

2099 铝锂合金搅拌摩擦焊接头的微观组织

陈向荣, 郑子樵, 叶志豪, 孔 祥

(中南大学, 湖南 长沙 410083)

摘 要: 通过显微硬度测试、金相观察、EBSD 和透射电镜观察等手段研究 T83 态 2099 铝锂合金挤压型材搅拌摩擦焊 (FSW) 焊缝的微观组织和硬度分布。结果表明: 基材呈部分再结晶组织, 主要析出相为 T1 相和 δ' 相, 存在 $\{112\}<111>$ 铜型、S 织构和立方织构。焊接区域的晶粒尺寸均小于基材, 且该区域在焊接过程中基材的原有析出相发生溶解后重新析出细小的 δ' 相。焊缝区的硬度由于晶粒尺寸和析出相的变化整体下降, 呈 W 型分布, 热机械影响区的硬度最低。热机械影响区和热影响区分别以 $\{112\}<110>$ 织构和 $\{112\}<111>$ 铜型织构为主, 且都存在较弱的 $\{001\}<120>$ 再结晶织构。焊核区发生动态再结晶, 存在大量旋转立方织构。

关键词: 铝锂合金; 搅拌摩擦焊; EBSD

中图分类号: TG146.21; TG453⁺.9

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)06-1786-07

2099 合金是一种航空用第 3 代铝锂合金, 产品形式有板材和型材。由于良好的综合性能使其广泛应用于飞机机身和下机翼壁板结构以及地板结构中^[1,2]。搅拌摩擦焊 (friction stir welding, FSW) 作为一种高效节能、环境友好的固态连接技术^[3], 解决了传统熔焊易出现的问题而迅速发展^[4,5], 尤其应用在可焊性不强的 2××× 和 7××× 系合金中^[6,7]。搅拌摩擦焊比其他焊接方式的焊接温度低, 可有效减少铝锂合金中 Li 元素的挥发损失, 且焊接接头形成脆性相和热裂纹的倾向降低, 强度系数提高^[8,9]。在飞机结构制造中, 采用搅拌摩擦焊取代传统的铆接结构, 不仅可减轻飞机结构重量, 改善性能, 提高可靠性, 同时还能降低飞机制造成本^[10,11]。搅拌摩擦焊接头在焊接过程中受到复杂的变形和热循环的作用使得其微观组织和性能不同于基材。刘奋军等人对 2099-T83 和 2060-T8 异质铝锂合金进行搅拌摩擦焊搭接的实验结果表明, 焊缝区的显微硬度低于母材, 热机械影响区和焊核区的过渡区的硬度最低^[12]。A. Steuwer 等人对 2199 铝锂合金焊缝区硬度的变化进行研究的表明, 焊核区硬度较低是因为固溶体中的 Li 阻碍 Cu-Mg 团簇焊后的自然时效^[13]。杨模聪等人研究 2060 铝锂合金焊接接头显微组织发现, 母材由于析出相多, 显微硬度高于其他 3 个区域, 热机械影响区和热影响区的组织粗大, 析出相较少, 导致其显微硬度最低^[14]。Fonda 等人对 2195 铝锂合金搅拌摩擦焊的研究结果表明, 焊核中心区存在

$\{112\}<110>$ 织构^[15]。至今, 对 2099 铝锂合金 FSW 件织构的研究较少, 本实验通过对 2099 铝锂合金 FSW 焊件显微硬度、微观组织及织构的研究为该合金焊接件在航空航天领域的应用提供更多实验依据。

1 实 验

本实验用料为工业化生产的 3 mm 厚 2099 铝锂合金板材, 合金成分如表 1 所示。采用平头对焊的方式进行 FSW 焊接。材料初始状态为 T83 态, 搅拌针旋转速度为 1400 r/min, 前进速度 120 mm/min, 搅拌针直径 3 mm, 轴肩直径 8 mm, 主轴倾斜角度 3°, 压下量 2.9 mm。

硬度测试在 HXD-1000TM 显微硬度计上进行, 测试加载时间为 15 s, 载荷为 1.96 N。将打磨抛光、清水洗净吹干后用 Keller 试剂 (2.5 mL HNO₃+1.5 mL HCl+1 mL HF+95 mL H₂O) 进行腐蚀的试样在 Leica DMILM Interted Microscope 光学显微镜下进行金相组织观察。采用 TecnaiG² 20 型透射电镜 (TEM) 观察透射试样的微观组织形貌, 加速电压为 200 kV。EBSD 观察在 Sirion 200 型场发射扫描电子显微镜 (FESEM) 上进行, 加速电压为 25 kV, 通过 HKL 软件进行织构分析。

表 1 2099 铝锂合金成分

Table 1 Chemical composition of 2099 Al-Li alloy (wt%)							
Cu	Li	Mg	Zn	Mn	Ti	Zr	Al
2.4~3.0	1.6~2.0	0.1~1.5	0.4~1.0	0.1~0.5	0.1	1.6~2.0	Bal.

