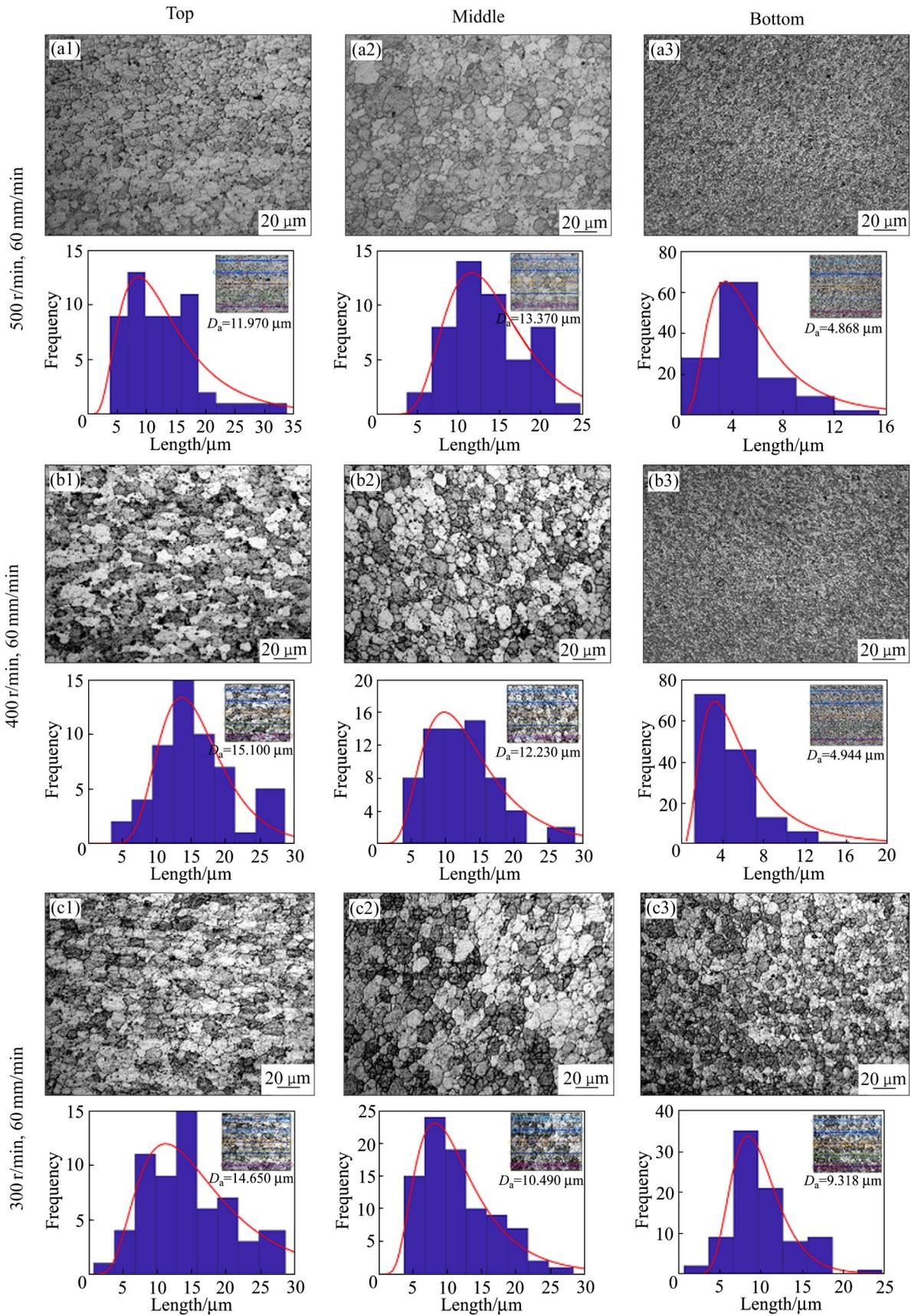


图5 不同转速对WNZ晶粒尺寸的影响

Fig. 5 Influences of different rotating speeds on grain size of WNZ at welding speed of 60 mm/min: (a) 500 r/min; (b) 400 r/min; (c) 300 r/min

5.8 μm , WNZ底部、中间和顶部的平均晶粒度分别是4.9 μm 、12.2 μm 和15.1 μm ;而转速为500 r/min时($\omega/v=8.3$),其均值和最大偏差分别为10.1 μm 和5.2 μm , WNZ底部、中间和顶部的平均晶粒度分别是4.9 μm 、13.4 μm 和12.0 μm 。由此可见,转速为300~500 r/min时, WNZ平均晶粒尺寸为10~12 μm ;转速为300 r/min时,最大偏差较小,表示晶粒尺寸分布均匀性较好;随着转速增加到400~500 r/min,晶粒分布非均匀性明显增加并基本保持稳定。

图6所示为不同焊接参数对WNZ底部平均晶粒尺寸影响规律。计算表明:在低转速300 r/min时,不同焊速WNZ底部平均晶粒尺寸为10 μm 左右;随着转速增加到400~500 r/min时,不同焊速WNZ底部平均晶粒尺寸降低到5 μm 左右,沿板厚

晶粒分布差异明显增加。综上所述,2195铝锂合金SSFSW的WNZ具有为10~12 μm 的细晶组织特征,转速和焊接热输入是晶粒沿板厚方向呈非均匀性分布的关键因素^[13,21]:在低转速及低焊接热输入时,沿板厚方向的温度梯度和应变速率差越小,晶粒分布均匀性就越好;随着转速及热输入的增加,沿板厚方向的温度梯度和应变速率差越大,导致WNZ晶粒沿板厚方向的分布就越不均匀,可能使得WNZ的显微硬度分布产生明显差异。

为了评定焊接工艺对焊缝区软化行为的影响,采用TEM和选区电子衍射(Selected area electron diffraction)对焊缝区析出相种类进行检测分析(对应工艺为400 r/min, 40 mm/min),如图7所示。由图7(a)可知,从析出相的基体衍射反射对应形貌中可以辨别析出相数量, BM含有大量的 $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ 和少

