

## 2060 合金 FSW 接头微观组织与力学性能

孙景峰<sup>1</sup>, 郑子樵<sup>1</sup>, 林毅<sup>1</sup>, 贺地求<sup>2</sup>, 李红萍<sup>3</sup>, 吴秋萍<sup>3</sup>

- (1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;
2. 中南大学 机电工程学院, 长沙 410083;
3. 上海飞机设计研究院, 上海 200232)

**摘要:** 利用金相显微镜、显微硬度测试、拉伸性能测试、扫描电镜、透射电镜等手段对 2060-T8 合金搅拌摩擦焊(FSW)接头的微观组织和力学性能进行研究。结果表明: 焊接头的抗拉强度为 441 MPa, 屈服强度为 320 MPa, 伸长率为 6.9%, 但焊接强度系数达到 82.9%; 经过搅拌摩擦焊, 母材的组织类型以及强度发生了变化, 由黄铜织构变为高斯织构且强度变弱; 热影响区  $T_1$  相( $Al_2CuLi$ )部分发生了溶解, 析出了  $\delta'$ 相( $Al_3Li$ ), 热机影响区内  $T_1$  相大部分溶解,  $S'$ 相( $Al_2CuMg$ )发生了粗化, 焊核区析出相全部溶解。

**关键词:** 铝锂合金; 搅拌摩擦焊; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG115.5

文献标志码: A

## Microstructures and mechanical properties of 2060 alloy FSW joint

SUN Jing-feng<sup>1</sup>, ZHENG Zi-qiao<sup>1</sup>, LIN Yi<sup>1</sup>, HE Di-qiu<sup>2</sup>, LI Hong-ping<sup>3</sup>, WU Qiu-ping<sup>3</sup>

- (1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;
2. School of Mechanical and Electrical Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;
3. Shanghai Aircraft and Research Institute, Shanghai 200232, China)

**Abstract:** The 2060-T8 FSW joint was studied by means of metallographic microscope, microhardness test, tensile test, SEM and TEM on the microstructure and mechanical properties. The results show that the tensile strength is 441 MPa, the yield strength is 320 MPa and the elongation is 6.9%. But the joint strength coefficient is 82.9%. The texture type and intensity of base material change after FSW, and the texture type changes from Bass texture to Gauss texture and the intensity decreases.  $T_1$  precipitates partly dissolve and  $\delta'$  precipitates are found in heat affected zone (HAZ). More  $T_1$  precipitates dissolve and  $S'$  precipitates are coarsen in thermo mechanically affected zone (TMAZ). The precipitates absolutely dissolve in nugget zone (NZ).

**Key words:** Al-Li alloys; friction stir weld; microstructure; mechanical property

搅拌摩擦焊(Friction stir weld, 简称 FSW)是由英国焊接研究所 TWI 于 1991 年研发的, 具有高效节能、环境友好优点的一种固态连接技术。经过 20 多年的发展, 搅拌摩擦焊技术已日趋完善并广泛应用到航空航天、汽车、船舶等行业<sup>[1-3]</sup>。目前 Boeing、Airbus、Bombardier、NASA 等企业和研究机构已购买了此项

技术, 采用搅拌摩擦焊制造的焊接件取代传统铆接结构件, 并将其应用于飞机、航天器的制造, 达到减轻量化的效果, 节约了成本, 减少了能耗。

2060 铝锂合金是 2011 年 4 月在美国铝业协会注册的可替代传统 2x24 系列合金的新一代铝锂合金, 具有中等强度、低裂纹扩展速率、高耐腐蚀性、低密度、

各向异性小的特点, 主要应用于飞机机身和下翼蒙皮制造<sup>[4]</sup>。铝锂合金属于沉淀强化合金<sup>[5]</sup>, 采用传统的熔焊工艺焊接时, 由于焊接温度高, 接头软化严重, 难以获得高强度接头, 通常需通过焊后热处理工艺提高接头的强度。采用搅拌摩擦焊工艺连接铝锂合金, 焊接温度低, 材料不发生熔化, 避免了合金中 Li 元素的挥发损失, 接头内不易形成脆性相和热裂纹, 接头残余应力低, 强度系数高。目前, 国内外已有很多学者对多种铝锂合金, 如 2050<sup>[6]</sup>、2095<sup>[7]</sup>、2195<sup>[8-10]</sup>、2198<sup>[11]</sup>、2199<sup>[12-13]</sup>、8090<sup>[14]</sup>和 2A97<sup>[15]</sup>等的搅拌摩擦焊工艺、微观组织演变及力学性能进行了研究, 但是还没有针对 2060 铝锂合金搅拌摩擦焊方面的研究报道。因此, 对 2060 铝锂合金搅拌摩擦焊的微观组织和性能进行研究, 有利于进一步拓展 2060 铝锂合金的应用以及搅拌摩擦焊技术的优化, 为国产大飞机构件选用更优良的结构材料和制造工艺提供参考。

