



2195 铝锂合金摩擦搅拌焊接头组织

陈永来¹, 李劲风², 张绪虎¹, 朱瑞华¹, 杨珂²

(1. 航天材料及工艺研究所, 北京 100076;

2. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘要: 采用圆柱形搅拌头和带螺纹搅拌头, 制备 2195-T8 铝锂合金摩擦搅拌焊接头, 研究搅拌头前进速度与旋转速度对接头孔洞缺陷的影响, 分析接头的显微组织特征。结果表明: 当圆柱形搅拌头旋转速度与前进速度比值不当时, 在接头前进侧下部容易产生贯穿整个接头的隧道型缺陷(连续孔洞); 采用带螺纹搅拌头可以消除接头的这种缺陷, 有效提高接头抗拉强度。2195-T8 铝锂合金基材中强化相包括 $T1$ 相(Al_2CuLi)和 θ' 相(Al_2Cu); 热机影响区所有 θ' 相及大部分 $T1$ 相溶解; 而焊核区 $T1$ 相和 θ' 相均完全溶解, 并在焊核区产生较多位错。热影响区和基材为沿轧制方向的板条状晶粒; 热机影响区晶粒发生偏转和变形; 焊核区晶粒均发生再结晶, 但焊核区边缘近热机影响区再结晶晶粒尺寸较小, 而中心焊核区再结晶晶粒长大。

关键词: 2195 铝锂合金; 摩擦搅拌焊; 孔洞缺陷; 接头组织

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

铝锂合金的研究和开发至今已有 80 多年历史, 迄今为止已开发了三代铝锂合金。第三代铝锂合金具有良好的综合性能, 已在航空及航天工业上已经获得广泛应用。其中, 2195 铝锂合金已应用于美国航天飞机第三代外挂燃料外贮箱(超轻贮箱)制造, 直至航天飞机退役^[1-2]。

随着铝锂合金的推广应用, 其焊接性日益受到重视。但铝锂合金采用普通熔化焊时存在诸多问题, 包括焊接气孔和焊接热裂纹, 导致焊接接头强度远低于母材金属。1991 年英国焊接研究所发明了一项新的固态连接技术—摩擦搅拌焊技术(Friction stir welding, FSW)^[3-4]。与传统熔化焊方法(如氩弧焊)相比, 摩擦搅拌焊无飞溅、烟尘, 不需要焊丝和保护性的气体, 接头没有气孔和凝固裂纹缺陷^[5]。同时, 铝锂合金采用摩擦搅拌焊时, 由于材料没有熔化, 避免了合金中 Li 元素的挥发损失, 焊后接头不易形成脆性相以及气孔和裂纹, 强度系数高, 解决了铝锂合金在焊接方面面临的难题, 可以获得性能优异的接头^[6-10]。目前, 国内已经开始进行了铝锂合金(如 2060 铝锂合金等)的摩擦搅拌焊研究^[11-12]。

2195 铝锂合金是一种重要的航天运载火箭贮箱用材料, 必须采用适当的焊接技术制造成型。本文作

者采用圆柱形搅拌头和带螺纹搅拌头, 制备了 2195-T8 铝锂合金的摩擦搅拌焊接头, 分析了焊接工艺参数(搅拌头前进速度及旋转速度)对 2195-T8 铝锂合金接头缺陷(孔洞)及力学性能的影响, 同时采用透射电镜(TEM)及背散射电子衍射(EBSD)研究了接头析出相及晶粒组织。

1 实验

实验材料为厚度 5 mm 的 2195-T8 铝锂合金板材, 其成分如表 1 所列。摩擦搅拌焊时分别采用圆柱形搅拌头和带螺纹搅拌头, 搅拌头前进速度为 60~180 mm/min, 旋转速度为 700~1200 r/min。当焊接完成后, 采用 MTS858 材料试验机进行拉伸性能测试; 试样从垂直于焊接方向取样, 保证焊核区在试样中部, 拉伸速度为 0.02 mm/s。拉伸测试结束后, 采用 Sirion 200 场发射扫描电镜(SEM)进行拉伸断口观察。

另外, 采用 Leica EC3 金相显微镜进行焊接接头处截面金相组织及焊接缺陷观察。同时, 采用该 Sirion 200 场发射扫描电镜(SEM)对焊接接头晶粒组织进行背散射电子衍射(EBSD)观察。

基金项目: 国家高技术研究发展计划资助项目(2013AA032401)

收稿日期: 2015-04-19; **修订日期:** 2015-12-30

通信作者: 陈永来, 高级工程师, 博士; 电话: 010-68757453; E-mail: chen Yonglai@263.net

表 1 2195 铝锂合金的化学成分

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

Cu	Li	Mg	Ag	Zr	Al
4.0	1.0	0.4	0.4	0.12	Bal.

