

# 一种铝锂合金搅拌摩擦焊接头力学性能及微观组织研究

李劲风<sup>1,2</sup> 蔡彪<sup>1</sup> 杨珂<sup>1</sup> 郑子樵<sup>1,2</sup>

(1 中南大学材料科学与工程学院, 长沙 410083)

(2 教育部有色金属材料科学与工程重点实验室, 长沙 410083)

**文 摘** 研究了 C24S-T8 铝锂合金搅拌摩擦焊接头力学性能及微观组织。通过焊接工艺参数的优化, 获得了无孔洞缺陷、焊缝质量优异的接头, 强度系数约 82%。拉伸时塑性变形及断裂集中于焊缝处。基材晶粒呈薄饼状, 沿轧制方向拉长; 焊核区为细小等轴的再结晶晶粒, 平均晶粒尺寸约 2.3  $\mu\text{m}$ , 大部分晶界是大于 15° 的大角度晶界; 热机影响区的晶粒在焊接过程中发生了偏转和变形。C24S-T8 铝锂合金基材强化相包括  $T_1$  相 ( $\text{Al}_2\text{CuLi}$ )、 $\theta'$  相 ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) 和  $S'$  相 ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ); 热机影响区及焊核区内强化相完全溶解, 造成硬度下降。

**关键词** 铝锂合金, 搅拌摩擦焊, 强度系数, 微观组织

## Mechanical Property and Microstructure of Friction Stir Welding (FSW) Joint of an Al-Li Alloy

Li Jinfeng<sup>1,2</sup> Cai Biao<sup>1</sup> Yang Ke<sup>1</sup> Zheng Ziqiao<sup>1,2</sup>

(1 School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083)

(2 The Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Changsha 410083)

**Abstract** Mechanical properties and microstructures of FSW joint of C24S-T8 Al-Li alloy were investigated. The strength coefficient of the joint welded with optimized technical parameters reached 82%. During the tensile process, plastic deformation and fracture were concentrated in the weld. The nugget zone possessed fine recrystallized equiaxed grains with an average size of about 2.3  $\mu\text{m}$ , most grain boundaries were of high angle larger than 15°. The grains of the thermomechanically affected zone underwent deflection and deformation during the welding process. The strengthening precipitates of C24S-T8 Al-Li alloy consisted of  $T_1$  ( $\text{Al}_2\text{CuLi}$ ),  $\theta'$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) and  $S'$  ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ). In the thermomechanically affected zone and nugget zone, these precipitates were completely dissolved, leading to the decrease in hardness.

**Key words** Al-Li alloy, Friction stir welding (FSW), Welding strength coefficient, Microstructure

### 0 引言

铝锂合金的研究和开发至今已有 80 多年历史。20 世纪 90 年代, 发展了一系列具有一定特殊优势的第三代铝锂合金, 如美欧开发的 2195、2196、2050、2197、2297、2099 铝锂合金, 俄罗斯开发的 1460、1464、1469 铝锂合金等。第三代铝锂合金的性能不仅优于第二代铝锂合金, 也明显优于航空航天使用的一些传统铝合金。第三代铝锂合金具有以下特点: 密度小、模量高, 良好的强度-韧性平衡, 耐损伤性能优

良, 各向异性小, 热稳定性好, 耐腐蚀, 加工成形性好。其中尤以低各向异性铝锂合金和高强可焊铝锂合金最引人注目。由于综合性能提高, 第三代铝锂合金在航空及航天工业上已经获得广泛应用。

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很多问题, 包括焊接气孔、焊接热裂纹和接头弱化, 这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—搅拌摩擦焊技术

收稿日期: 2013-03-28

作者简介: 李劲风, 1971 年出生, 博士, 教授, 主要从事铝锂合金及金属腐蚀与防护研究。E-mail: lijinfeng@csu.edu.cn

(FSW)<sup>[1-2]</sup>, 现已应用于铝合金<sup>[2-3]</sup>、铜合金<sup>[4-5]</sup>、镁合金<sup>[6-8]</sup>、钛合金<sup>[9-11]</sup>、钢铁<sup>[12-15]</sup>以及异种材料之间的焊接<sup>[14,16-22]</sup>。与传统熔焊方法(如氩弧焊)相比, 搅拌摩擦焊无飞溅、烟尘, 不需要焊丝和保护性的气体, 接头没有气孔、裂纹<sup>[23]</sup>。铝锂合金采用搅拌摩擦焊时, 由于焊接温度较低, 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, 接头残余应力低, 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, 接头强度 340~440 MPa, 接头强度系数 69%~85.5%<sup>[24-27]</sup>。因此, 搅拌摩擦焊为铝锂合金在航空、航天领域的广泛应用提供了一种强有力的手段<sup>[28]</sup>。