## 1 实验

实验材料是由国外某公司提供的工业规格 2 mm 厚 2060-T8 态合金板材, 焊接在中南大学机电学院自主研制的搅拌摩擦焊机上进行, 焊接方向平行于轧向, 焊接的相关工艺参数如表 1 所列。

利用 Keller 试剂对焊区横截面进行腐蚀, 在 Leica EC3 金相显微镜上观察焊区晶粒形貌。显微硬度测试在 MTK1000A 显微硬度计上进行, 负荷为 1.96 N, 加载时间为 15 s。在 MTS858 万能试验机上进行拉伸试验, 拉伸试样垂直于焊接方向。焊区横截面在直流电

表 1 搅拌摩擦焊的工艺参数

Table 1 Parameters of friction stir weld

Shoulder diameter/mm	Pin diameter/mm	Revolving speed/(r·min <sup>-1</sup> )	Weld speed/(mm·min <sup>-1</sup> )
9	1.7	1200	120

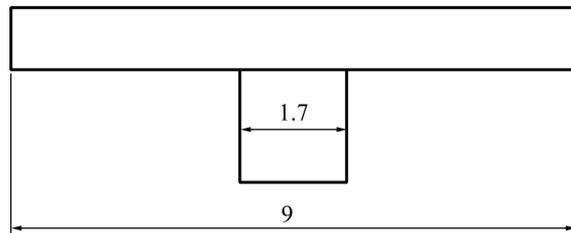


图 1 焊接头的形状尺寸

Fig. 1 Geometry and dimensions of welding tool (Unit: mm)

压 20 V 下的 25%硝酸+75%甲醇溶液(体积分数)中电解抛光 10 s, 并在 Sirion 200 场发射扫描电镜进行 EBSD 观察, 加速电压为 25 kV。在 Tecnai G<sup>2</sup>20 透射电镜下观察焊接接头不同区域的微观组织, 加速电压为 200 kV。

## 2 结果与讨论

### 2.1 2060-T8 合金搅拌摩擦焊焊区的晶粒组织

图 2 所示为焊区横截面的显微形貌以及不同区域的晶粒组织的光学显微照片。整个焊区的晶粒组织呈不对称分布, 前进侧的焊核区与热机影响区的边界明显, 而后退侧焊核区到热机影响区的过渡很平缓, 而