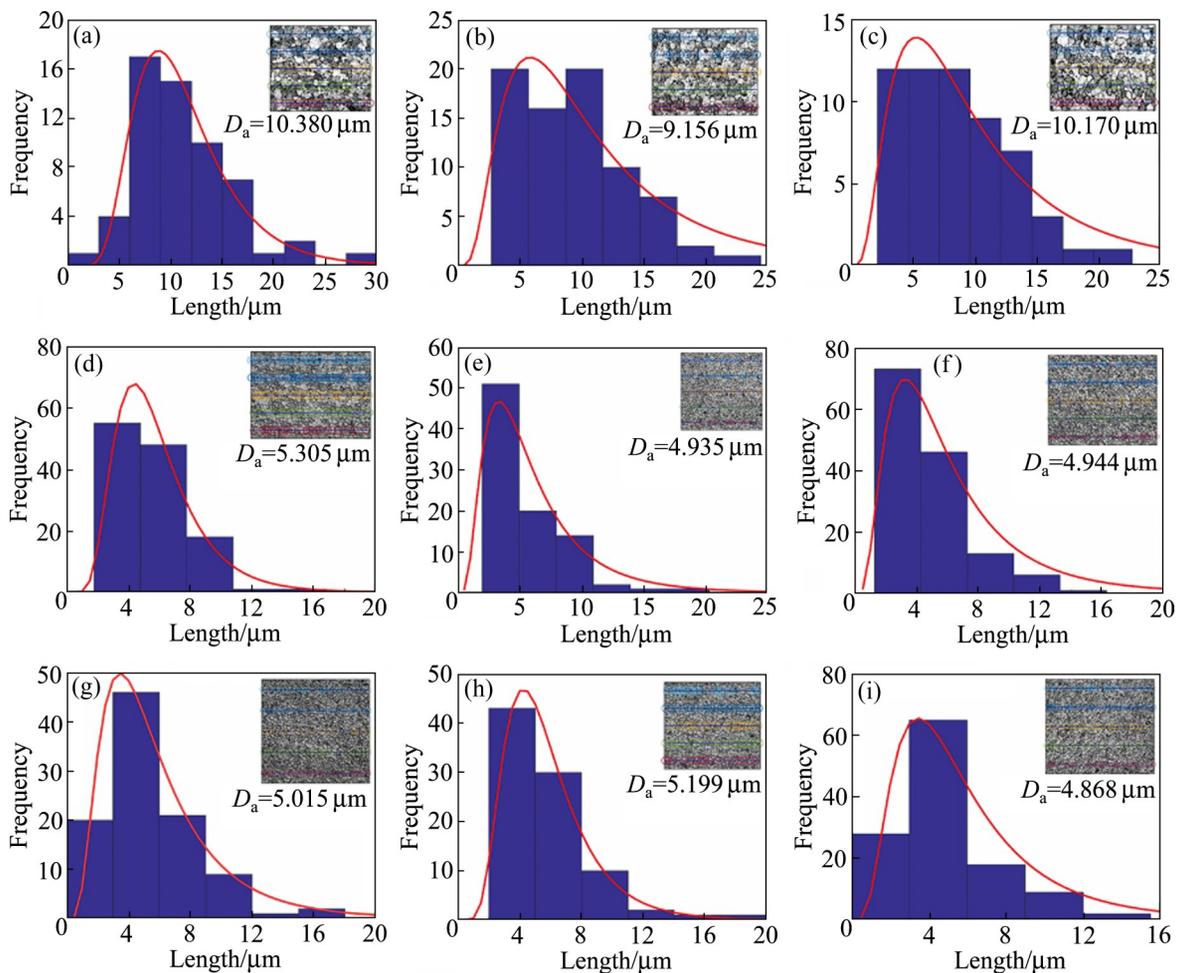


图6 不同焊接参数对WNZ底部晶粒尺寸的影响

Fig. 6 Influences of different welding parameters on grain size at bottom of WNZ: (a) 300 r/min, 40 mm/min; (b) 300 r/min, 60 mm/min; (c) 300 r/min, 80 mm/min; (d) 400 r/min, 40 mm/min; (e) 400 r/min, 50 mm/min; (f) 400 r/min, 60 mm/min; (g) 500 r/min, 40 mm/min; (h) 500 r/min, 50 mm/min; (i) 500 r/min, 60 mm/min

量的 θ' (Al_2Cu), 呈细针状分布在晶内和晶界, 其长度和宽度分别为60~100 nm和3~7 nm, 是强化效果最好的两种析出相。HAZ经历了较低的焊接热循环, 除了可以观察到长度和宽度分别粗化为80~150 nm和6~13 nm的 T_1 和 θ' , 还可以通过形貌和

衍射斑点证明, 少量尺寸约为20 nm的球状 δ'/β' ($\text{Al}_3\text{Li}/\text{Al}_3\text{Zr}$)开始析出, 如图7(b)所示。细小的 δ'/β' 属于过渡相, 强化效果较弱。如图7(c)所示, TMAZ受到温度的影响更大, T_1 和 θ' 的长度和宽度进一步粗化到90~130 nm和12~25 nm, 还观察到少