收稿日期: 2017-06-18

作者简介: 陈向荣, 女, 1992 年生, 硕士生, 中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083, 电话: 0731-88830270, E-mail: cxrxiaoxiaoxie@csu.edu.cn

2 实验结果

2.1 焊接接头显微硬度分布

图 1 所示是焊件截面不同深度层和截面平面显微硬度分布曲线。由图 1a 可知, 硬度曲线分布大致呈“W”型, 图 1a 中深度为 0.0 mm 曲线表明焊件表面硬度值最小处在焊核中心, 约为 850 MPa。在距焊核中心两侧 2 mm 处, 显微硬度出现对称的峰值。随着与焊核中心距离的增加, 硬度值先小幅度下降后逐渐上升至 1300 MPa, 随后基本保持稳定。不同厚度层的显微硬度曲线变化特征与焊件表面硬度曲线相似。随着深度增加, 出现最低硬度处从焊缝中心向两侧移动, 显微硬度最低值从 850 MPa 下降至 750 MPa。根据 5 条显微硬度曲线可以发现, 从焊件上表面至焊件底部, 焊核区与硬度低谷之间的硬度差不断增加, 同时焊核区硬度平台的宽度不断变窄, 两侧低谷的宽度不断缩小。由图 1b 所示的焊件截面的二维显微硬度分布图可知, 在焊件焊核区与热机械影响区显微硬度变化复杂。横向呈“W”形, 纵向呈“V”型, 其中焊核区硬度值最大可达 950 MPa, 热机械影响区的硬度最低值低至 750 MPa, 基材硬度约 1300 MPa。

2.2 微观组织

该合金经过搅拌摩擦焊后的焊接接头的金相组织分布如图 2 所示。金相组织形貌整体呈现出典型的 FSW 区域特征, 即分为焊核区 (nugget zone, NZ, 图中 b 所示)、热机械影响区 (thermo-mechanically



图 2 2099 合金搅拌摩擦焊接接头金相组织

Fig.2 Optical microstructure of FSW joint of the 2099 alloy

affected zone, TMAZ, 图中 c 所示) 和热影响区 (heat affected zone, HAZ, 图中 d 所示)。根据图 3 所示的各区域的 EBSD 图可知, 基材 (base metal, BM, 图中 a 所示) 晶粒呈拉长的部分再结晶组织, 结合图 4a 示出的基材大角度晶界占比为 38.1%, 可认为焊接前基材晶粒组织为部分再结晶, 从表 2 中基材 $\Phi_2=0^\circ$ 的 ODF 图示出的再结晶织构可以进一步证明。焊核区金属由于在搅拌摩擦焊过程中受到搅拌针的强烈搅拌作用发生充分的塑性变形, 产生大量的热量, 并且位错密度随搅拌的进行不断增加, 该区域储能足够使已经塑性变形的金属发生动态再结晶, 最终形成等轴状再结晶组织。由图 4 所示的晶界大小角度分布图可以得出焊核区域的大角度晶界占比为 49.5%, 要大于基材的大角度晶界占比, 进一步说明该区域在焊接过程中发生了动态再结晶, 平均晶粒尺寸约为 6.3 μm , 比基材的 10.6 μm 小很多。该区域虽发生了动态再结晶, 但仍有较高的小角度晶界占比, 尤其是小于 5° 的晶界取向占 42.4%, 结合图 5a 示出的焊核区的晶界尺寸分布图可以看出, 该区域晶粒尺寸小于 3 μm 晶粒占 23.3%, 说明焊核区内存在大量未长大的亚晶粒导致小角度晶界占比较高。比较图 5b 示出的热机械影响区和 5d 示出的基材的晶粒尺寸分布图发现, 两个区域的晶粒尺寸分布无太大差别, 但两区域的晶体形貌上有很大差异, 如图 3a 和 3c 所示。首先, 热机械影响区在搅拌过程中有强烈的变形热和摩擦热使该区域发生部分再结晶, 所以热机械影响区晶粒尺寸小于 4 μm 的占比比基材高。其次, 该区域由于受到搅拌针的搅拌作用, 沿焊接方向有强烈的剪切变形, 晶粒沿焊接方向被牵扯和拉长, 晶粒变大, 但在强烈的变形过程中有部分晶粒破碎, 导致平均晶粒尺寸并没有明显的增大, 大于 16 μm 的晶粒占比为 31.02%, 稍高于基材的 29.51%。综上所述, 热机械影响区与基材具有完全不同的变形和热效应, 而晶粒尺寸分布相差不大的原因是在焊接过程中, 热机械影响区的晶粒有拉长、破碎和再结晶, 所以热机械影响区的平均晶粒尺寸比基材稍小, 约为 9.8 μm , 如图 5b 所示。热影响区在焊接过程中只受到热循环的作用, 在原始组织上发生部分再