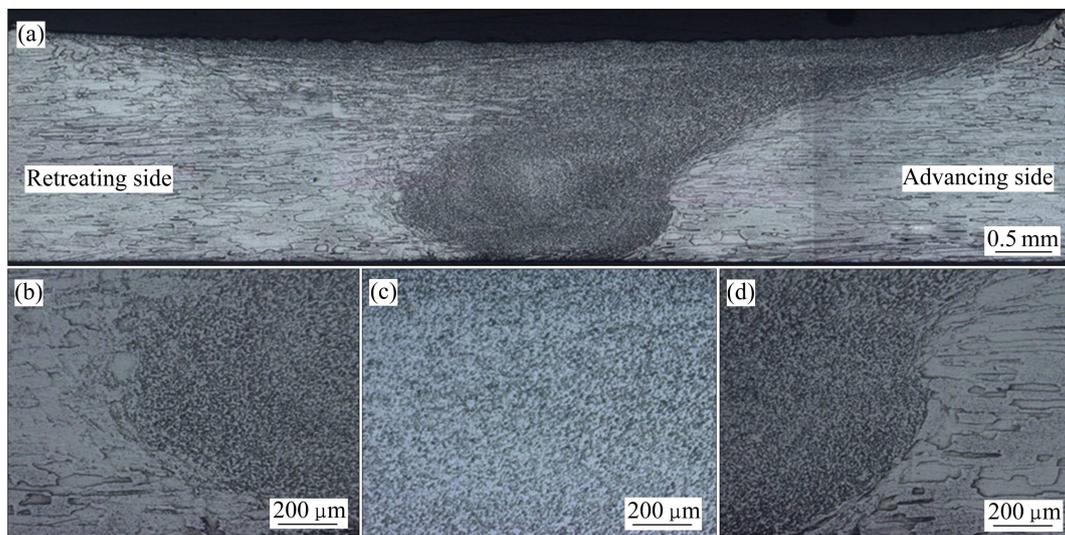


图 2 焊区横截面的显微形貌以及不同区域的晶粒组织的光学显微照片

Fig. 2 Optical micrographs of weld cross-section(a) and grains of recreating side(b), nugget zone(c) and advancing side(d)

且上半部的组织延伸进焊核区。母材是轧制态的薄饼状晶粒,沿轧制方向拉长。热影响区只受到热循环的作用,晶粒组织和母材的相同,没有发生明显变化。热机影响区既受机械作用又受热循环作用,发生了部分再结晶,同时晶粒发生了偏转,前进侧热机影响区的晶粒略向下偏转,而后退侧的热机影响区的晶粒略向上偏转。由于焊核区受到焊针的剧烈搅拌作用并经历了轴肩与材料摩擦产生的热量造成的热循环作用,发生了动态再结晶,晶粒组织是细小等轴的再结晶晶粒。

图3~5所示分别为前进侧热机影响区、焊核区和后退侧热机影响区的EBSD图像及晶界取向分布图。焊核区内是细小等轴的再结晶晶粒,晶粒尺寸范围为1~10  $\mu\text{m}$ ,平均晶粒尺寸为6.4  $\mu\text{m}$ 。前进侧热机影响

区内小于15°的小角度晶界约占80.70%,后退侧热机影响区内小于15°的小角度晶界约占80.62%,焊核区内小于15°的小角度晶界约占62.28%。焊核区内发生了动态再结晶,减少了小角度晶界的比例。

## 2.2 2060-T8合金搅拌摩擦焊焊区组织分析

图6所示分别为前进侧热影响区、焊核区和后退侧热影响区的极图。从织构强度上来看,后退侧热影响区的织构强度最大,强度为12.558,前进侧热机影响区次之,强度为5.852,焊核区最小,强度为4.922;从织构类型来看,前进侧的织构类型比较复杂,不能确定织构类型,焊核区的织构主要是(111)[11 $\bar{2}$ ]的高斯织构,而后退侧热机影响区的织构主要是(110)[1 $\bar{1}$ 2]