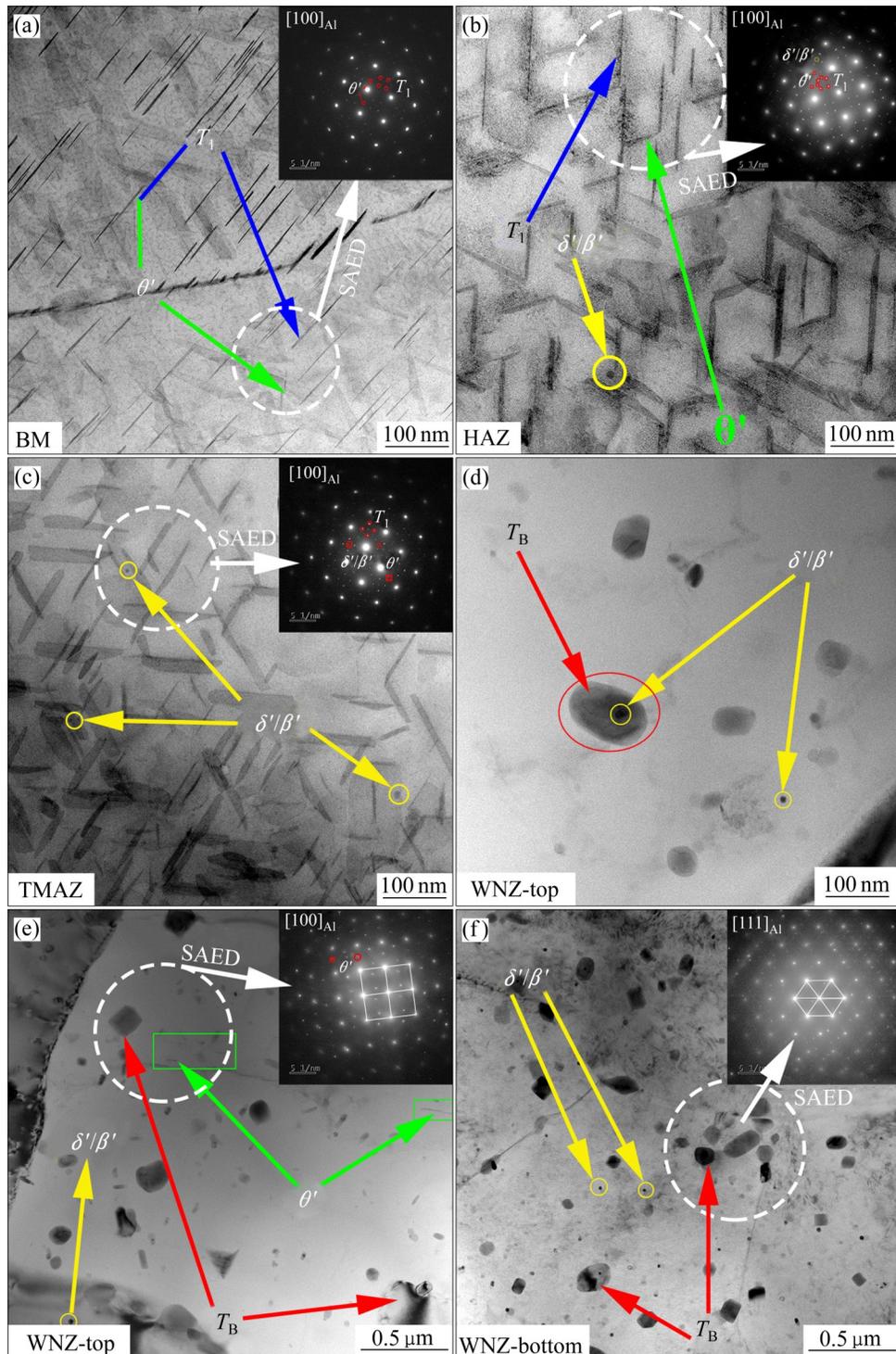


图7 SSFSW接头不同区域析出相分布

Fig. 7 Precipitate distribution at different areas of SSFSW joint: (a) BM($[110]_{\text{Al}}$); (b) HAZ($[110]_{\text{Al}}$); (c) TMAZ($[110]_{\text{Al}}$); (d) WNZ-top($[110]_{\text{Al}}$); (e) WNZ-top($[110]_{\text{Al}}$); (f) WNZ-bottom($[110]_{\text{Al}}$)

量细小的球状 δ'/β' 。WNZ在更高的温度下仅残存极少的 T_1 和 θ' ,析出更多尺寸较大的球状或棒状析出相,也产生许多额外的衍射反射;这些大尺寸球/棒状析出相经过电子衍射鉴定为 $T_B(Al_7Cu_4Li)$,其尺寸为80~120 nm,在与球状 δ'/β' 相关的含Si颗粒上成核,减少了可用于过饱和固溶区形成的溶质,导致该区域的硬度稍低^[23-24],如图7(d)~(f)所示。对比图7(e)和(f)可知,在相同的放大倍数下,WNZ底部的析出相数量明显远高于WNZ顶部的析出相数量,下文将进行详细的统计分析。总之,接头不同区域析出相种类呈不均匀分布:BM的析出相是 T_1 和 θ' ;在HAZ中 T_1 和 θ' 粗化且新析出 δ'/β' ;TMAZ的析出相是严重粗化的 T_1 、 θ' 和少量的 δ'/β' ;WNZ中新析出大量的 T_B ,仍然存在较少的 δ'/β' 、极少数未溶解的 T_1 和 θ' ,且WNZ顶部析出相数量明显比WNZ底部少。

为了定量讨论焊接参数对析出相密度的影响规律,采用TEM统计同一放大倍数下300~500 r/min的WNZ顶部和底部的析出相密度。图8所示为转速300~500 r/min时WNZ顶部和底部的TEM明场像及对应的析出相密度统计结果。由图8(a)、(a')、(b)、(b')、(c)、(c')可以看出,析出相主要是大量的 T_B 、较少的 δ'/β' 和未溶解的 T_1 及 θ' 。如图8(d)所示,转速为300 r/min时,WNZ顶部和底部析出相的面积比分别是6.561%和7.451%;随着转速增加到400 r/min,WNZ顶部和底部析出相的面积比分别是3.932%和7.418%;转速为500 r/min时,WNZ顶部和底部析出相的面积比分别是3.625%和6.834%。转速为300 r/min时,WNZ顶部和底部析出相的密度相差很小;而转速为400~500 r/min时,WNZ顶部析出相密度约为底部的50%。WNZ的析出相密度主要与 T_1 和 θ' 粗化及溶解度有关。转速为400~500 r/min时, T_1 和 θ' 的溶解提高了基体中Li和Cu的含量,且WNZ底部晶界比顶部多,为Li和Cu元素的传输提供了通道,有利于提高 δ'/β' 和 T_B 析出的密度。转速为300 r/min时,WNZ沿板厚方向的温度梯度小且晶粒尺寸均质性较好,因此析出相密度的差异很小。综上所述,转速为300 r/min时,WNZ的析出相密度呈均质性分布;转速为

400~500 r/min时,WNZ的析出相密度呈非均质性分布。

2.3 SSFSW 接头力学性能

图9(a)~(c)所示为不同焊接参数对焊缝截面顶部、中间及底部显微硬度分布的影响,由此可定量评估沿板厚方向的性能非均匀性。由图9(a)~(c)可以看出:2195-T8铝锂合金BM的硬度值最高,近似为170 HV左右,在TMAZ和HAZ交界处的硬度值将明显降低为95~100 HV;转速为300 r/min时,WNZ中间、顶部和底部的平均硬度值稍有上升,到115 HV左右;但转速为400~500 r/min时,WNZ底部的硬度最低,为95 HV左右。焊接后焊缝区产生明显的软化现象,与BM硬度(170 HV)相比,WNZ顶部、中间及底部的平均硬度分别为BM的68.6%、68.2%和61.1%;硬度最低软化区位于TMAZ和HAZ交界或者WNZ底部附近。