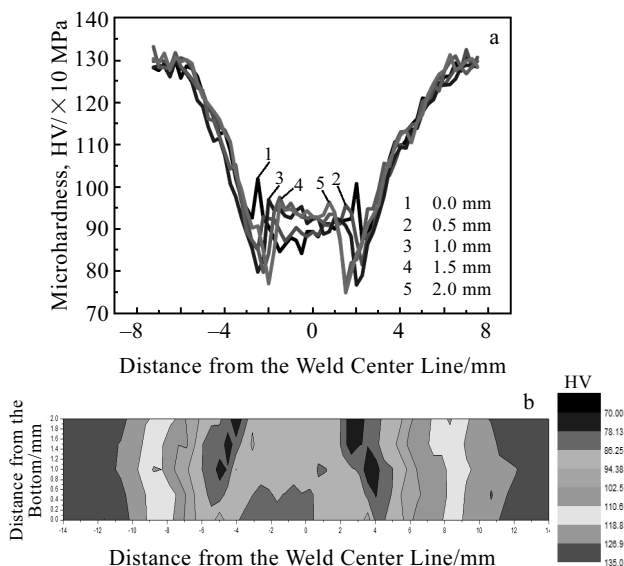


图 1 焊接接头不同深度和平面硬度分布图

Fig.1 Hardness profile of welded zone of 2099 alloy: (a) different depths from the surface and (b) 2D contour map of the welded zone

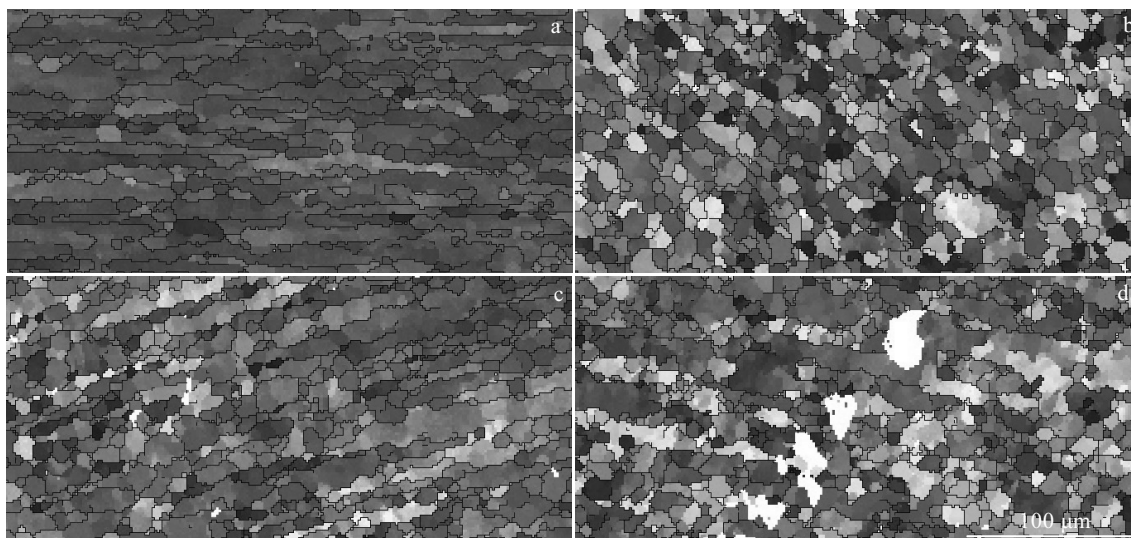


图 3 焊接接头各区域的 EBSD 图

Fig.3 EBSD maps of welded joint at BM (a), NZ (b), TMAZ (c), and HAZ (d)