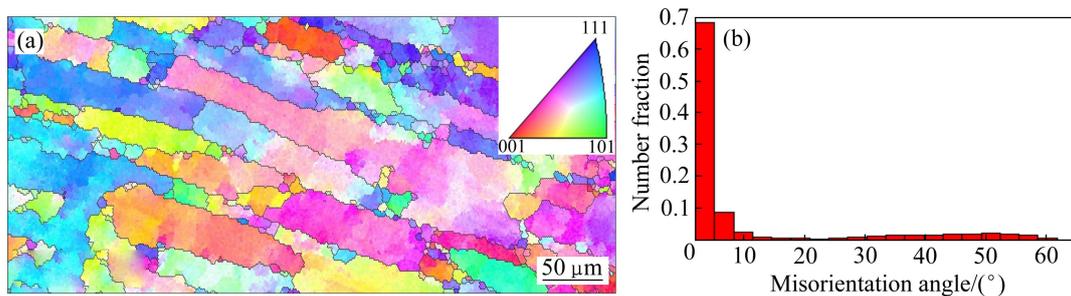


图3 前进侧热机影响区(TMAZ)的晶粒取向图及晶界取向差分布

Fig. 3 EBSD graph (a) and boundary misorientation (b) of TMAZ in advancing side

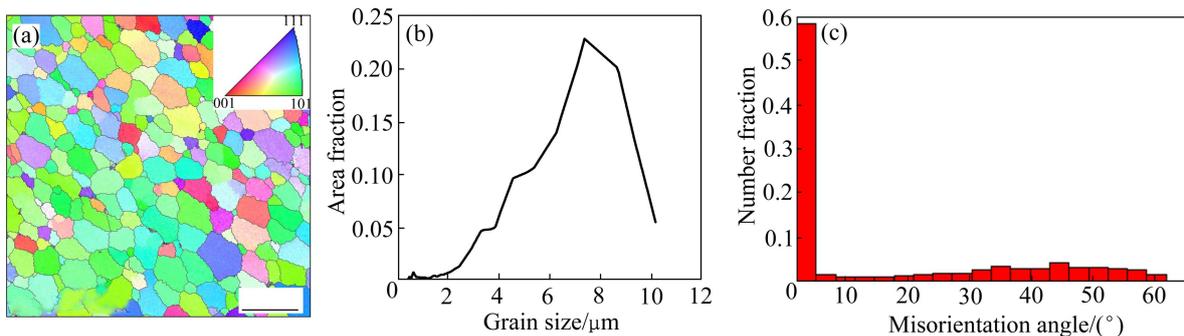


图4 焊核区(NZ)的晶粒取向图、晶粒尺寸及晶界取向差分布

Fig. 4 EBSD graph (a), grain size distribution (b) and boundary misorientation (c) of NZ

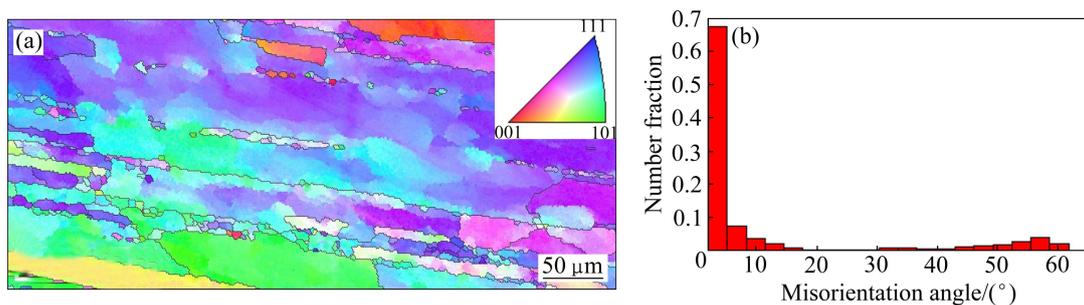


图5 后退侧热机影响区(TMAZ)的晶粒取向图及晶界取向差分布

Fig. 5 EBSD graph (a) and boundary misorientation (b) of TMAZ in retreating side

的黄铜织构, 与母材织构类型相同。

母材是 2 mm 厚的轧制板材, 织构类型是 (110)[1 $\bar{1}$ 2] 的黄铜织构。FSW 过程中经历了剧烈的机械作用和热循环作用, 会导致织构发生变化<sup>[16-17]</sup>, 体现在极图上是强度、织构类型的变化。搅拌摩擦焊类似于热挤压过程, 会引入不同程度的剪切应变, 包括与搅拌头旋转造成的与搅拌头相切的剪切应变、搅拌头行进造成的与焊接方向平行的剪切应变和轴肩对焊件摩擦造成的与焊接方向平行的剪切应变<sup>[3, 18]</sup>。后退侧热机影响区受到剪切变形的作用比较弱, 晶粒仅发生了很小角度的偏转(见图 5), 织构类型没有发生改变, 仍为轧制产生的(110)[1 $\bar{1}$ 2] 的黄铜织构。焊核区与后退侧热机影响区相比, 织构类型是(111)[11 $\bar{2}$ ] 的高斯织构。焊核区经历了剧烈的剪切变形, 织构类型属于剪切织构。但同时焊核区又在剪切变形和高温的作用下发生了动态再结晶, 降低了织构强度。在前进侧的热机影响区内, 晶粒即受到剪切应变的作用但又不足以完全改变织构类型, 晶粒组织偏转很大(见图 3),

织构类型介于剪切织构和轧制织构之间。此外, 前进侧热机影响区也发生了部分再结晶, 影响了织构强度。

### 2.3 2060-T8 合金搅拌摩擦焊焊区 2D 硬度分布

图 7 所示为焊区横截面的显微硬度分布。沿着垂直焊接方向的直线上, 硬度分布大致呈 W 型。母材的硬度值最高, 大约 160HV 左右。在焊核区内, 上半区的硬度值高于下半区, 上半区的硬度值为 130HV~140HV, 下半区硬度值为 120 HV~130HV。从焊区轴线到轴肩直径对应区域硬度值到达最小, 最低的在 120HV 以下。再向外到热影响区直到母材区域, 硬度值逐渐升高, 但是高于焊核区且低于母材的硬度值。从底部到顶部, 硬度值低于 130HV 的蓝色区域逐渐变小。