图9(d)所示为不同焊接参数下WNZ沿着板厚方向的硬度分布,用以评估不同焊接参数下WNZ硬度的非均质性。从图9(d)中可以看出:转速为300 r/min时,整个WNZ软化区的硬度值差异较小,基本为115 HV~125 HV。但转速增加到400~500 r/min时,焊缝根部硬度值最低降到90 HV~95 HV,中间和顶部仍然稳定在115 HV~125 HV。因此,转速为300 r/min时,焊缝硬度值呈均质性分布;转速增加到400~500 r/min时,焊缝硬度值呈非均质性分布。

试验表明,此时WNZ中由于完全再结晶而形成的10~12 μm 细晶组织并没有明显提高WNZ的硬度。转速为400~500 r/min时,根部虽然具有近似5 μm 的细小晶粒组织,但其硬度仍降低为最小值。这表明细晶强化在改善2195-T8焊缝软化效应方面具有较小作用,提高焊缝强度的关键在于如何调控铝锂合金中析出强化相的类型及分布特征。在低转速(300 r/min)和低热输入条件下,焊缝软化区保留一定的 θ' 及 T_1 强化相或降低其粗化程度,有利于提高焊缝软化区力学性能^[24]。

为了定量评估焊接工艺参数对接头力学性能的影响,假设抗拉强度及断后伸长率与转速、焊速及

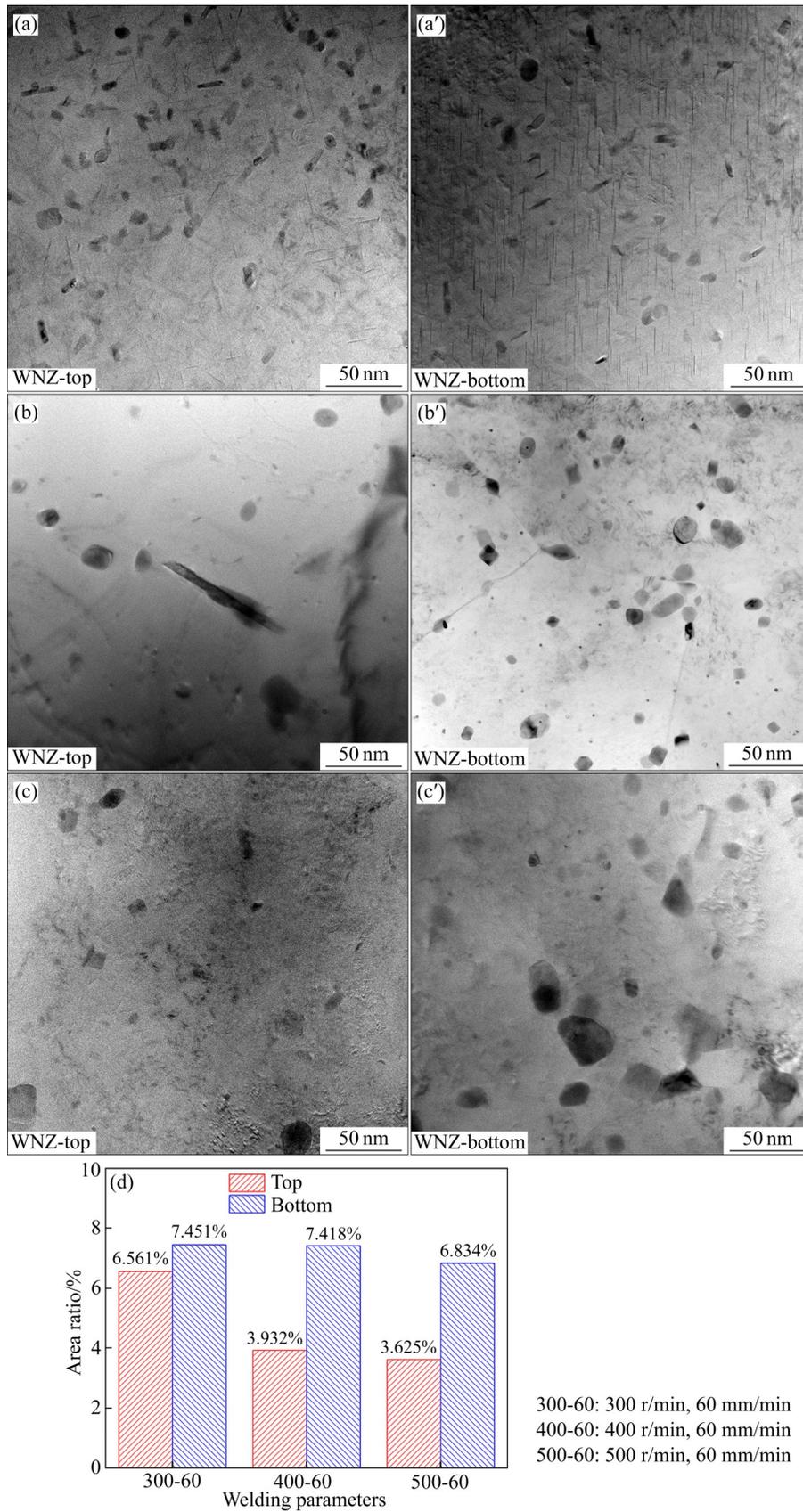


图8 转速为300~500 r/min时WNZ的析出相密度统计结果

Fig. 8 Density statistics results of WNZ precipitates at rotating speed of 300–500 r/min: (a), (a') 300 r/min, 60 mm/min; (b), (b') 400 r/min, 60 mm/min; (c), (c') 500 r/min, 60 mm/min; (d) Density statistics results