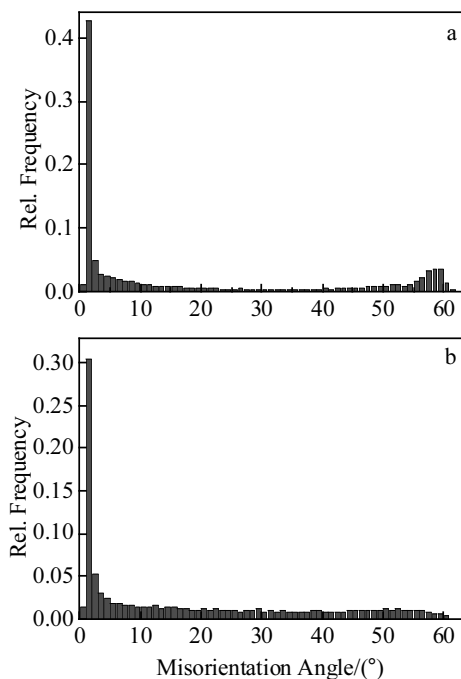


图 4 焊核区和基材晶界角度分布图

Fig.4 Grain boundary misorientation of friction stir welded 2099 Al-Li alloy at the location of BM (a) and NZ (b)

结晶。比较该区域与基材的晶粒尺寸分布图 5c 和 5d 可发现热影响区小尺寸晶粒占比明显升高, 且小于 10 μm 的晶粒占多数, 说明热影响区在焊接过程中受到焊接热的影响致使原始组织发生了部分再结晶, 图 3d 示出的热影响区的 EBSD 图也可观察到等轴的晶粒,

平均晶粒尺寸为 8.6 μm 。

2099 铝锂合金经过搅拌摩擦焊后除了晶粒大小和形貌发生改变外, 其晶界和晶内析出相也发生了变化, 如图 6 所示。从图 6a、6b 所示基材 $\langle 001 \rangle_\alpha$ 和 $\langle 112 \rangle_\alpha$ 的 TEM 照片可以看出, 基体原始组织中主要存在大量 T1 强化相和细小弥散的 δ' 相, 还有少量的 θ' 相和 β' (Al_3Zr) 相。图 6c 到 6h 为焊后各区域的 TEM 照片及其选区电子衍射花样。晶内析出了大量细小弥散的球状相, 尺寸比基材的 δ' 相细小。其衍射花样中没有 T1 的衍射特征。热机械影响区和热影响区的晶界形貌无明显差异, 与焊核区相比, 晶界宽度增加且附着有析出相, 晶内析出的细小弥散的 δ' 相较焊核区尺寸稍有增大, 且其衍射斑点中依然观察不到 T1 相。以上结果表明, 在焊接过程中焊接区域的 δ' 相、T1 相和 θ' 相溶解后重新析出了细小弥散的 δ' 相。

2.3 织构

焊接过程中由于各区域的变形程度和温度不一样, 所以焊后的晶粒取向会存在一定的差异。根据表 2 示出的 $\{111\}$ 极图及 ODF 图可看出, 在中心焊核区有大量 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 旋转立方再结晶织构和 $\{111\}\langle 110 \rangle$ (0° , 55° , 45°) 织构。根据前文分析, 焊核区发生了部分动态再结晶, 与此处观察结果一致。面心立方金属的剧烈变形易发生在 $\{111\}\langle 110 \rangle$ 滑移系中, 因此在焊核区留下 $\{111\}\langle 110 \rangle$ (0° , 55° , 45°) 织构。热机械影响区主要是 $\{112\}\langle 110 \rangle$ (0° , 35° , 45°) 织构, 热影响区存在 $\{112\}\langle 111 \rangle$ 铜型变形织构。除此之外, 热机械影响区和热影响区都有少量介于立方织构和旋转立方织构

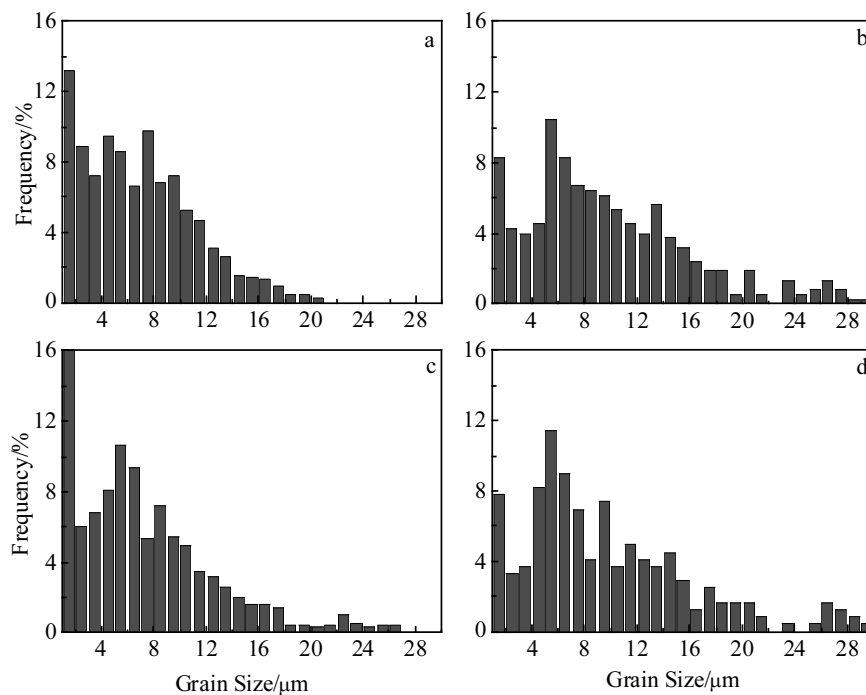


图 5 焊接接头各区域晶粒尺寸分布图

Fig.5 Grain size distributions of friction stir welded 2099 alloy: (a) NZ, (b) TMAZ, (c) HAZ, and (d) BM