采用 TecnaiG²20 型透射电镜(TEM)进行焊接接头各部位微观组织观察。TEM 薄膜试样先机械减薄至 0.1 mm 左右, 然后进行双喷减薄, 双喷液为 25%硝酸和 75%甲醇混合溶液(体积分数)。

2 结果与讨论

2.1 摩擦搅拌焊孔洞缺陷

采用圆柱形搅拌头进行摩擦搅拌焊时, 搅拌头前进速度(焊接速度)与旋转速度不匹配将造成摩擦搅拌焊接头的孔洞缺陷。图 1 所示为摩擦搅拌焊接头横截面金相照片及拉伸断口 SEM 像。如图 1 所示, 当搅拌头旋转速度 1000 r/min、前进速度 150 mm/min 时, 在接头前进侧下部存在明显孔洞(见图 1(a)和(b)); 而且经拉伸试样断口 SEM 检测, 可以发现该缺陷存在于整个焊缝长度, 即为连续孔洞或隧道型缺陷(见图

1(c))。

调整搅拌头前进速度与旋转速度, 可以消除这种孔洞缺陷。图 2 所示为搅拌头(圆柱形)旋转速度 1000 r/min、前进速度 120 mm/min 时摩擦搅拌焊接头的金相照片, 接头前进侧下部这种孔洞缺陷已经消失(见图 2(a)和(b)); 经拉伸试样断口 SEM 检测, 也基本没有发现这种孔洞缺陷(见图 2(c))。

研究发现, 上述孔洞缺陷均产生于前进侧靠近下部位置, 而且前进速度与旋转速度比值不匹配时(比值过低或比值过高)均可能产生这种缺陷。这种孔洞缺陷的形成与上述工艺参数影响金属材料塑性流动有关。图 3 所示为摩擦搅拌焊时截面上金属塑性流动示意图, 前进侧下部金属受到垫板的反作用力和搅拌头的搅动作用, 产生由下向上的塑性流动; 前进侧上部金属在搅拌头和轴肩的作用下, 主要产生由上到下的塑性流动。二者在前进侧的中部相遇, 而后向焊核部位塑性流动。当塑性流动到后退侧时, 受到未塑性流动金属的阻碍, 又开始上下分流, 而后在后退侧的底部受到搅拌头的作用又流向前进侧底部。另外, 摩擦搅拌焊前进侧和后退侧金属所受作用力不同, 前进侧受到搅拌头的旋转剪切力和焊接前方塑性金属产生的挤压力方向相反, 而后退侧所受的旋转剪切力和焊接前方塑性金属产生的挤压力方向一致^[13-14]。

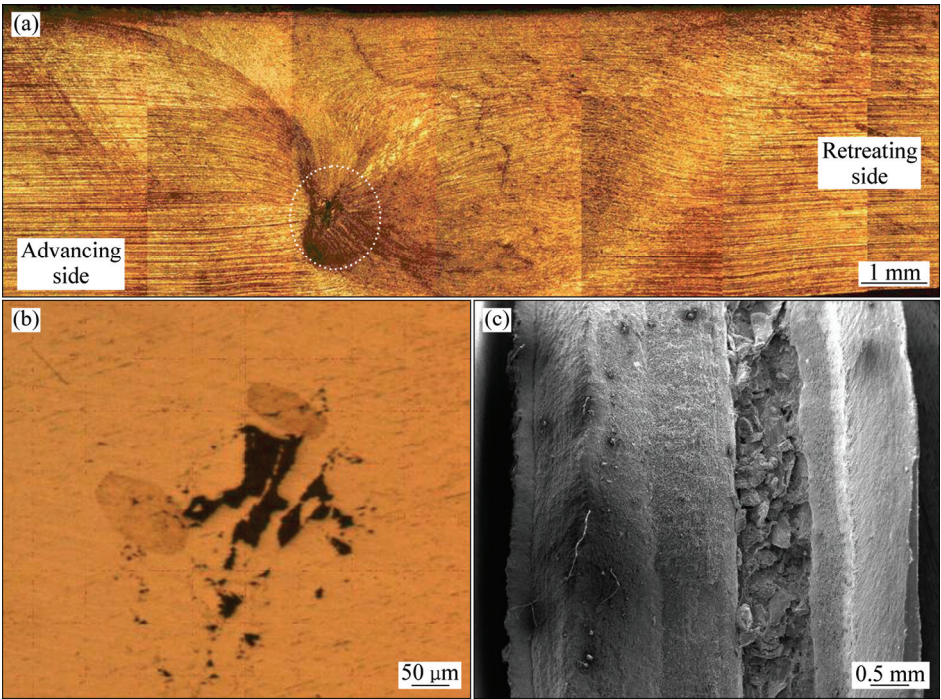


图 1 摩擦搅拌焊接头横截面金相照片及拉伸断口 SEM 像(前进速度 150 mm/min、旋转速度 1000 r/min)

Fig. 1 Sectional metallograph and tensile fracture SEM images of FSW joint prepared at 150 mm/min welding speed and 1000 r/min rotational speed: (a) Overall sectional metallograph; (b) SEM image of hole defect within white circle in Fig. 1(a); (c) SEM image of tensile fracture