本文研究了美国铝业公司开发的一种实验性铝锂合金 C24S-T8 搅拌摩擦焊接接头的力学性能, 并研究了接头析出相及晶粒组织。

## 1 实验

材料为厚度 2 mm 的 C24S-T8 铝锂合金板材。焊接时采用同步水冷, 优化焊接工艺参数后, 研究采用优化工艺参数进行焊接的搅拌摩擦焊接头性能和微观组织。

焊接完成后进行 X 射线检测。焊接接头室温放置一个月后, 在 MTK1000A 显微硬度计上进行焊接接头处显微硬度测试。接头拉伸性能采用 MTS810 万能试验机进行测试, 试样从垂直于焊接方向取样, 保证焊核区在试样中部, 拉伸速率为 0.02 mm/s。

采用 Sirion 200 场发射扫描电镜(SEM)进行拉伸断口形貌观察。另外, 将焊接接头处进行打磨、抛光后采用该型号 SEM 对焊接接头晶粒组织进行 EBSD 观察, 根据取向成像图(OIM)进行接头处晶粒组织分析。抛光时先进行机械抛光, 而后采用电解抛光以消除试样表面应力的影响, 抛光液为硝酸甲醇溶液。

采用 TecnaiG220 透射电子显微镜(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 1/4 硝酸和 3/4 甲醇混合溶液(体积分数)。

## 2 结果与讨论

### 2.1 焊接接头力学性能

图 1 为采用优化工艺参数焊接的 C24S-T8 铝锂合金搅拌摩擦焊接接头宏观形貌及 X 射线探伤照片。焊接接头致密, 没有孔洞。图 2 所示为焊缝横截面低倍组织照片, 依此可将焊接后的组织分为基材(BM)、热影响区(HAZ)、热机影响区(TMAZ)和焊核区(NZ)。焊核区呈盆状, 前进侧和后退侧形状不对称。焊缝中观察不到典型的“洋葱环”组织及孔洞等缺陷。

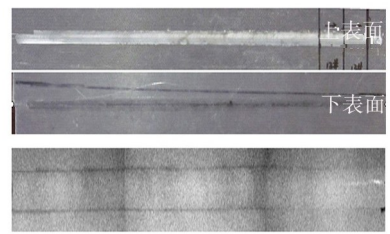


图 1 C24S-T8 铝锂合金搅拌摩擦焊接头照片

Fig. 1 Friction stir welding joint photos of Al-Li alloy C24S-T8

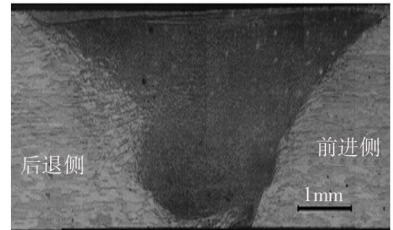


图 2 搅拌摩擦焊接头低倍组织

Fig. 2 Friction stir welding joint metallography with low magnification

图 3 为距离焊缝表面以下 0.85 mm 处的显微硬度分布曲线, 呈典型的 W 型曲线。从基材到热影响区, 硬度下降; 达到一个极小值后, 随着靠近热机影响区和焊核区, 显微硬度又略有上升。BM 区域硬度值最大, 硬度值在 160 HV 左右; NZ 和 TMAZ 的边界处硬度值最小, 在 120 HV 左右; NZ 硬度值在 130 HV 左右; 从焊核区到基材, HAZ 的硬度值逐渐上升。