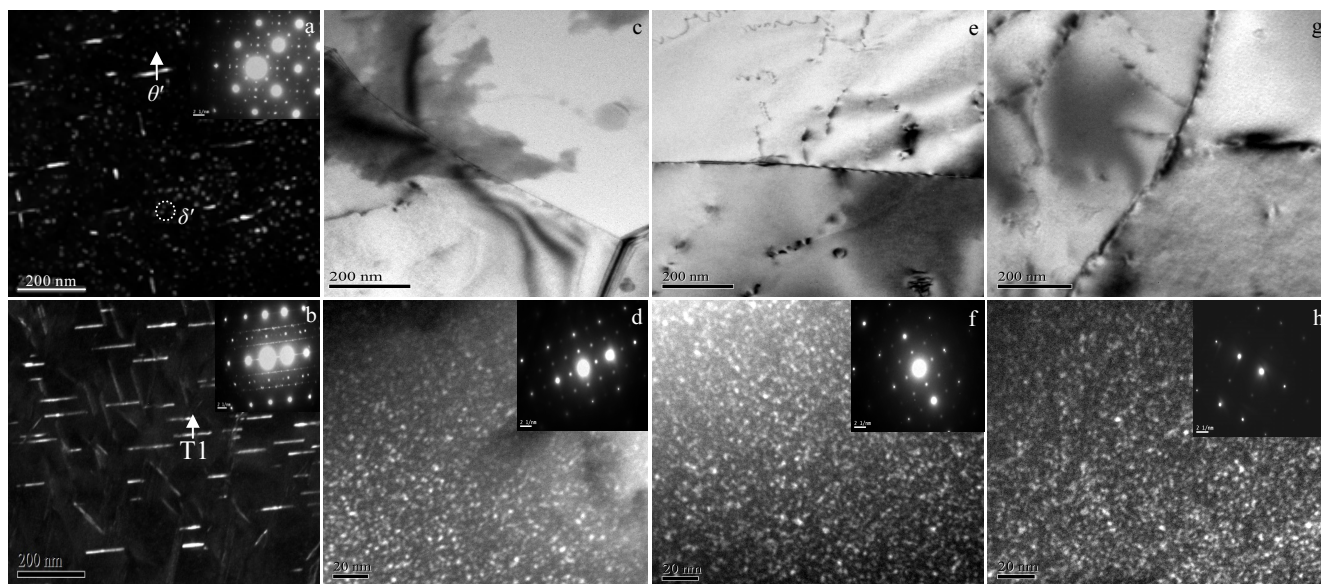


图 6 2099 合金搅拌摩擦焊接头不同区域的 TEM 照片及其选区电子衍射花样

Fig.6 TEM images and selected area electronic diffraction patterns of FSW joint of 2099 alloy: (a, b) BM, (c, d) NZ, (e, f) TMAZ, and (g, h) HAZ

之间的 $\{001\}\langle 120\rangle(22^\circ, 0^\circ, 0^\circ)$ 再结晶织构。基材主要是 $\{112\}\langle 111\rangle$ 铜型变形织构, 以及 $\{123\}\langle 634\rangle$ S型织构和 $\{001\}\langle 100\rangle$ 立方织构。

表 3 给出了前进侧和后退侧焊核区的 $\{001\}$ 反极

图和 ODF 取向分布图。中心焊核区的前进侧和后退侧的 EBSD 图如图 7 所示。由于其两个区域受到的变形和焊接热的影响相似, 其平均晶粒尺寸大小并无太大差异, 分别为 6.21 和 6.29 μm , 但由于搅拌针旋转方