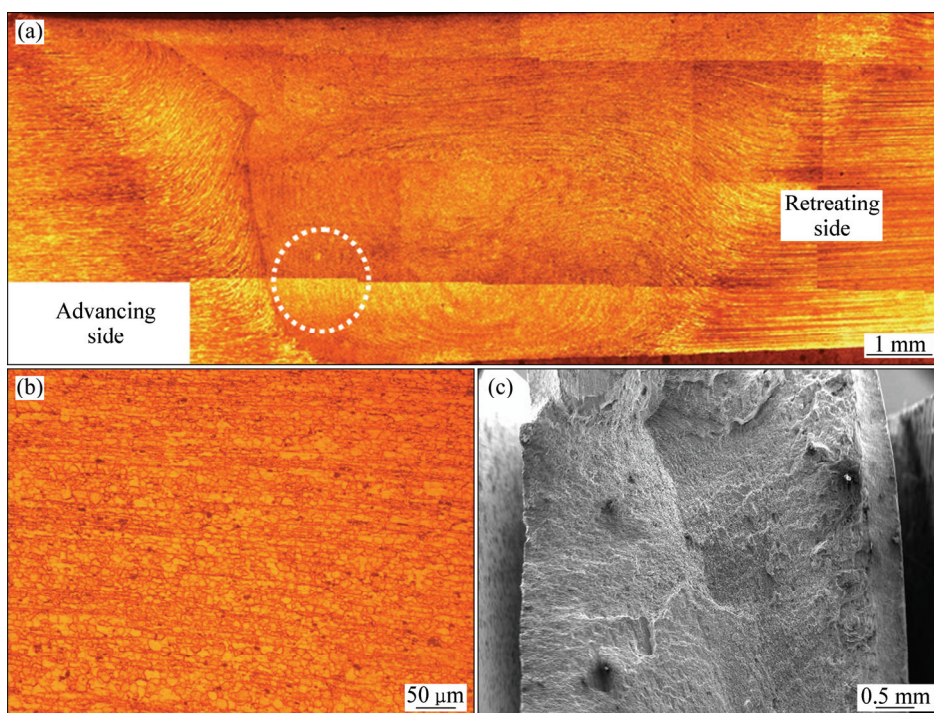


图2 摩擦搅拌焊接头横截面金相照片及拉伸断口 SEM 像(前进速度 120 mm/min、旋转速度 1000 r/min)

Fig. 2 Sectional metallograph and tensile fracture SEM images of FSW joint prepared at welding speed of 120 mm/min with rotational speed of 1000 r/min: (a) Overall sectional metallograph; (b) Enlarged metallograph within white circle in Fig. 2(a); (c) SEM image of tensile fracture

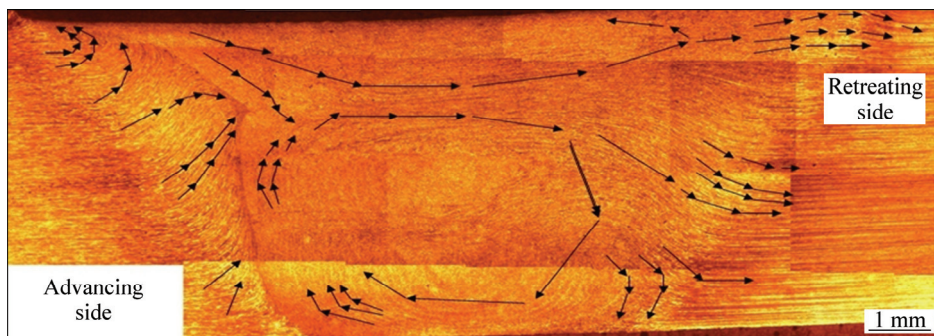


图3 摩擦搅拌焊时截面金属塑性流动示意图

Fig. 3 Schematic diagram of sectional plastic flow during FSW

本研究中,当搅拌头旋转速度较慢而前进速度较快(前进速度大于 150 mm/min、旋转速度 1000 r/min)时,一方面后退侧所受的焊接前方塑性金属产生的挤压力较大,大量塑性金属容易流动至后退侧;另一方面产生热量较低(单位长度热量降低),流动至后退侧的金属不足以塑性流动至前进侧下部,因而导致前进侧下部的这种隧道型缺陷。当搅拌头前进速度过慢时(前进速度 60~90 mm/min、旋转速度 1000 r/min),前进侧受到焊接前方金属的挤压力变小,搅拌头的旋转剪切力导致前进侧大量的塑性金属流动到后退侧,与此同时塑性金属无法及时填充搅拌头后方空间,因而在前

进侧形成孔洞;而后退侧所受的旋转剪切力和挤压力的方向一致,并最终导致大量塑性金属堆积在后退侧。

通过调整搅拌头旋转速度和前进速度的比值,提高焊接时单位长度热量分布,改善焊接时金属塑性流动,可以消除上述孔洞缺陷^[15]。另外,通过更换搅拌头(如带螺纹的搅拌头),一方面增大热量输出,同时改善金属塑性流动^[16],也可消除上述孔洞缺陷。通过这些调整,摩擦搅拌焊接头力学性能可以明显提高。表 2 所示为部分不同工艺时 2195-T8 铝锂合金摩擦搅拌焊接头力学性能及相应接头组织特征。结果表明搅拌头旋转速度和前进速度差异及搅拌头形状明显影响

表 2 不同工艺参数时 2195-T8 铝锂合金摩擦搅拌焊接头力学性能

Table 2 Tensile property of FSW joint of 2195-T8 Al-Li alloy prepared with different parameters and pins

Spin type	Rotational speed/ (r·min ⁻¹)	Welding speed/ (mm·min ⁻¹)	Tensile strength/ MPa	Yield strength/ MPa	Hole defect	Welding coefficient
Straight cylindrical pin	1000	90	338	246	Yes	0.60
	1000	120	379	268	No	0.67
	1000	150	343	269	Yes	0.61
	1000	180	332	271	Yes	0.59
Threaded cylindrical pin	1100	120	430	297	No	0.76
2195-T8 base			565	538		