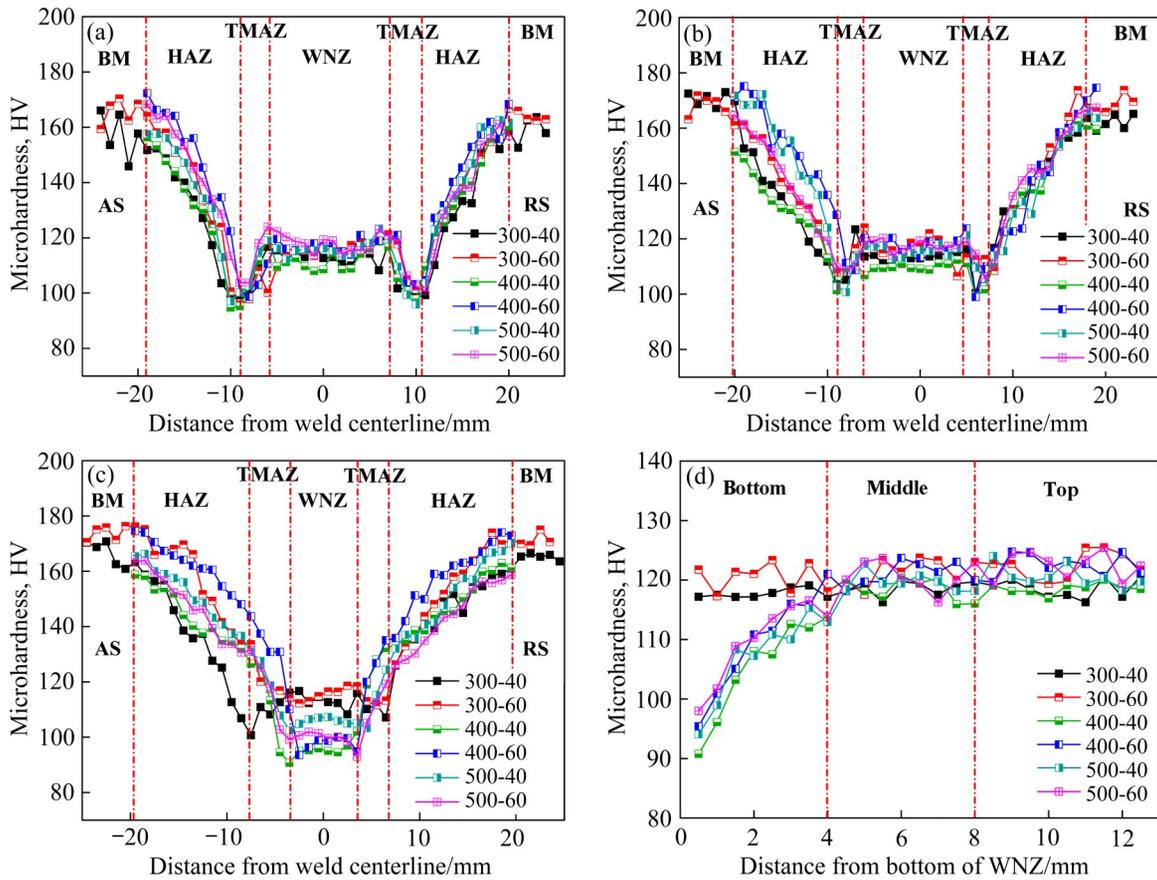


图 9 不同焊接参数对焊缝区硬度分布的影响

Fig. 9 Influences of different welding parameters on hardness distribution in weld zone: (a) Top; (b) Middle; (c) Bottom; (d) WNZ along thickness direction

热输入(ω/v)之间存在以下多元二次多项式关系, 选择 36 组拉伸试验数据进行多元多项式统计拟合处理, 可获得拉伸性能的近似预测公式为:

$$R_m(\omega, v) = 460.4 - 0.3672\omega + 0.7363v + 7.2686 \times 10^{-4}\omega^2 - 3.5567\omega/v - 4.09 \times 10^{-3}v^2 - 3.05 \times 10^{-3}\omega v \quad (1)$$

$$A_{25}(\omega, v) = 33.9 - 4.9194 \times 10^{-4}\omega - 0.7915v + 3.3977 \times 10^{-5}\omega^2 - 0.8861\omega/v + 6.5200 \times 10^{-3}v^2 - 1.3394\omega v \quad (2)$$

式中: R_m 为接头抗拉强度(MPa); A_{25} 为断后伸长率(%); ω 为主轴转速(r/min); v 为焊接速度(mm/min)。式(1)和(2)中拟合系数的大小表征 ω 和 v 对拉伸性能的影响程度。

图 10(a)和(b)所示分别为基于上述拟合公式获得的不同焊接参数对抗拉强度和断后伸长率的影响。计算表明: 在给定转速 ω 条件下, 随着焊速 v 的增加, 接头抗拉强度增高, 即降低热输入(ω/v)有

利于抗拉强度的提高; 在低转速(300 r/min)条件下, 随着转速 v 的增加, 接头抗拉强度将达到最高值, 如图 10(a)所示。当转速在 300~450 r/min 范围内时, 焊速在 50~65 mm/min 时将获得最低断后伸长率。在低转速下、焊速为 30~45 mm/min 时或高转速下、焊速为 75~80 mm/min 时, 将获得更高的断后伸长率, 如图 10(b)所示。在所试验的工艺参数范围内, 采用式(1)不仅可获得优化工艺下拉伸性能, 还可预测不同工艺参数的拉伸性能。在此获得的优化工艺参数为转速 300 r/min 及焊速 80 mm/min, 此时接头抗拉强度可达到 414.71 MPa, 约占母材的 71.6%, 断后伸长率为 8.46%。

图 11(a)所示为不同焊接参数对接头工程应力-应变曲线的影响以及不同参数下接头断裂位置对比图。试验表明: 拉伸曲线存在明显的弹性变形阶段和塑性变形阶段, 由于焊缝区的软化现象, 接头抗