焊区硬度值的差异与不同区域发生的沉淀相析出、溶解过程和显微组织变化有关。热影响区只受到热循环作用, 类似于材料达到了过时效状态, 越远离焊区轴线, 温度越低, 受热循环影响时间越短。STEUWER 等<sup>[12]</sup>认为 W 型硬度曲线是由于焊后的自然

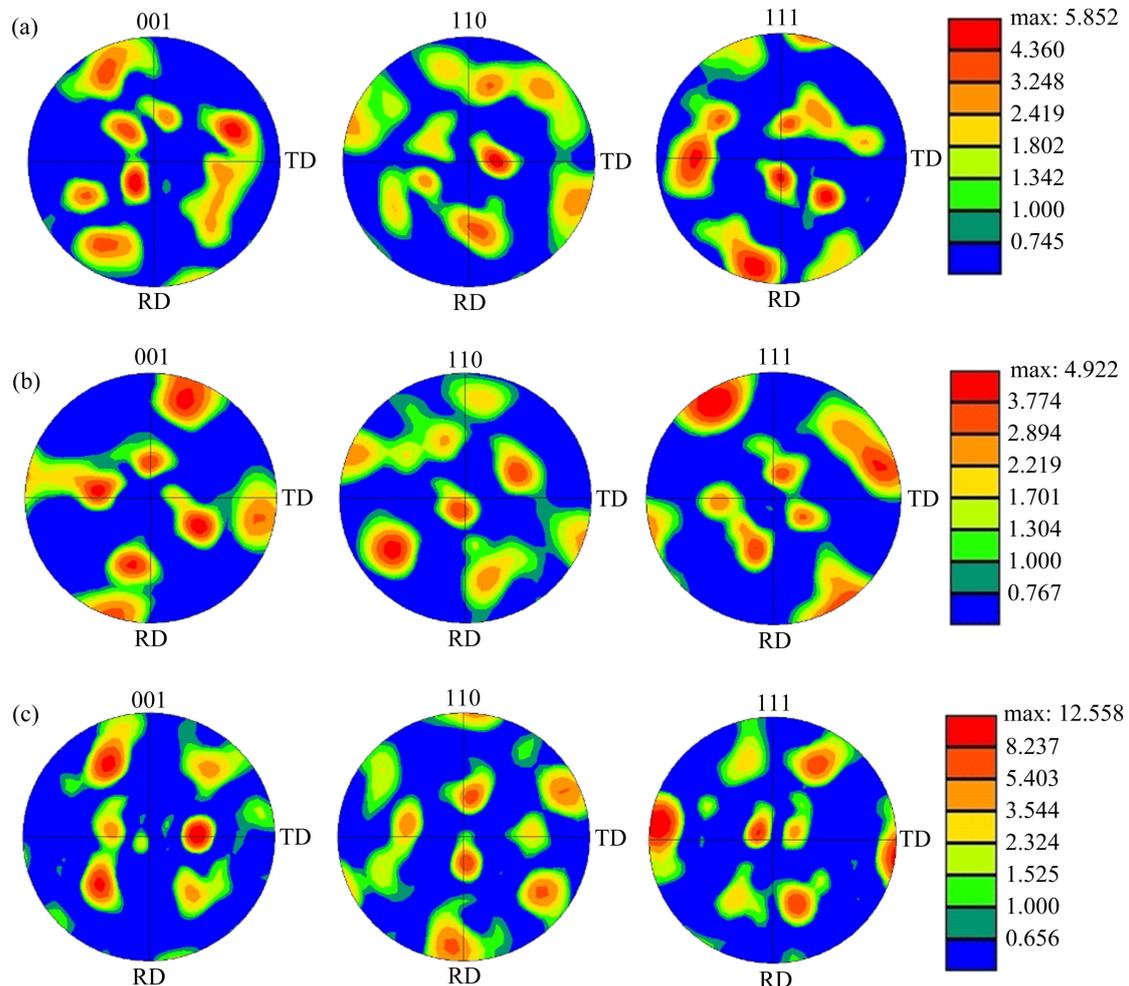


图 6 2060-T8 合金搅拌摩擦焊焊区不同区域的极图

Fig. 6 Pole figures of different zones in weld: (a) TMAZ in advancing side; (b) NZ; (c) TMAZ in retreating side