接头组织及其力学性能。如采用圆柱形搅拌头、前进速度及旋转速度分别为 150 mm/min 和 1000 r/min 时, 焊接接头抗拉强度仅为 343 MPa; 而采用带螺纹搅拌头、前进速度及旋转速度分别为 120 mm/min 和 1100 r/min 时, 焊接接头抗拉强度大幅度提高至 430 MPa。这一强度与目前文献报道的 2195-T8 铝锂合金摩擦搅拌焊接头最高抗拉强度基本一致^[11, 17]。

2.2 摩擦搅拌焊接头晶粒组织

图 4 所示为采用带螺纹搅拌头、前进速度及旋转速度分别为 120 mm/min 和 1100 r/min 时摩擦搅拌焊时接头不同部位 EBSD 显示的晶粒照片。其中, 图 4(a) 所示为热影响区(HAZ)与热机影响区(TMAZ)结合部位 EBSD 照片, 热影响区晶粒组织与基材基本一致, 呈明显的板条状; 而相比热影响区而言, 热机影响区晶粒发生偏转。图 4(b)所示为前进侧焊核区(NZ)的 EBSD 照片, 焊核区已发生明显的再结晶, 再结晶晶粒呈等轴状, 而且焊核区不同部位晶粒尺寸存在较明显差异。图 4(c)所示为后退侧焊核区(NZ)的 EBSD 照片, 同样已发生明显的再结晶, 再结晶晶粒呈等轴状。

摩擦搅拌焊接头不同部位晶粒尺寸存在明显差异, 图 5 所示为接头不同部位(图 4 所标注部位)的晶粒尺寸分布图。Zone I (对应热影响区)晶粒尺寸范围较宽, 10 μm 以下尺寸晶粒面积分数约 37%(见表 3), 30 μm 以上尺寸晶粒面积分数 20%以上; Zone II (对应热机影响区与热影响区结合处)晶粒尺寸降低, 10 μm 以下尺寸晶粒面积分数约 44%, 而 30 μm 以上尺寸晶粒消失。Zone III(紧邻前进侧热机影响区的焊核区)10 μm 以下尺寸晶粒面积分数增加至约 79%, 而 20 μm 以上尺寸晶粒消失; Zone IV(同样为近前进侧的焊核区)晶粒尺寸进一步降低, 10 μm 以下尺寸晶粒面积分数增加至约 93.5%。然而, Zone V(中心焊核区)晶粒尺寸有所增加, 10 μm 以下尺寸晶粒面积分数降低至约 57%, 而 10~20 μm 尺寸晶粒面积分数增加

至约 30%, 这表明中心焊核区在发生再结晶的同时, 再结晶晶粒有所长大。

上述 EBSD 观察表明, 摩擦搅拌焊接头焊核区晶粒尺寸分布存在明显不均匀性。虽然整个焊核区晶粒均为细小等轴状再结晶晶粒, 但中心焊核区晶粒尺寸

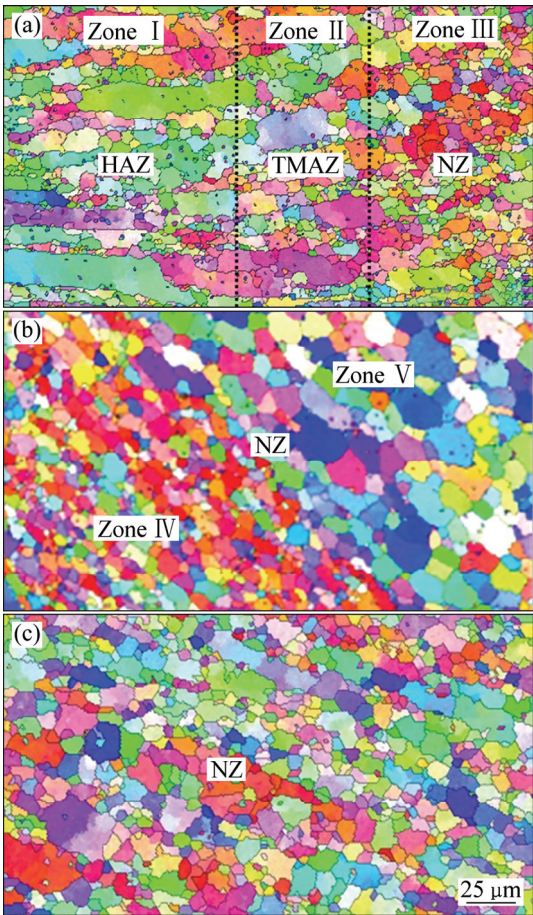


图 4 2195-T8 铝锂合金摩擦搅拌焊接头不同部位的 EBSD 照片

Fig. 4 EBSD grain morphologies of different zones in FSW joint of 2195-T8 Al-Li alloy: (a) Joint place between TMAZ and HAZ in advancing side; (b) NZ in advancing side; (c) NZ in retreating side