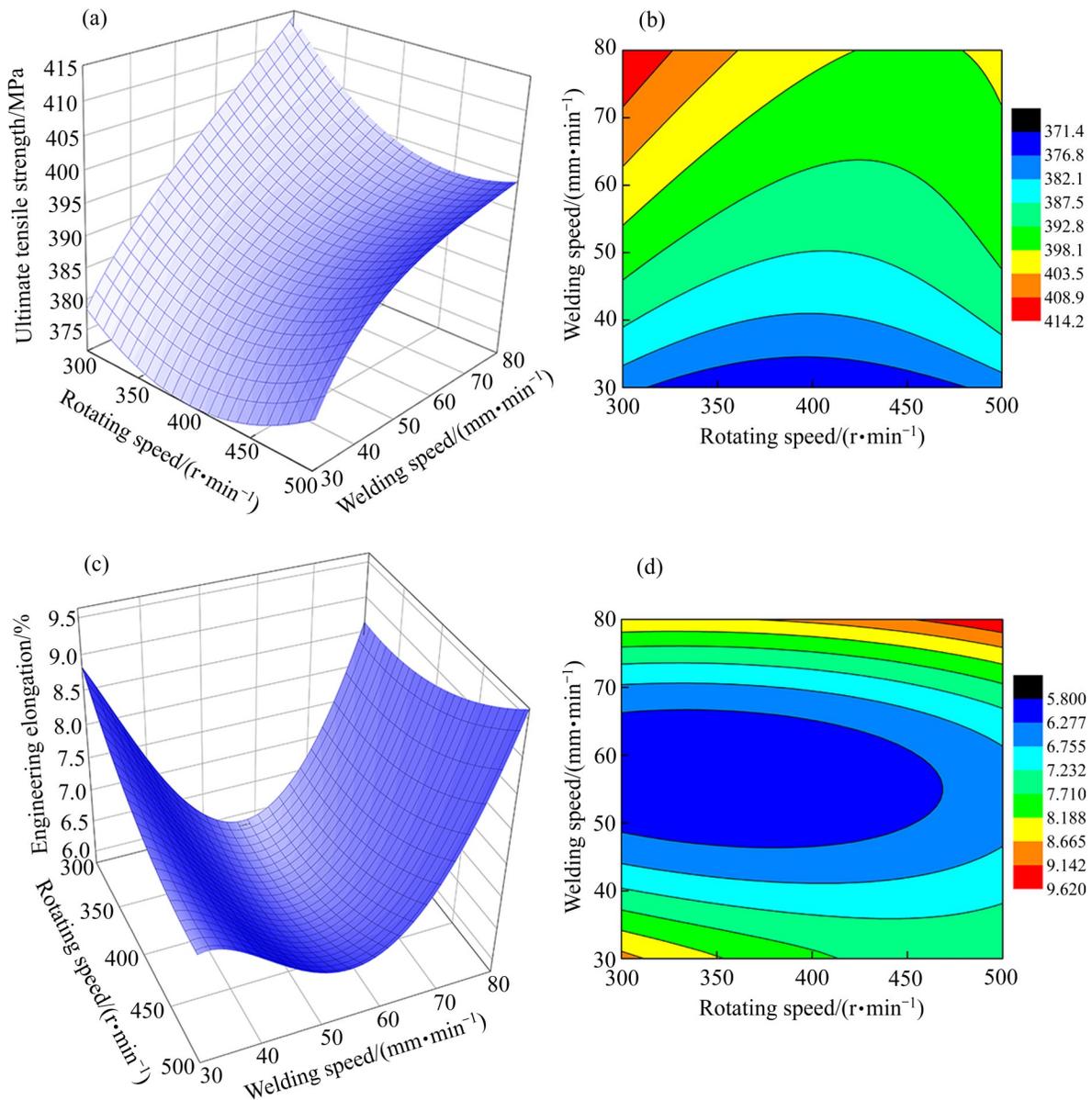


图10 不同焊接参数对SSFSW接头力学性能的影响

Fig. 10 Influences of different welding parameters on mechanical properties of SSFSW joints: (a) 3D surface chart of ultimate tensile strength; (b) Contour line map of ultimate tensile strength; (c) 3D surface chart of engineering elongation; (d) Contour line map of engineering elongation

拉强度及塑性变形大小明显低于BM。与上述最低硬度位置对应, 转速为300 r/min时, 拉伸试样断裂位置位于TMAZ和HAZ交界处软化区附近; 而转速增加到400~500 r/min时, 裂纹沿着TMAZ和HAZ交界处扩展到WNZ底部, 如图11(a)中拉伸曲线下方宏观断裂位置图所示。在转速300 r/min、焊速80 mm/min和转速400 r/min、焊速40 mm/min的条件下, 拉伸断口宏观和微观形貌如图11(b)所示。在低转速下, 断口由小面积的放射区和大面积的纤

维区组成; 而在高转速下, 纤维区尺寸减少, 断口底部还存在剪切唇区, 具有塑性断裂的宏观特征; 在微观尺度下, 经过高倍数放大后可以看到大小不同的等轴韧窝, 韧窝尺寸大而深且底部存在析出相颗粒, 是典型的塑性断裂特征。由此可见, 2195-T8铝锂合金SSFSW接头最薄弱区位于TMAZ和HAZ交界或者焊缝根部附近, 具有良好的抗拉强度和塑性变形特征。