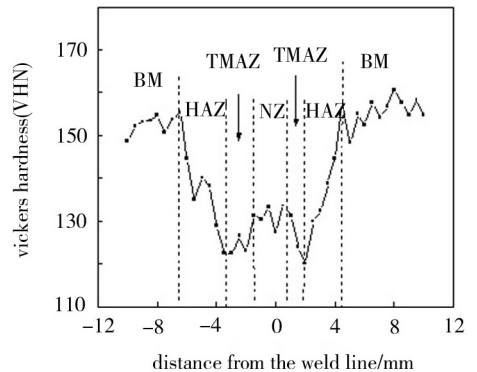


图 3 焊缝表面以下 0.85 mm 处硬度曲线

Fig. 3 Micro-hardness curve 0.85 mm below the weld surface

表 1 C24S-T8 铝锂合金搅拌摩擦焊接头强度及强度系数

Tab. 1 Friction stir welding joint strength and strength coefficient of Al-Li alloy C24S-T8

材料	抗拉强度/MPa	延伸率/%	接头强度系数/%
基材	532	12.6	
焊接件	435	4.8	81.7

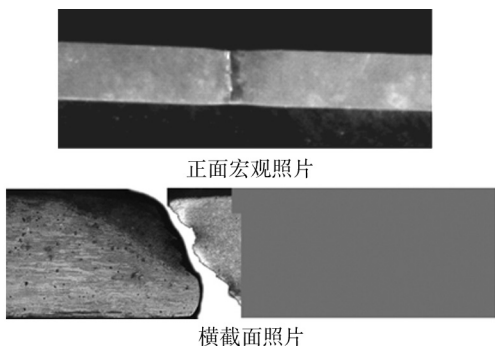
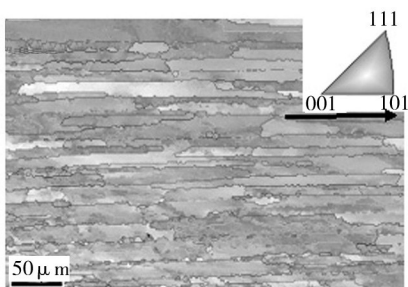


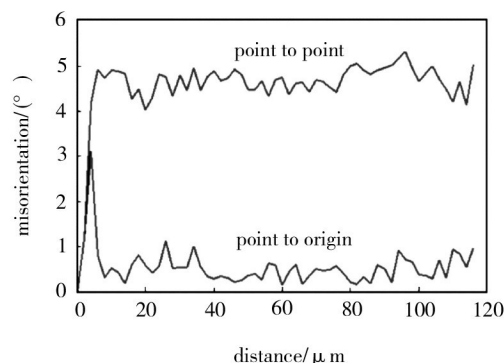
图4 C24S-T8 铝锂合金搅拌摩擦焊接头  
拉伸断裂部位照片

Fig.4 Tensile fracture location of the friction stir welding joint  
of Al-Li alloy C24S-T8

与 C24S-T8 铝锂合金基材的拉伸性能 ( $\sigma_b = 532$  MPa,  $\sigma_{0.2} = 475$  MPa,  $\delta = 12.5\%$ ) 相比, 搅拌摩擦焊接头的抗拉强度、屈服强度和延伸率都低于基材, 接头强度系数约 82% (表 1), 高于普通熔化焊接头强度系数。值得注意的是拉伸断裂的位置处于前进侧的热机影响区和焊核区的边界处 (图 4)。同时, 拉伸时



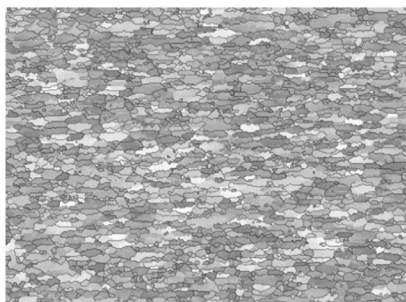
(a) OIM 晶粒取向图



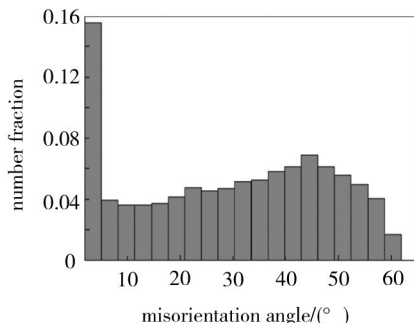
(b) 取向差线分析图 [沿图(a)中箭头方向]