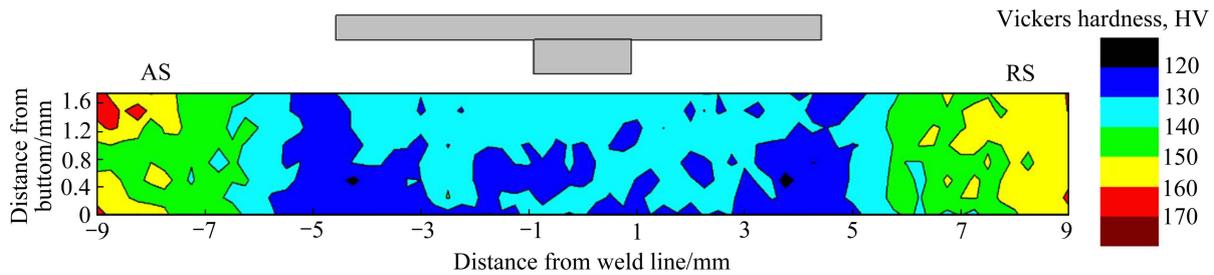


图7 焊区横截面的2D硬度分布

Fig. 7 2D-Microhardness distribution on cross-section

时效导致焊核区的硬度发生少量回复。板材的厚度只有 2 mm，厚度方向上的温度梯度很小；从底部到顶部轴肩与板材之间摩擦作用影响力增强，晶粒细化的区域增大，导致了底部硬度下降的蓝色区域增大。

#### 2.4 2060-T8 合金母材与搅拌摩擦焊接头力学性能对比

表2所示是AA2060-T8合金母材与接头的拉伸性能对比。接头强度系数是焊接接头拉伸试样的抗拉强度与母材抗拉强度的比值，接头的接头强度系数达到了82.9%。值得注意的是，由于焊接接头的抗拉强度比母材的屈服强度低，所以当接头拉伸试样拉断时，母材的部分没有发生塑性变形，塑性变形几乎全部集中在接头区域。在这样的情况下仍利用测量均质材料伸长率的方法测量接头拉伸试样的伸长率导致了测量值的大幅下降。在剧烈剪切应变和高温作用下，焊核区发生了动态再结晶，晶粒是细小等轴的再结晶晶粒，塑性应该变好。

表2 2060-T8合金母材的力学性能与焊接头的力学性能

Table 2 Mechanical properties of 2060-T8 BM and weld joint

Sample No.	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation, $\delta$ /%	Strength coefficient/%
AA2060-BM	475	532	12.5	-
AA2060-FSW	320	441	6.9	82.9

#### 2.5 2060-T8合金搅拌摩擦焊焊区不同区域的TEM像

图8(a)和(b)所示为母材的TEM像及相应的电子衍射花样，母材内存在的主要析出相为 $T_1$ 相( $Al_2CuLi$ )和 $S'$ 相( $Al_2CuMg$ )。

图8(c)和(d)所示，在热影响区内， $T_1$ 相发生了部分溶解，析出了少量 $\delta'$ 相( $Al_3Li$ )。 $T_1$ 相的部分溶解造

成了热影响区的硬度值低于母材的。 $T_1$ 相的部分溶解为 $\delta'$ 相析出提供了Li原子。

图8(e)和(f)所示，热机影响区内， $T_1$ 相大部分溶解，少量 $\delta'$ 相析出， $S'$ 相发生粗化。在这个区域的硬度值的下降可能是沉淀相溶解及粗化造成的。 $T_1$ 相的大量溶解为 $S'$ 相的粗化提供了Cu原子。

在焊核区内，衍射花样证实了焊核区内没有发现 $T_1$ 相和 $S'$ 相的斑点和芒线，明场像内也没观察到 $T_1$ 相和 $S'$ 相的存在(见图8(g)和(h))，表明塑性变形和高温的作用使得这些沉淀相完全溶解。此外，在焊核区晶粒内观察到了位错的存在。焊核区硬度和强度的下降都与 $T_1$ 相和 $S'$ 相的溶解有关。对于时效强化合金，析出相的强化作用高于细晶强化作用。虽然焊核区发生了动态再结晶，形成细小等轴再结晶晶粒，具有细晶强化作用，但不足以弥补析出相溶解带来的硬度和强度的下降。