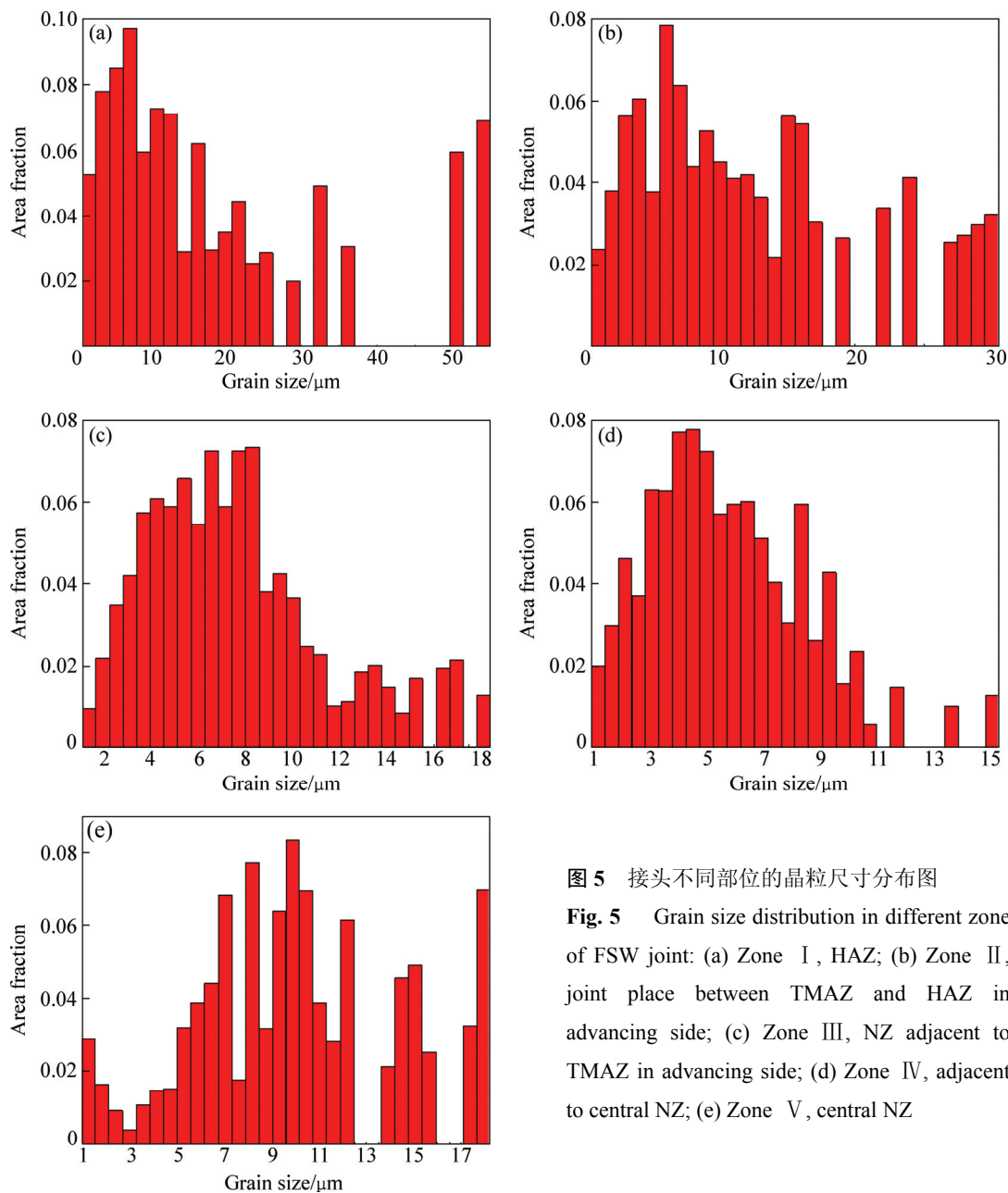


图5 接头不同部位的晶粒尺寸分布图

Fig. 5 Grain size distribution in different zone of FSW joint: (a) Zone I, HAZ; (b) Zone II, joint place between TMAZ and HAZ in advancing side; (c) Zone III, NZ adjacent to TMAZ in advancing side; (d) Zone IV, adjacent to central NZ; (e) Zone V, central NZ

表3 接头不同部位不同尺寸晶粒面积分数

Table 3 Area fraction of grains with different size range at different joint locations

Location	Area fraction/%			
	≤10 μm	10–20 μm	20–30 μm	≥30 μm
Zone I	37.2	30.5	11.8	20.5
Zone II	44.8	36.7	18.5	–
Zone III	79.6	20.4	–	–
Zone IV	93.5	6.5	–	–
Zone V	57.5	42.5	–	–

大于边缘焊核区，这与接头区温度分布有关。焊接时，由于热量传递使沿焊核区、热机影响区、热影响区方向温度依次降低，这种温度分布导致中心焊核区晶粒尺寸大于焊核区边缘晶粒尺寸。在其他铝合金焊核区也发现这种晶粒尺寸分布不均匀的现象^[18–19]。

2.3 摩擦搅拌焊接头显微组织

图 6 所示为 2195-T8 铝锂合金基材沿 $\langle 112 \rangle_{\text{Al}}$ 和 $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$ 入射方向的 TEM 像。2195 铝锂合金基体上的析出强化相为 T1(Al_2CuLi)相(见图 6(a))和 θ' (Al_2Cu)相(见图 6(b))，其中 T1 相长度约 60~200 nm。另外，在亚晶界上可以观察到大量密集的 T1 相，其尺寸远小

于晶界内 $T1$ 相尺寸。

图 7~10 所示分别为采用带螺纹搅拌头、前进速度及旋转速度分别为 120 mm/min 和 1100 r/min 时接头不同部位的 TEM 像。在热影响区, 仍然还可以观察到存在 $T1$ 相(见图 7), 但其密度和尺寸较基体略有降