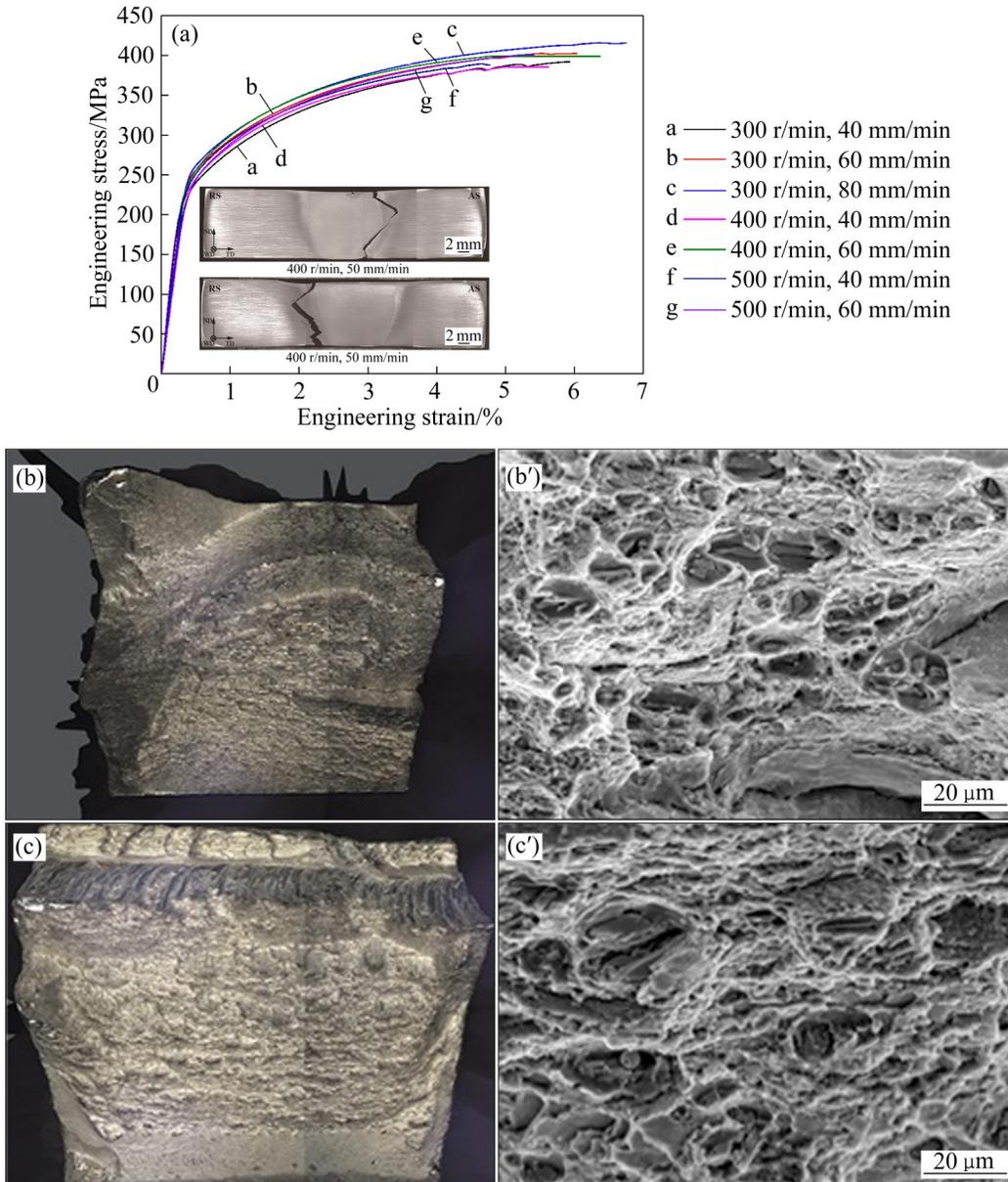


图 11 不同焊接工艺参数对 SSFSW 接头拉伸性能的影响

Fig. 11 Influences of different welding parameters on tensile properties of SSFSW joints: (a) Engineering stress – engineering strain; (b), (b') 300 r/min, 80 mm/min; (c), (c') 400 r/min, 50 mm/min

3 结论

1) 采用自主研发静止轴肩搅拌工具成功实现 12 mm 厚板 2195-T8 铝锂合金对接接头 SSFSW 过程, 在主轴转速为 300~500 r/min 及焊接速度为 30~80 mm/min 的焊接速度范围内, 可以获得焊缝表面光滑、内部致密无缺陷的焊缝。当转速增加到 600 r/min、焊速超过 40 mm/min 时, 焊缝表面将产生大

量沟槽缺陷。

2) 主轴转速及低热输入是影响厚板铝锂合金 WNZ 形状的关键因素。在主轴转速为 300 r/min 及 ω/v 为 3.75~7.5 时, SSFSW 的 WNZ 呈梯形截面, 沿厚度方向分布比较均匀; 随着主轴转速增加到 400 r/min 或 500 r/min 及 ω/v 为 8~16.7 时, WNZ 形状明显不规则并在焊缝表面附近形成异常流动的 RZ, 导致 WNZ 细小等轴晶区宽度小于搅拌针根部直径, 与传统 FSW 的 WNZ 相比具有明显差异。

3) 厚板铝锂合金 SSFSW 焊缝区具有明显的组织非均质性。转速为 300~500 r/min 时, WNZ 的平均晶粒尺寸约为 10~12 μm 。转速为 400~500 r/min 时, WNZ 顶部和中间部位的平均晶粒尺寸是底部的 2~3 倍; 当转速降低为 300 r/min 时, WNZ 顶部和底部的晶粒尺寸差异明显减小。不同焊缝区的析出相数量、密度及类型具有明显差异。产生非均匀性的根本原因是沿板厚方向形成的温度梯度和应变速率差。

4) 厚板铝锂合金 SSFSW 接头具有明显的力学性能不均匀性。转速为 300 r/min 时, WNZ 顶部、中间和底部的硬度值均在 115~125 HV 之间; 转速为 400~500 r/min 时, WNZ 底部的硬度值明显小于顶部和中间部位。TMAZ 和 HAZ 交界处或者 WNZ 底部为接头力学性能最弱区。在转速 300 r/min 和焊速 80 mm/min 的优化工艺下, 对接接头的抗拉强度可达 414.71 MPa, 为母材的 71.57%; 拉伸断口具有典型塑性断裂特征。

REFERENCES

- [1] TAVARES S M O, DOS SANTOS J F, DE CASTRO P M S T. Friction stir welded joints of Al-Li Alloys for aeronautical applications: butt-joints and tailor welded blanks[J]. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2013, 65: 8-13.
- [2] 李劲风, 宁红, 刘丹阳, 等. Al-Cu-Li 系铝锂合金的合金化与微合金化[J]. *中国有色金属学报*, 2021, 31(2): 258-279.
LI Jin-feng, NING Hong, LIU Dan-yang, et al. Alloying and micro-alloying in Al-Cu-Li series alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2021, 31(2): 258-279.
- [3] 陈国庆, 尹乾兴, 司晓庆, 等. 铝锂合金焊接技术的研究现状分析[J]. *焊接学报*, 2019, 40(8): 155-160, 168.
CHEN Guo-qing, YIN Qian-xing, SI Xiao-qing, et al. Research status analysis of aluminum-lithium alloy welding[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2019, 40(8): 155-160, 168.
- [4] NAYAN N, MURTY S V S N, JHA A K, et al. Processing and characterization of Al-Cu-Li alloy AA2195 undergoing scale up production through the vacuum induction melting technique[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 576: 21-28.
- [5] DURSUN T, SOUTIS C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys[J]. *Materials & Design* (1980 - 2015), 2014, 56: 862-871.
- [6] 郑子樵, 李劲风, 陈志国, 等. 铝锂合金的合金化与微观组织演化[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(10): 2337-2351.
ZHENG Zi-qiao, LI Jin-feng, CHEN Zhi-guo, et al. Alloying and microstructural evolution of Al-Li alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(10): 2337-2351.
- [7] 张成行, 曹宇, 曹玲飞, 等. 异种铝合金搅拌摩擦焊接头的显微组织、力学及腐蚀性能[J]. *中国有色金属学报*, 2019, 29(10): 2255-2265.
ZHANG Cheng-hang, CAO Yu, CAO Ling-fei, et al. Microstructure, mechanical and corrosion properties of dissimilar friction stir welded aluminum alloys joints[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2019, 29(10): 2255-2265.
- [8] STEUWER A, DUMONT M, ALTENKIRCH J, et al. A combined approach to microstructure mapping of an Al-Li AA2199 friction stir weld[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(8): 3002-3011.
- [9] BARBINI A, CARSTENSEN J, DOS SANTOS J F. Influence of a non-rotating shoulder on heat generation, microstructure and mechanical properties of dissimilar AA2024/AA7050 FSW joints[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, 34(1): 119-127.
- [10] SUN T, ROY M J, STRONG D, et al. Comparison of residual stress distributions in conventional and stationary shoulder high-strength aluminum alloy friction stir welds[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 242: 92-100.
- [11] WU H, CHEN Y C, STRONG D, et al. Systematic evaluation of the advantages of static shoulder FSW for joining aluminium[J]. *Materials Science Forum*, 2014, 794/795/796: 407-412.
- [12] LI D X, YANG X Q, CUI L, et al. Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of AA6061-T6 butt welded joints by stationary shoulder friction stir welding[J]. *Materials & Design*, 2014, 64: 251-260.
- [13] YOU J Q, ZHAO Y Q, DONG C L, et al. Microstructure characteristics and mechanical properties of stationary shoulder friction stir welded 2219-T6 aluminium alloy at high rotation speeds[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, 108(4): 987-996.
- [14] HE W L, LI M S, SONG Q, et al. Efficacy of external