### 3 结论

1) 2060-T8合金母材的金相组织是典型的变形组织，搅拌摩擦接头焊核区发生动态再结晶，是细小等轴的再结晶晶粒，热机影响区晶粒发生偏转且发生部分再结晶，热影响区的晶粒组织与母材相同。

2) 母材的组织为(110)[ $\bar{1}12$ ]黄铜织构，焊核区变为(111)[ $11\bar{2}$ ]高斯织构，织构强度也降低。而在后退侧热机影响区织构类型与母材的相同。前进侧热机影响区的织构类型介于两者之间。

3) 沿焊区横截面显微硬度分布呈W型，母材硬度最高，在热影响区和热机影响区之间硬度降低，到焊区中心硬度又略有升高。

4) 接头的抗拉强度为441 MPa、屈服强度为320 MPa，伸长率为6.9%，焊接头的接头强度系数达到了82.9%。拉伸试样断裂位置在焊核区靠近后退侧的

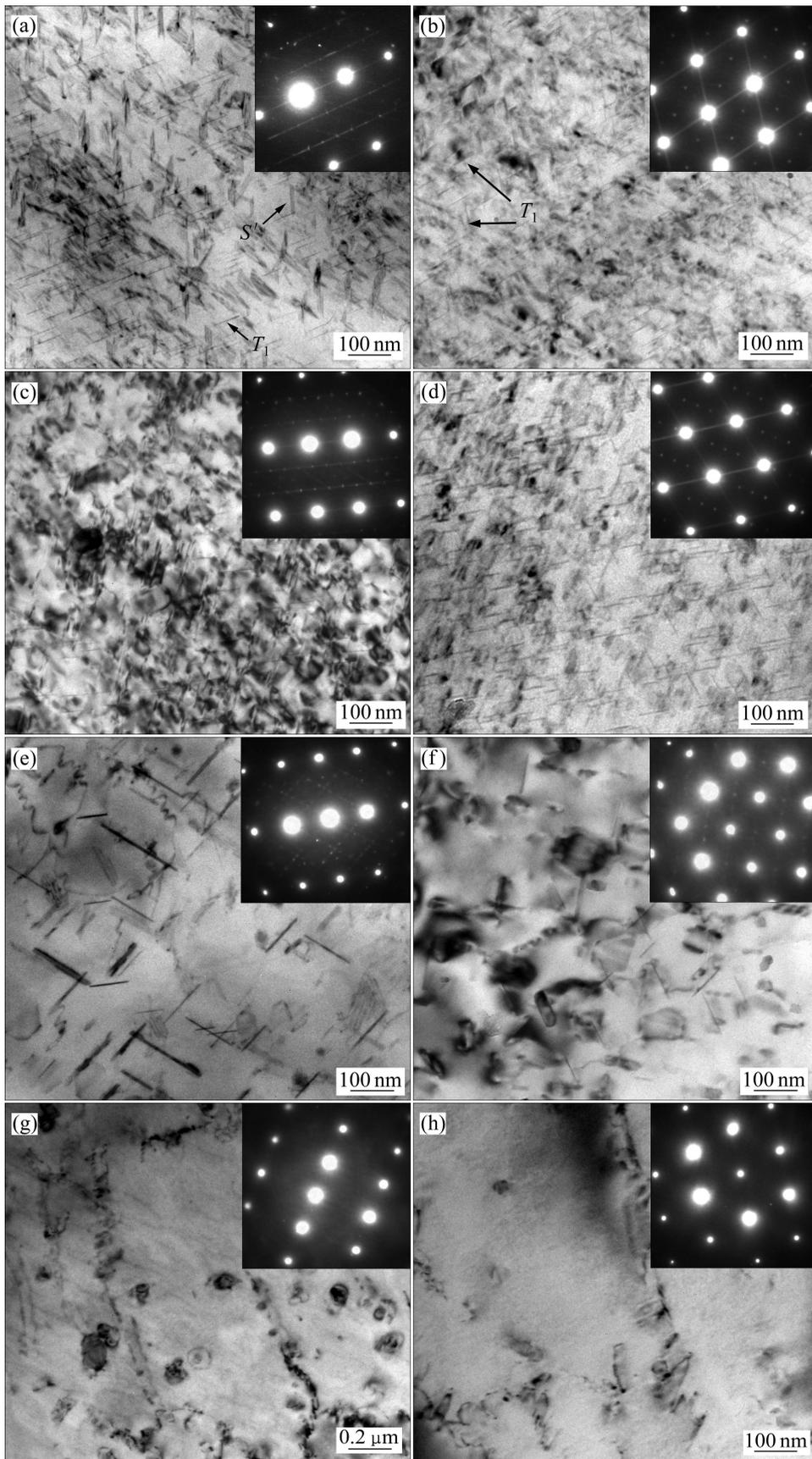


图 8 2060-T8 搅拌摩擦焊区不同区域的 TEM 像及衍射斑

Fig. 8 [112] and [110] TEM BFs and corresponding SADPs: (a), (b) Base material; (c), (d) HAZ; (e), (f) TMAZ; (g), (h) NZ

位置。

5) 母材析出相主要是  $T_1$  相和  $S'$  相; 热影响区  $T_1$  相部分发生了溶解, 析出了  $\delta'$  相; 热机影响区,  $T_1$  相大部分溶解了, 析出了  $\delta'$  相,  $S'$  相发生了粗化; 焊核区析出相全部溶解。

## REFERENCES

- [1] MISHRA R S, MA Z Y. Friction stir welding and processing[J]. *Material Science and Engineering R*, 2005, 50: 1-78.
- [2] 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.
- [3] KRISHNAN K N. On the formation of on ion rings in friction stir welds[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2002, 327: 246-251.
- [4] KARABIN L M, BRAY G H, RIOJA R J, VENEMA G. Al-Li-Cu-Mg-(Ag) products for lower wing skin applications[C]// 13th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA13), 2012.
- [5] 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*, 2012, 21(10): 2337-2351.
- 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*, 2012, 21(10): 2337-2351.
- [6] POUGET G, REYNOLDS A P. Residual stress and microstructure effects on fatigue crack growth in AA2050 friction stir welds[J]. *International Journal of Fatigue*, 2008, 30: 463-472.