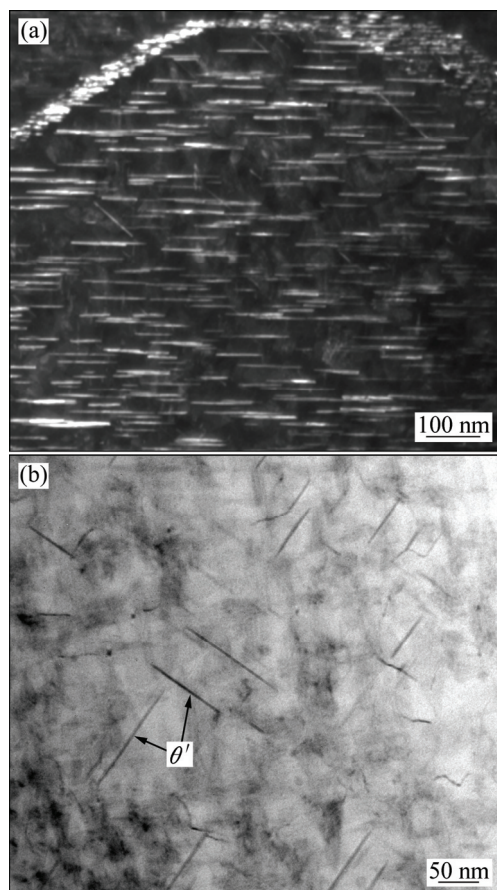


图 6 2195-T8 铝锂合金基体析出相的 TEM 像

Fig. 6 TEM images of 2195-T8 Al-Li alloy substrate: (a) $T1$ precipitate, dark field image ($b=[112]_{Al}$); (b) θ' precipitate (bright field image $b=[100]_{Al}$)

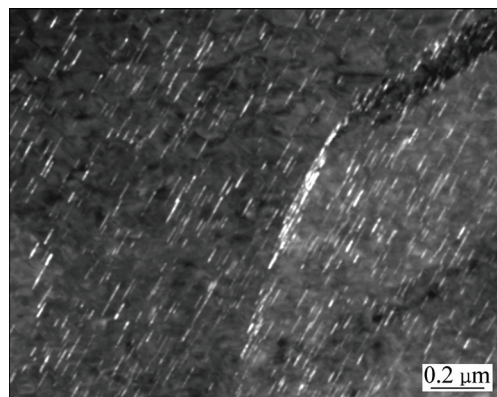


图 7 热影响区 $T1$ 相 TEM 暗场像

Fig. 7 Dark field image of $T1$ precipitate in HAZ

低, 且晶界上 $T1$ 相降低的趋势较晶内更为明显。图 8 所示为热机影响区 TEM 明场像。通过衍射斑观察热机影响区中 θ' 相已完全消失, 说明热机影响区由于温度高, θ' 相已完全溶解至基体中。明场像只观察到晶内少量 $T1$ 相, 即热机影响区内 $T1$ 相已经大部分溶解(见图 8(a)); 同时, 晶内还可观察到部分位错生成(见图 8(a))。另外, 相比原始基体及热影响区而言, 热机影响区晶界 $T1$ 相密度也大幅度降低(见图 8(b))。

焊核区衍射斑点只观察到铝基体的斑点, 明场像中也未发现 $T1$ 相和 θ' 相等强化相的存在, 说明焊核区中各种强化相已经全部溶解至基体中。与热机影响区比较可知, 焊核区位错密度明显增加(见图 9)。

上述接头特别是焊核区显微组织对 2195-T8 铝锂合金摩擦搅拌焊接头极限力学性能具有决定性的影响。2195-T8 铝锂合金主要通过析出相 $T1$ 及 θ' 相进行强化, 而其摩擦搅拌焊接头焊核区基本没有强化相析

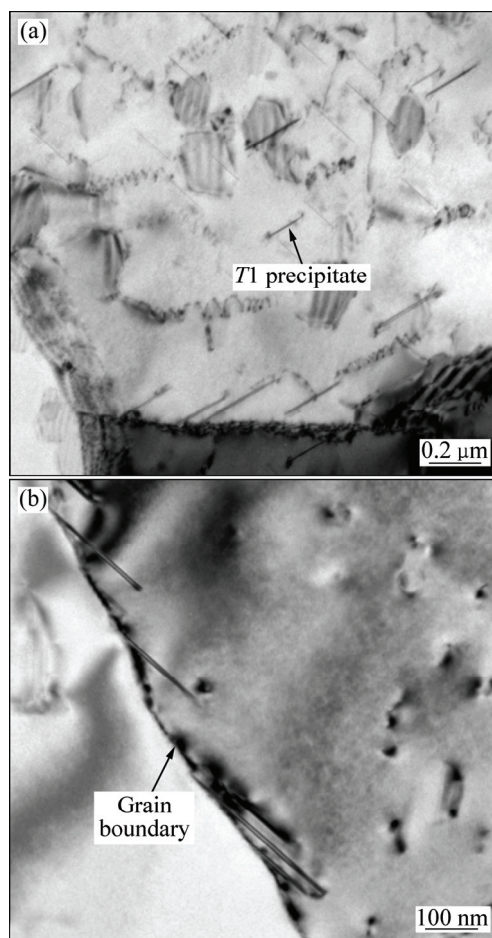


图 8 热机影响区的 TEM 明场像

Fig. 8 TEM bright field images of TMAZ: (a) $T1$ precipitates and dislocations within grain; (b) $T1$ precipitates at grain boundary