表 2 焊接接头各区域{111}极图和 ODF 图

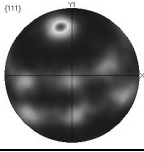
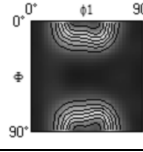
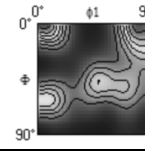
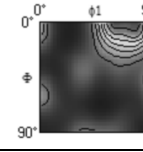
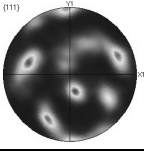
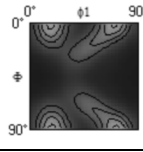
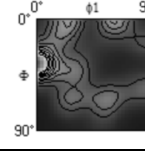
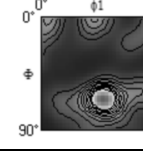
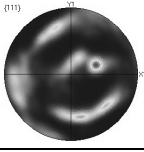
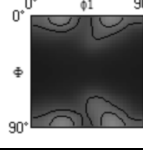
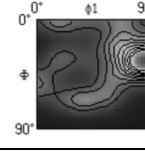
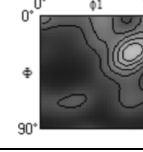
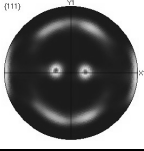
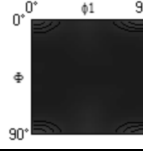
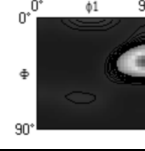
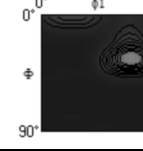
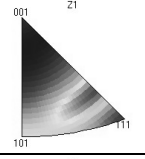
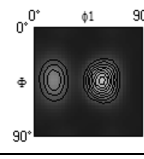
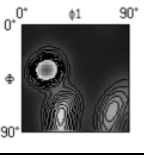
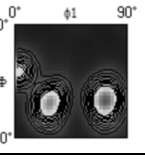
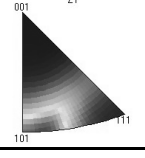
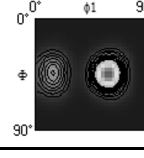
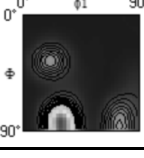
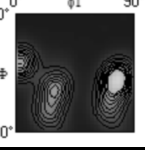
Table 2 {111} pole figures and orientation distribution function (ODF) of friction stir welded 2099 alloy				
	{111} pole figures	Orientation distribution function		
		$\Phi_2=0^\circ$	$\Phi_2=45^\circ$	$\Phi_2=65^\circ$
NZ				
TMAZ				
HAZ				
BM				

表 3 前进侧和后退侧焊核区的{001}反极图和 ODF 图

Table 3 {001} inverse pole figures and ODF of advancing side and retreating side of NZ in friction stir welded 2099 alloy				
	{001} inverse pole figures	Orientation distribution function		
		$\Phi_2=0^\circ$	$\Phi_2=45^\circ$	$\Phi_2=65^\circ$
Advancing side of NZ				
Retreating side of NZ				

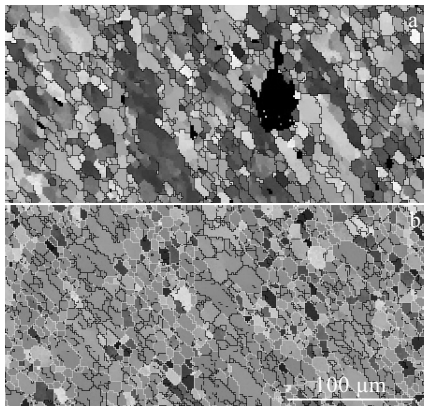


图 7 中心焊核区两侧 EBSD 图

Fig.7 EBSD maps of nugget zone of friction stir welded 2099 alloy: (a) advancing side and (b) retreating side

向的影响，其 EBSD 图显示出晶粒的取向存在一定的规律性。结合表 3 给出的反极图可看出，前进侧的晶粒主要是{112} // 轧面，而后退侧晶粒主要是{110} // 轧面。晶粒明显的取向差异可以得出其中所含的织构必然不同。从 ODF 取向图可以看出，两个区域的织构类型是相同的，都有{110}<122>(70°, 45°, 0°)织构和{124}<112>R 型织构。但 $\Phi_2=45^\circ$ 时前进侧焊核区的{110}<122>织构强度很弱，而后退侧较强， $\Phi_2=65^\circ$ 前进侧的 R 型和{110}<122>型织构较强，而后退侧的织构强度较弱。2 种织构强弱的位置呈对称性，且前进侧的 R 型织构强度远大于后退侧的强度，总强度也大于后退侧。其原因是搅拌针在两侧相对作用的方向相反，会导致晶粒取向差异较大；其次，前进侧的金属直接被搅拌针剪切然后顺着搅拌针的旋转方向被带入