图5 C24S-T8 铝锂合金基材 EBSD 晶粒组织

Fig.5 EBSD grain morphology of C24S-T8 Al-Li alloy substrate



(a) OIM 晶粒取向图



(b) 晶界取向差分布

图6 焊缝横截面焊核区(轴肩附近)EBSD 晶粒组织

Fig.6 EBSD grain morphology of nugget zone area near shaft shoulder

图 7 为前进侧焊核下部 EBSD 晶粒组织。晶粒为等轴状的再结晶晶粒, 平均尺寸约  $2.2 \mu\text{m}$  [图 7

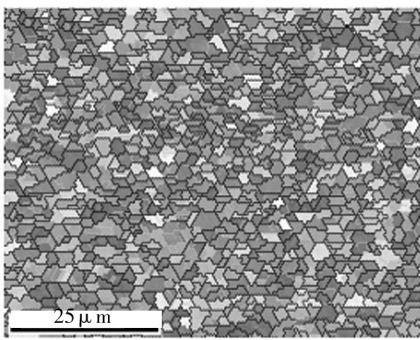
塑性变形主要集中在焊核区, 焊核区可见明显缩颈。需要说明的是, 拉伸试样垂直于焊接方向取样, 焊核区在试样中部, 而焊缝的抗拉强度小于基材的屈服强度, 塑性变形只发生于焊缝处, 而沿试样长度方向焊缝尺寸远小于基材尺寸, 因此焊缝的延伸率应远大于表 1 所示延伸率 (4.8%), 也应该大于 C24S-T8 铝锂合金基材的。

## 2.2 晶粒组织

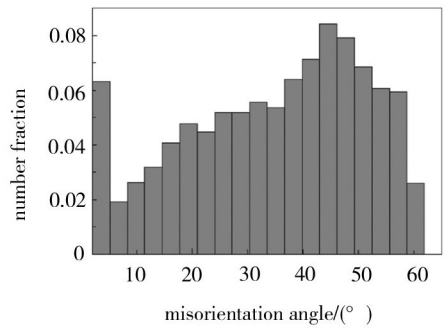
图 5 所示为 C24S-T8 铝锂合金基材的 EBSD 晶粒组织照片, 基材内是沿轧制方向被拉长的晶粒组织 [图 5(a)]。由于合金中  $\text{Al}_3\text{Zr}$  粒子阻碍晶界迁移, 再结晶程度较小。同时, 晶粒内部取向差分布均匀 [图 5(b)]。

图 6 所示为焊核区内横截面轴肩部位 EBSD 晶粒组织及晶界取向差分布。晶粒为细小的扁平状再结晶晶粒, 晶粒尺寸范围  $0.5 \sim 6 \mu\text{m}$ , 平均晶粒的尺寸约  $2.3 \mu\text{m}$  [图 6(a)]。轴肩附近晶粒在再结晶过程中受到轴肩向下压力, 晶粒呈扁平状。晶界主要是大于  $15^\circ$  的大角度晶界, 约占了 75% [图 6(b)]。

(a)]; 另外, 大于  $15^\circ$  的大角度晶界约占 86% [图 7 (b)]。



(a) OIM 晶粒取向图



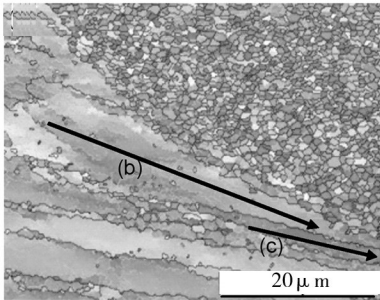
(b) 晶界取向差分布

图7 靠近前进侧焊核下部晶粒组织

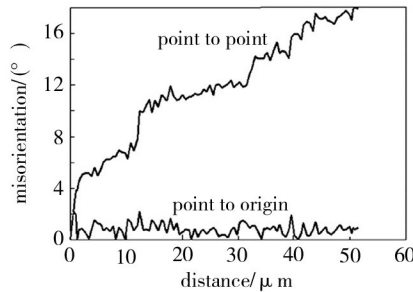
Fig.7 Grain morphology of the lower part of the weld nugget zone in the advancing side