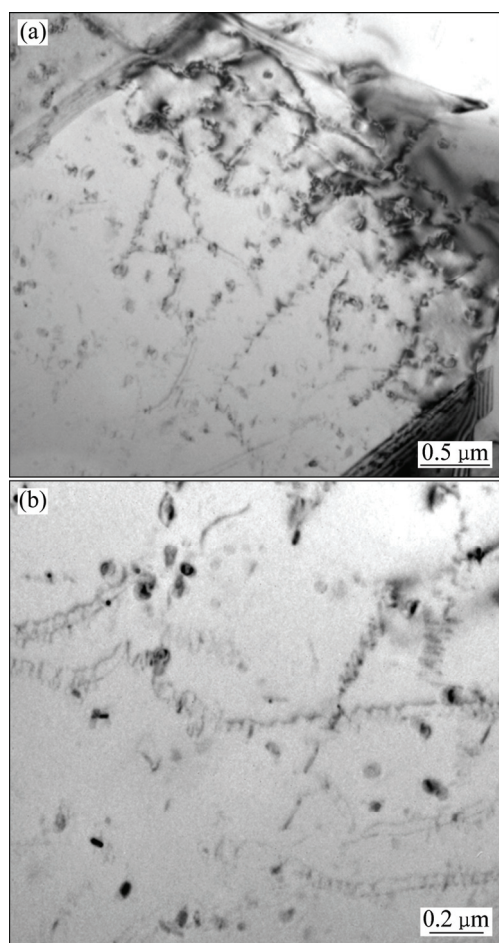


图9 焊核区 TEM 明场像

Fig. 9 TEM bright field images of NZ: (a) Dislocations within grain; (b) Enlarged dislocations

出,因而其接头强度远低于 2195-T8 铝锂合金基材的。但焊核区显微组织与 T3 态显微组织应该具有一定的相似性,即均没有明显的强化相形成,且都存在一定数量的位错;也就是说接头焊核区及 T3 态强化方式应该包括固溶强化及形变强化。但焊核区显微组织分析也表明,焊核区位错密度更大,即接头形变强化作用比 T3 态更大。同时,接头焊核区晶粒尺寸更细小,应该具有较大的细晶强化效果。这些差异导致 2195-T8 铝锂合金摩擦搅拌焊接头(经优化工艺参数消除孔洞缺陷)抗拉强度应该高于 2195-T3 铝锂合金的。相应地本研究优化工艺的摩擦搅拌焊接头抗拉强度约为 430 MPa,高于 2195-T3 铝锂合金抗拉强度(约为 360 MPa)^[20]。另外,由于 2195 铝锂合金主要通过 T1 及 θ' 相等时效析出相进行强化,在不进行后续热处理时其摩擦搅拌焊接头(焊核区无 T1 及 θ' 相析出)抗拉强度很难再进一步提高。

3 结论

1) 圆柱形搅拌头前进速度过快或过慢时,在接头前进侧下部容易产生贯穿摩擦搅拌焊接头的隧道型缺陷(连续孔洞);通过调整搅拌头旋转速度与前进速度比值或改变搅拌头形状(带螺纹搅拌头),可以消除这种隧道型缺陷,提高接头强度,优化工艺后的接头抗拉强度可达到 430 MPa。

2) 2195-T8 铝锂合金基材强化相包括 T1 相和 θ' 相;热机影响区所有 θ' 相及大部分 T1 相溶解;而焊核区 T1 相和 θ' 相均完全溶解,并在焊核区产生较多位错。

3) 热影响区与基材晶粒为薄饼状,沿轧制方向拉长;热机影响区晶粒发生了偏转和变形。焊核区晶粒均发生再结晶,但再结晶晶粒尺寸分布不均匀;近热机影响区再结晶晶粒尺寸较小,而中心焊核区再结晶晶粒长大。

REFERENCES

- [1] 郑子樵,李劲风,陈志国,李红英,李世晨,谭澄宇. 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): 2337-2349.
ZHENG Zi-qiao, LI Jin-feng, CHEN Zhi-guo, LI Hong-ying, LI Shi-chen, TAN Cheng-yu. Alloying and microstructural evolution of Al-Li alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(10): 2337-2349.
- [2] RIOJA R J, DENZER D K, MOOY D, VENEMA G. Lighter and Stiffer materials for use in space vehicles[C]//13th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA13). Cassada: TMS, 2012: 593-598.
- [3] 傅志红,黄明辉,周鹏展,贺地求. 摩擦搅拌焊及其研究现状[J]. 焊接, 2002(11): 6-10.
FU Zhi-hong, HUANG Ming-hui, ZHOU Peng-zhan, HE Di-qiu. Research status of friction stir welding[J]. Welding and Joining, 2002(11): 6-10.
- [4] MISHRA R and MA Z. Friction stir welding and processing[J]. Materials Science and Engineering R, 2005, 50(1/2): 1-78.
- [5] LEONARD A J, THREADGILL P L, SHERCLIFF H R, WITHERS P J. Friction stir welding of aluminum alloys[J]. International Materials Reviews, 2009, 54(2): 49-93.
- [6] SHUKLA A, BAESLACK W. Study of process/structure/property relationships in friction stir welded thin sheet Al-Cu-Li