后退侧沉积,所以焊核区前进侧晶粒取向会非常一致,织构强度相对于后退侧更强,且后退侧的晶粒取向相对于前进侧会更没有规律。

3 分析与讨论

搅拌摩擦焊接头的硬度大致呈“W”型分布,这与焊接头不同区域的晶粒组织形貌、析出相种类和含量变化相关。有研究表明^[16-19],典型的析出硬化铝合金经过搅拌摩擦焊后,焊接区域的硬度均低于基材的硬度是因为焊接时产生的高温使得焊核区的析出相溶解以及热机械影响区和热影响区的析出相粗化而造成的。由于搅拌针呈锥形,使得各层作用范围变窄,变形程度、变形温度和应变速率不一,导致焊核区变小,晶粒更加细小,所以从焊接头顶部到底部出现显微硬度最低值的热机械影响区之间的距离缩短,并且硬度值有所下降。通过透射电镜观察可知,焊核区由于发生了强烈的塑性变形以及热效应,合金中析出相全部溶解,并在随后的冷却过程中形成大量细小的 δ' 相。热机械影响区和热影响区也发生了类似的变化,两个区域中主要的析出相也为 δ' 相,只是相对于焊核区,尺寸稍有增大。由于焊接过程中的机械效应和热效应对基材影响较小,所以合金原有析出相得到保留,基体中除了均匀分布的 δ' 相,同时还存在细小的T1相。综上可知,基材由于有多种析出相的存在使其硬度高于焊接后各区域。热机械影响区 δ' 析出相尺寸比焊核区粗大,但由于其晶粒尺寸较大,使其硬度依然最低。

基材的织构类型包括大量铜型变形织构、S织构和少量立方再结晶结构,这些织构在焊接前就已经存在。热影响区和热机械影响区是基材和焊核区的过渡区域,其中少量介于立方与旋转立方之间的 $\{001\}<120>$ 织构与 $\{112\}<111>$ 铜型变形织构满足 $40^\circ<111>$ 的取向关系,在面心立方金属中,当晶核与基体接近这种取向关系时,晶核能够迅速长大成为再结晶织构,与前文热影响区和热机械影响区受到焊接热的作用产生的部分再结晶织构结果一致。热影响区除了再结晶织构之外,大量存在的 $\{112\}<111>$ 铜型织构与基材主要织构类型相同。因为在热影响区只受到焊接热的影响有较弱的再结晶,无剪切变形,因此主要织构没有发生变化。热机械影响区主要是 $\{112\}<110>$ 变形织构, $\{112\}<110>$ 是 $\{hkl\}<110>$ B纤维织构中高度对称的 $B/\bar{B}$ 取向的织构^[20]。具有高层错能的铝合金在发生剪切变形时温度超过 400°C 会存在这种 $B/\bar{B}$ 取向^[21],热机械影响区在焊接过程中有焊接热和变形热使该区域温度足够高,且沿焊接方向有较强的剪切变形,这些条件足以生成 $\{112\}<110>$ 织

构。热机械影响区的晶粒与基材相比发生了旋转,在焊接过程中从 $\{112\}<111>$ 铜型织构转变成 $\{112\}<110>$ 织构。原始基材的晶粒取向为 $\{112\}$ 面//轧面, $<111>$ //轧向,经过搅拌摩擦焊后,热机械影响区是 $\{112\}$ 面//轧面, $<110>$ //轧向。说明在焊接过程中,热机械影响区在搅拌针的旋转作用下,平行于轧面的晶面没有发生改变,晶向从 $<111>$ 沿轧向转变为 $<110>$ 沿轧向。由于铝合金类面心立方金属易在 $\{111\}$ 面和 $<110>$ 方向上发生变形,焊接时搅拌针的剪切方向//轧向,因此晶粒易在搅拌针的剪切作用下, $<110>$ 方向沿轧向分布。焊核区在变形和焊接热的共同作用下发生动态再结晶,同时由于搅拌针的旋转作用,最终形成 $\{001\}<110>$ 旋转立方再结晶织构。在中心焊核区两侧的 $\{124\}<112>$ 织构和 $\{110\}<122>$ 织构都是 β 取向线上的织构,从 $\Phi_2=45^\circ$ 到 $\Phi_2=65^\circ$, $\{110\}<122>$ 织构组分逐渐向 $\{124\}<112>$ 型织构转变,由于搅拌针在前进侧和后退侧的作用方向相反,因此织构也具有对称性,所以在 $\Phi_2=45^\circ$ 和 $\Phi_2=65^\circ$ 的ODF图上可以看到此强微弱的现象。