图8~图9分别为前进侧和后退侧热机影响区EBSD晶粒组织。热机影响区内晶粒发生扭曲变形,长条型晶粒朝焊核边界方向逐渐变窄,同时朝焊缝底部偏转;另外还可以观察到热机影响区的变形晶粒晶界附近及部分晶粒内有细小的再结晶晶粒形核。在紧临焊核的变形晶粒内部做取向差线分析,可以发现当取向差分析线朝焊核区靠近时,在这些晶粒内部的

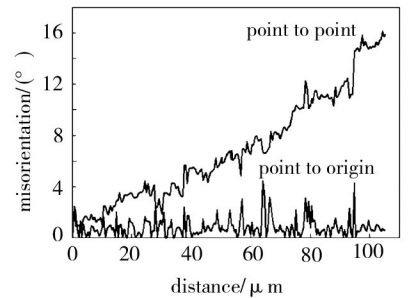
取向差逐渐增大[图8(b)、(c),图9(b)],这与R. W. Fonda等<sup>[29]</sup>的报道相似。热机影响区晶粒内[图8(b)、(c),图9(b)]和基材晶粒内[图5(b)]取向差线分布的分析表明,基材晶粒内取向差分布均匀,而热机影响区取向差逐渐变化,这说明经历了搅拌摩擦焊的剧烈变形后,热机影响区内单个晶粒内部取向发生了转动。



(a) OIM 晶粒取向图



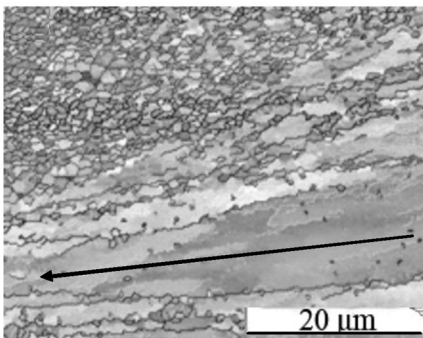
(b) 晶界取向差分布



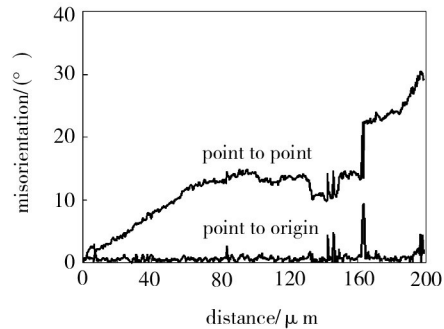
(c) 取向差线分布图

图8 前进侧热机影响区EBSD晶粒组织

Fig.8 EBSD grain morphology of the thermomechanically affected zone in the advancing side



(a) OIM 晶粒取向图



(b) 晶界取向差分布

图9 后退侧热机影响区EBSD晶粒组织

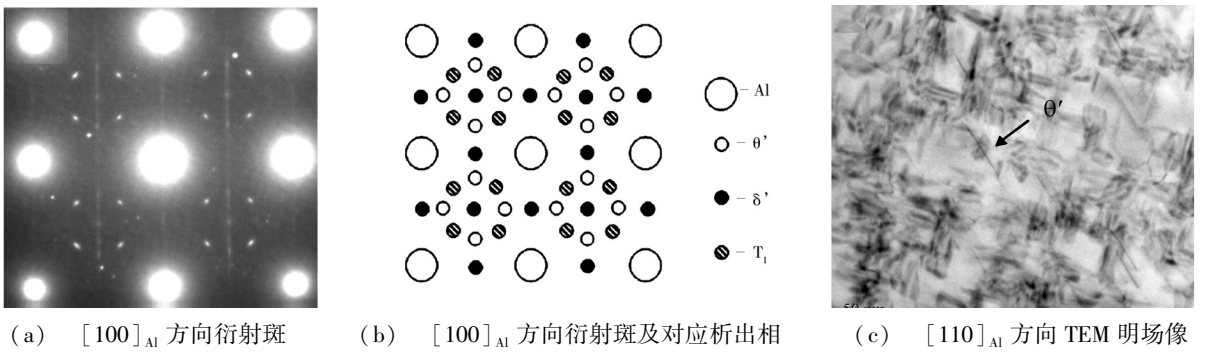
Fig.9 EBSD grain morphology of the thermomechanically affected zone in the retreating side