- stationary shoulder for controlling residual stress and distortion in friction stir welding[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2019, 72(5): 1349–1359.
- [15] 束彪, 国旭明, 张春旭, 等. 2195 铝锂合金搅拌摩擦焊接头组织及性能[J]. *航空材料学报*, 2010, 30(4): 12–15.
SHU Biao, GUO Xu-ming, ZHANG Chun-xu, et al. Microstructures and properties of friction-stir welded joint of 2195 Al-Li alloy[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2010, 30(4): 12–15.
- [16] 陈永来, 李劲风, 张绪虎, 等. 2195 铝锂合金摩擦搅拌焊接头组织[J]. *中国有色金属学报*, 2016, 26(5): 964–972.
CHEN Yong-lai, LI Jin-feng, ZHANG Xu-hu, et al. Structure of friction-stir welding joint of 2195 Al-Li alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2016, 26(5): 964–972.
- [17] ZHANG J, FENG X S, GAO J S, et al. Effects of welding parameters and post-heat treatment on mechanical properties of friction stir welded AA2195-T8 Al-Li alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, 34(1): 219–227.
- [18] LI J F, CHEN Y L, ZHANG X H, et al. Structure and mechanical property of friction-stir weld joint of 2195-T8 Al-Li alloy plate[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2018, 47(3): 780–787.
- [19] 宋建岭, 王雷, 赵英杰, 等. 2195 铝锂合金搅拌摩擦焊工艺[J]. *焊接*, 2019(1): 31–35, 66.
SONG Jian-ling, WANG Lei, ZHAO Ying-jie, et al. Friction stir welding process of 2195 Al-Li alloy[J]. *Welding & Joining*, 2019(1): 31–35, 66.
- [20] HU B Y, ZHANG H, LIU L Y, et al. Effect of microstructure evolution on corrosion behavior of friction stir welded joint for 2195-T8 alloy[J]. *Corrosion*, 2020, 76(12): 1099–1108.
- [21] LIU H J, HU Y Y, DOU C, et al. An effect of the rotation speed on microstructure and mechanical properties of the friction stir welded 2060-T8 Al-Li alloy[J]. *Materials Characterization*, 2017, 123: 9–19.
- [22] KRIL C E, BIRINGER R. Estimating grain-size distributions in nanocrystalline materials from X-ray diffraction profile analysis[J]. *Philosophical Magazine A*, 1998, 77(3): 621–640.
- [23] FONDA R W, BINGERT J F. Precipitation and grain refinement in a 2195 Al friction stir weld[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2006, 37(12): 3593–3604.
- [24] QIN H L, ZHANG H, WU H Q. The evolution of precipitation and microstructure in friction stir welded 2195-T8 Al-Li alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 626: 322–329.

Microstructure heterogeneity and mechanical properties of SSFSW joints for Al-Li alloy thick plates

GU Chao¹, YANG Xin-qi¹, TANG Wen-shen¹, ZHAO Hui-hui², GUO Li-jie²

(1. School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300354, China;

2. Shanghai Aerospace Equipment Manufacturer Co., Ltd., Shanghai 200245, China)

Abstract: The stationary shoulder friction stir welding (SSFSW) process tests were carried out on 12-mm-thick 2195-T8 Al-Li alloy plates, and the effects of welding process parameters on the microstructure heterogeneity and mechanical properties of the joints were discussed. The results show that smooth weld surface and completely dense defect-free weld can be obtained when the spindle speed is 300–500 r/min and the welding speed is 30–80 mm/min. When the rotating speed is 300 r/min, the welding nugget zone (WNZ) is trapezoidal, and the section is homogeneously distributed along the thickness direction. At 400–500 r/min, the shape of WNZ is obviously irregular, and refill zone (RZ) with abnormal flow is formed near the weld surface. The grain size difference along the thickness direction is 2–3 times at 400–500 r/min. When the rotating speed is reduced to 300 r/min, the grain size difference along the thickness direction decreases significantly. At 300 r/min, the hardness of the WNZ is homogeneous along the thickness direction while the hardness value at the bottom of WNZ is much lower than that at the middle and top at 400–500 r/min. Under the optimized process of 300 r/min–80 mm/min, the ultimate tensile strength of the joint can reach 71.57% of the base metal. The fracture location of tensile specimens mostly occurs at the interface between TMAZ and HAZ or at the bottom of the WNZ, which has typical plastic fracture characteristics.

Key words: thick-plate Al-Li alloy; stationary shoulder friction stir welding; heterogeneity; mechanical properties

Foundation item: Project(JCKY2017203B066) supported by the National Defense Basic Scientific Research; Project(51775371) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2021-08-02; **Accepted date:** 2021-10-18

Corresponding author: YANG Xin-qi; Tel: +86-13820035153; E-mail: xqyang@tju.edu.cn

(编辑 何学锋)