4 结论

1) 2099 铝锂合金搅拌摩擦焊接头同一深度的显微硬度呈“W”型分布,随着深度的增加,“W”型曲线越明显。

2) 2099 合金经过搅拌摩擦焊后其接头的晶粒尺寸有明显差异。焊核区发生动态再结晶,其晶粒尺寸小于基材。合金基材的析出强化相主要为T1和 δ' 相以及少量 θ' 相,焊接过程中焊接区域T1相溶解,且析出大量细小弥散的 δ' 相,其晶粒尺寸和析出相的变化导致焊接区域的硬度比基材小,焊缝区域硬度分布呈“W”型。

3) 2099 合金搅拌摩擦焊后,焊核区存在 $\{001\}<110>$ 旋转立方再结晶织构和 $\{111\}<110>$ 织构。热机械影响区和热影响区分别存在 $\{112\}<110>$ 织构和 $\{112\}<111>$ 铜型织构。基材有 $\{112\}<111>$ 铜型织构,S型织构和立方织构。

参考文献 References

- [1] Lin Yi(林毅), Zheng ziqiao(郑子樵), Li Shichen(李世晨) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(6): 1467
- [2] Xu Xiaojing(许晓静), Song Tao(宋涛), Fan Zhen(范真) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(S2): 621
- [3] Zhang Hua(张华), Sun Datong(孙大同), Zhang He(张贺) *et*

- al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(1): 103
- [4] Colegrove P A, Shercliff H R. *Science & Technology of Welding & Joining*[J], 2003, 8(5): 360
- [5] Ericsson M, Sandström R. *International Journal of Fatigue*[J], 2003, 25(12): 1379
- [6] Flores O V, Kennedy C, Murr L E *et al. Scripta Materialia*[J], 1998, 38(5): 703
- [7] Murr L E, Liu G, McClure J C *et al. Journal of Materials Science*[J], 1998, 33(5): 1243
- [8] James M N, Hattingh D G, Bradley G R. *International Journal of Fatigue*[J], 2003, 25(3): 1389
- [9] Bussu G, Irving P E. *International Journal of Fatigue*[J], 2003, 25(2): 77
- [10] Dursun T, Soutis C. *Materials & Design*[J], 2014, 56: 862
- [11] Zhang Z, Xiao B L, Ma Z Y. *Materials & Design*[J], 2014, 73: 227
- [12] Liu Fenjun(刘奋军), Fu Li(傅莉), Zhang Wenyuan(张纹源) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2015, 51(3): 281
- [13] Steuwer A, Dumont M, Altenkirch J *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59(8): 3002
- [14] Yang Mocong(杨模聪), Sun Zhonggang(孙中刚), Ma Rui(马锐) *et al. Materials Science and Technology*(材料科学与工程)[J], 2014, 22(1): 119
- [15] Fonda R W, Bingert J F. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2006, 37(12): 3593
- [16] Charit I, Mishra R S. *Scripta Materialia*[J], 2008, 58(5): 367
- [17] Sato Y S, Kokawa H, Enomoto M *et al. Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 1999, 30(9): 2429
- [18] Sato Y S, Urata M, Kokawa H. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2002, 33(3): 625
- [19] Su J Q, Nelson T W, Mishra R *et al. Acta Materialia*[J], 2003, 51(3): 713
- [20] Prangnell P B, Heason C P. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(11): 3179
- [21] Tóth L S, Neale K W, Jonas J J. *Acta Metallurgica*[J], 1989, 37(8): 2197

Microstructure Characterization of Friction Stir Welded 2099 Al-Li Alloy

Chen Xiangrong, Zheng Ziqiao, Ye Zhihao, Kong Xiang

(Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The friction stir welded 2099-T83 extruded Al-Li alloy has been characterized in terms of microstructure and crystallographic texture. The optical microscopy, scanning electron microscopy, transmission electron microscopy and hardness tester were applied to investigate the microstructure and hardness. Hardness tests reveal that the hardness profile in the welded zone presents a “W” shape and reaches a minimum at thermo-mechanically affected zone. The base metal shows partial recrystallization with T1 phase and δ' phase at the grain and grain boundaries. The grain size of the welded zone is smaller than that of the base metal, and the precipitates observed in the base metal dissolve and transform into fine δ' phases in the welded zone. Furthermore, crystallographic texture analysis by electron backscatter diffraction indicates that the base metal has $\{112\}<111>$ copper, $\{123\}<634>$ S and $\{001\}<100>$ cubic textures. The nugget zone presents a $\{001\}<110>$ rotated-cube texture as it undergoes dynamic recrystallization. The thermo-mechanically affected zone and heat affected zone are dominated by $\{112\}<110>$ and $\{112\}<111>$ textures, respectively, and both of them have weak $\{001\}<120>$ textures.

Key words: Al-Li alloy; friction stir weld; EBSD

Corresponding author: Zheng Ziqiao, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88830270, E-mail: s-maloy@csu.edu.cn