### 2.3 接头 TEM 微观组织

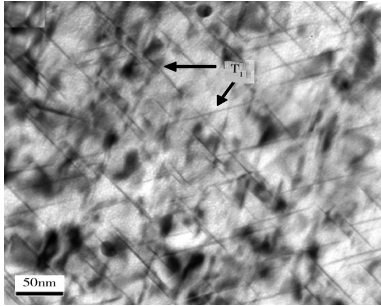
图10所示为C24S-T8铝锂合金基材衍射斑及TEM微观组织照片。图10(a)、(b)为沿 $[001]_{Al}$ 方向的衍射斑照片及其可能对应析出相示意图,表明C24S-T8铝锂合金主要强化相为T1( $Al_2CuLi$ )相,并含有少量 $\theta'$ ( $Al_2Cu$ )相。模糊的超点阵斑点表明了

$Li_2$ 沉淀相的存在,可能是 $\delta'$ 相( $Al_3Li$ )或 $\beta'$ 相( $Al_3Zr$ )或两者皆有,但是很难区分它们。图10(c)、(d)分别为沿 $[100]_{Al}$ 及 $[110]_{Al}$ 方向的TEM明场像,可以明显观察到合金中大量的T1相和少量 $\theta'$ 相。图10(e)为沿 $[112]_{Al}$ 方向的TEM暗场像,可以观察到T1相和另外一种强化相S'( $Al_2CuMg$ )相的存在。

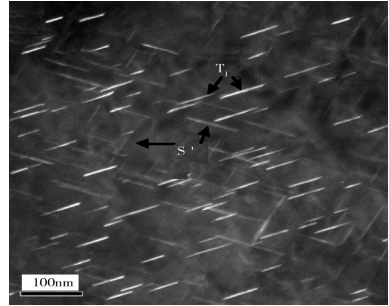




(a)  $[100]_{Al}$  方向衍射斑 (b)  $[100]_{Al}$  方向衍射斑及对应析出相 (c)  $[110]_{Al}$  方向 TEM 明场像



(d)  $[110]_{Al}$  方向 TEM 明场像

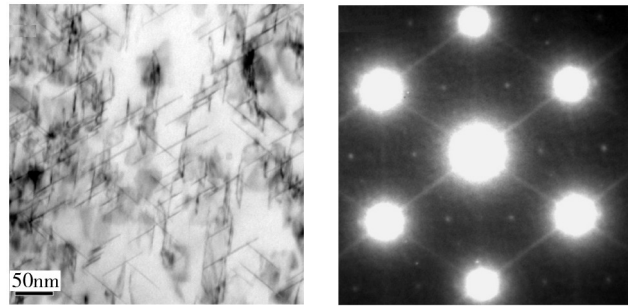


(e)  $[112]_{Al}$  方向的 TEM 暗场像

图 10 C24S-T8 铝锂合金基材的 TEM 照片

Fig. 10 TEM photographs of the C24S-T8 Al-Li alloy substrate

在热影响区内,主要强化相  $T_1$  相和  $\theta'$  相仍存在,如图 11(a)。热影响区的硬度值低于基材的原因可能是由于经历了复杂的沉淀相溶解、粗化现象。