- alloy[J]. *Science and Technology of Welding & Joining*, 2009, 14(4): 376–387.
- [7] RAO J, PAYTON E J, SOMSEN C, NEUKING K, EGgeler G, KOSTKA A, dos SANTOS J F. Where does the lithium go? A study of the precipitates in the stir zone of a friction stir weld in a Li-containing 2xxx series Al alloy[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2010, 12(4): 298–303.
- [8] POTTER D M, TAKESHITA J A, HOLGUIN M J. Friction stir welded thin wall cryogenic tank skins[C]//AIP Conference Proceedings, 2007: 736–741.
- [9] LERTORN E, GAMBARO C. AA8090 Al-Li alloy FSW parameters to minimize defects and increase fatigue life[J]. *International Journal of Material Forming*, 2010, 3: 1003–1006.
- [10] LOFTUS Z, ARBEGAST W, HARTLEY P. Friction stir weld tooling development for application on the 2195 Al-Li-Cu space transportation system external tank[J]. *ASM International, Trends in Welding Research(USA)*, 1999: 580–584.
- [11] 束彪, 国旭明, 张春旭. 2195 铝锂合金摩擦搅拌焊接头组织及性能[J]. *航空材料学报*, 2010, 30(4): 12–15.
- SHU Biao, GUO Xu-ming, ZHANG Chun-xu. Microstructures and properties of friction-stir welded joint of 2195Al-Li alloy[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2010, 30(4): 12–15.
- [12] 孙景峰, 郑子樵, 林毅, 贺地求, 李红萍, 吴秋萍. 2060 合金 FSW 接头微观组织与力学性能[J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24(2): 364–370.
- SUN Jing-feng, ZHENG Zi-qiao, LIN Yi, HE Di-qiu, LI Hong-ping, WU Qiu-ping. Microstructures and mechanical properties of 2060 alloy FSW joint[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2014, 24(2): 364–370.
- [13] 张忠科, 孙丙岩, 王希靖, 王丽. 铝合金摩擦搅拌焊焊接缺陷分析[J]. *热加工工艺*, 2006, 35(19): 13–15.
- ZHANG Zhong-ke, SUN Bing-yan, WANG Xi-jing, WANG Li. Analysis on weld defect of friction stir welding of aluminum alloy plate[J]. *Hot Working Technology*, 2006, 35(19): 13–15.
- [14] 曹丽杰. 铝合金摩擦搅拌焊接缺陷的研究进展[J]. *表面技术*, 2009, 38(3): 68–71.
- CAO Li-jie. Research progress of defect on aluminium alloys in friction stir welding[J]. *Surface Technology*, 2009, 38(3): 68–71.
- [15] JAYARAMAN M, BALASUBRAMANIAN V. Effect of process parameters on tensile strength of friction stir welded cast A356 aluminium alloy joints[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, 23: 605–615.
- [16] ELANGO VAN K, BALASUBRAMANIAN V. Influences of pin profile and rotational speed of the tool on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminium alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 459: 7–18.
- [17] SHUKLA A K, BAESLACK W A. Study of process/structure/property relationships in friction stir welded thin sheet Al-Cu-Li alloy[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2009, 14(4): 376–387.
- [18] SUTTON M A, YANG B, REYNOLDS A P, TAYLOR R. Microstructural studies of friction stir welds in 2024-T3 aluminum[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2002, 323: 160–166.
- [19] AVETTAND-FENOEL M N, TAILLIARD R. Heterogeneity of the nugget microstructure in a thick 2050 Al friction-stirred weld[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46: 300–314.
- [20] AMS4472. Aluminum alloy, plate 4.0Cu-1.0Li-0.40Mg-0.35Ag-0.13Zr (2195-T34), solution heat treated and stress relieved[S].

Structure of friction-stir welding joint of 2195 Al-Li alloy

CHEN Yong-lai¹, LI Jin-feng², ZHANG Xu-hu¹, ZHU Rui-hua¹, YANG Ke²

(1. Aerospace Research Institute of Materials and Processing Technology, Beijing 100076, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The friction stir welding (FSW) joints of 2195-T8 Al-Li alloy were prepared by straight cylindrical pin and threaded cylindrical pin. The effect of rotational speed and welding speed on the hole defect was investigated, and the microstructure of the FSW joint was observed. The results show that when the straight cylindrical pin is used at an inappropriate ratio of rotational speed to welding speed, continuous hole (or tunnel) at the bottom of advancing side forms. Meanwhile, this defect can be eliminated by the threaded cylindrical pin, and the joint strength is effectively enhanced. The strengthening precipitates of 2195-T8 Al-Li alloy consist of $T1$ (Al_2CuLi) and θ' (Al_2Cu). In thermo-mechanically affected zone (TMAZ), all θ' precipitates but most $T1$ precipitates are dissolved. While, all the θ' and $T1$ precipitates in nugget zone (NZ) are dissolved, and a lot of dislocations generate. The TMAZ grains undergo deflection and deformation during the welding process. The NZ grains are recrystallized, and the recrystallized grains of the NZ close to the TMAZ are larger than those of the NZ center.

Key words: 2195 Al-Li alloy; friction stir weld; hole defect; joint structure

Foundation item: Project (2013AA032401) supported by the National High-Tech Research and Development Program of China

Received date: 2015-04-19; **Accepted date:** 2015-12-30

Corresponding author: CHEN Yong-lai; Tel: +86-10-68757453; E-mail: chenyonlai@263.net

(编辑 龙怀中)