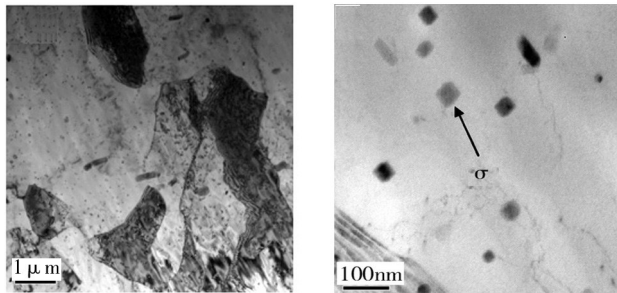


(a)  $[110]_{Al}$  方向明场像 (b)  $[110]_{Al}$  方向衍射斑

图 11 热影响区 TEM 照片

Fig. 11 TEM photographs of the heat-affected zone

图 12 为热机影响区的 TEM 照片。热机影响区内发生部分再结晶[图 12(a)],表明焊接过程中引入的应变和温度使热机影响区内发生了动态再结晶。

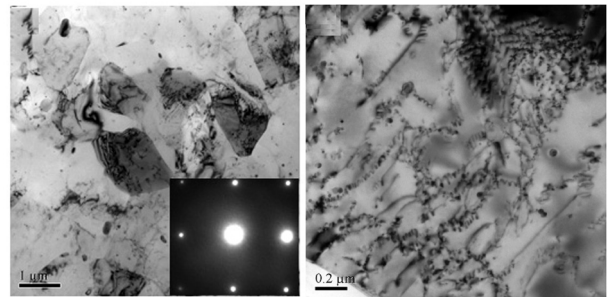


(a) (b)

图 12 热机影响区 TEM 明场像照片

Fig. 12 TEM bright field images of thermomechanically affected zone

从焊核区辐射的热量足够高,已导致热机影响区内  $T_1$  相、 $\theta'$  相和  $S'$  相完全溶解,造成硬度下降。另外,在热机影响区内可观察到少量的立方相[图 12(b)],这种相与  $\sigma$  相 ( $Al_5Cu_6Mg_2$ ) 相似;可能因为热机影响区的温度足够高,而  $T_1$  相和  $S'$  相溶解提供  $\sigma$  相析出所需的 Cu 和 Mg 原子,从而在焊接过程中发生  $\sigma$  相的沉淀长大。图 13 为焊核区 TEM 照片。



(a) 晶粒结构及衍射斑 (b) 位错

图 13 焊核区 TEM 明场像照片

Fig. 13 TEM bright field images of the nugget zone

焊核区具有细小等轴再结晶晶粒的典型特征[图 13(a)],同时焊核区晶粒内具有比基材晶粒更加密集的位错[图 13(b)]。根据  $[110]_{Al}$  方向衍射斑照片[图 13(a)],焊核区内没有观察到  $T_1$  相和  $\theta'$  相的斑点和芒线,表明塑性变形和高温已使得这些沉淀相溶解,从而导致焊核区的硬度下降。

### 3 结论

(1)通过工艺参数的优化,可获得无孔洞缺陷、焊缝质量优异的搅拌摩擦焊接头,接头强度系数可达到 82%。

(2) 拉伸时塑性变形及断裂发生于焊缝处, 焊缝断裂为穿晶型韧性断裂, 断口韧窝尺寸细小。

(3) C24S-T8 铝锂合金基材强化相包括  $T_1$  相 ( $Al_2CuLi$ )、 $\theta'$  相 ( $Al_2Cu$ ) 和  $S'$  相 ( $Al_2CuMg$ ); 搅拌摩擦产生的高温使热机影响区及焊核区  $T_1$  相、 $\theta'$  相和  $S'$  相完全溶解, 导致其硬度降低。

(4) 基材晶粒为薄饼状, 沿轧制方向拉长; 焊核区是细小等轴的再结晶晶粒, 晶粒的平均尺寸约  $2.3 \mu m$ , 大部分晶界是大于  $15^\circ$  的大角度晶界; 热机影响区在经历搅拌摩擦焊的剧烈变形时晶粒发生了偏转和变形。

### 参考文献

[1] 傅志红, 黄明辉, 周鹏展, 等. 搅拌摩擦焊及其研究现状[J]. 焊接, 2002(11): 6-10

[2] Mishra R, Ma Z. Friction stir welding and processing [J]. Materials Science & Engineering R, 2005, 50(1/2): 1-78

[3] Miles M, Nelson T, Decker B. Formability and strength of friction-stir-welded aluminum sheets [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2004, 35(11): 3461-3468

[4] Lee W B, Jung S B. The joint properties of copper by friction stir welding[J]. Materials Letters, 2004, 58(6): 1041-1046

[5] Sakhthivel T, Mukhopadhyay J. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded copper[J]. Journal of Materials Science, 2007, 42(19): 8126-8129

[6] Esparza J, Davis W, Trillo E, et al. Friction-stir welding of magnesium alloy AZ31B[J]. Journal of Materials Science Letters, 2002, 21(12): 917-920

[7] Xie G, Ma Z, Geng L, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of friction stir welded Mg-Zn-Y-Zr alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 471(1/2): 63-68

[8] Lee W B, Lee C Y, Kim M K, et al. Jung. Microstructures and wear property of friction stir welded AZ91 Mg/SiC particle reinforced composite [J]. Composites Science and Technology, 2006, 66(11/12): 1513-1520

[9] Lee W B, Lee C Y, Chang W S, et al. Jung. Microstructural investigation of friction stir welded pure titanium [J]. Materials Letters, 2005, 59(26): 3315-3318

[10] Zhang Y, Sato Y S, Kokawa H, et al. Microstructural characteristics and mechanical properties of Ti-6Al-4V friction stir welds [J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 485(1/2): 448-455

[11] Mironov S, Zhang Y, Sato Y, et al. Development of grain structure in [beta]-phase field during friction stir welding of Ti-6Al-4V alloy [J]. Scripta Materialia, 2008, 59(1): 27-30

[12] Thomas W, Threadgill P, Nicholas E. Feasibility of friction stir welding steel [J]. Science and Technology of Welding & Joining, 1999, 4(6): 365-372

[13] Fujii H, Cui L, Tsuji N, et al. Friction stir welding of carbon steels [J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 429(1/2): 50-57

[14] Watanabe T, Takayama H, Yanagisawa A. Joining of a-

luminum alloy to steel by friction stir welding [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 178(1-3): 342-349

[15] Bhadeshia H, DebRoy T. Critical assessment: friction stir welding of steels [J]. Science and Technology of Welding & Joining, 2009, 14(3): 193-196

[16] Nandan R, DebRoy T, Bhadeshia H. Recent advances in friction-stir welding-process, weldment structure and properties [J]. Progress in Materials Science, 2008, 53(6): 980-1023

[17] Shigematsu I, Kwon Y J, Suzuki K, et al. Joining of 5083 and 6061 aluminum alloys by friction stir welding [J]. Journal of Materials Science Letters, 2003, 22(5): 353-356

[18] Song S W, Kim B C, Yoon T J, et al. effect of welding parameters on weld formation and mechanical properties in dissimilar Al alloy joints by FSW [J]. Materials Transactions, 2010, 51(7): 1319-1325

[19] Lee W, Yeon Y, Jung S. The mechanical properties related to the dominant microstructure in the weld zone of dissimilar formed Al alloy joints by friction stir welding [J]. Journal of Materials Science, 2003, 38(20): 4183-4191

[20] Sato Y S, Park S H C, Michiuchi M, et al. Constitutional liquation during dissimilar friction stir welding of Al and Mg alloys [J]. Scripta Materialia, 2004, 50(9): 1233-1236

[21] Murr L, Li Y, Flores R, et al. Intercalation vortices and related microstructural features in the friction-stir welding of dissimilar metals [J]. Materials Research Innovations, 1998, 2(3): 150-163

[22] Murr L. A review of FSW research on dissimilar metal and alloy systems [J]. Journal of materials engineering and performance, 2010, 19(8): 1071-1089

[23] Threadgill A J L P L, Shercliff H R, Withers P J. Friction stir welding of aluminum alloys [J]. International Materials Reviews, 2009, 54(2): 49-93

[24] Shukla A, Baeslack W. Study of process/structure/property relationships in friction stir welded thin sheet Al & # 8211; Cu & # 8211; Li alloy [J]. Science and Technology of Welding & Joining, 2009, 14(4): 376-387

[25] Rao J, Payton E J, Somsen C, et al. 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

[26] Potter D M, Takeshita J A, Holguin M J. Friction stir welded thin wall cryogenic tank skins [C]. AIP Conference Proceedings, 2007: 736-741

[27] Lertora 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

[28] Loftus Z, Arbogast W, Hartley P. Friction stir weld tooling development for application on the 2195 Al-Ci-Cu space transportation system external tank [J]. ASM International, Trends in Welding Research (USA), 1999: 580-584

[29] Fonda R, Bingert J. Precipitation and grain refinement in a 2195 Al friction stir weld [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37(12): 3593-3604

(编辑 李洪泉)