- [7] SALEM H G. Friction stir weld evolution of dynamically recrystallized AA 2095 weldments[J]. *Scripta Materialia*, 2003, 49: 1103-1110.
- [8] SHUKLA A, BAESLACK III W. Study of microstructural evolution in friction-stir welded thin-sheet Al-Cu-Li alloy using transmission-electron microscopy[J]. *Scripta Materialia*, 2007, 56 (6): 513-516.
- [9] SCHNEIDER J, NUNES A, CHEN P, STEELE G. TEM study of the FSW nugget in AA2195-T81[J]. *Journal of Materials Science*, 2005, 40(16): 4341-4345.
- [10] 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.
- [11] CAVALIERE P, CABIBBO M, PANELLA F, SQUILLACE A. 2198 Al-Li plates joined by friction stir welding: Mechanical and microstructural behavior[J]. *Materials & Design*, 2009, 30(9): 3622-3631.
- [12] STEUWER A, DUMONT M, ALTENKIRCH J, BIROSCA S, DESCHAMPS A, PRANGNELL P B, WITHERS P J. A combined approach to microstructure mapping of an Al-Li AA2199 friction stir weld[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59: 3002-3011.
- [13] ALTENKIRCH J, STEUWER A, WITHERS J. Process-microstructure-property correlation in Al-Li AA2199 friction stir welds[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2010, 15(6): 522-527.
- [14] LERTORA E, GAMBARO C. AA8090 Al-Li alloy FSW parameters to minimize defects and increase fatigue life[J]. *Int J Mater Form*, 2010, 3(1): 1003-1006.
- [15] 蔡彪, 郑子樵, 孙景峰, 廖忠全, 钟申, 贺地求. 2A97 铝锂合金搅拌摩擦焊缝的微观组织特征[J]. *粉末冶金材料科学与工程*, 2012, 17(2): 147-152.
- CAI Biao, ZHENG Zi-qiao, SUN Jing-feng, LIAO Zhong-quan, ZHONG Shen, HE Di-qiu. Microstructural characteristics of joint line of friction stir welding of 2A97 Al-Li alloy[J]. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*, 2012, 17(2): 147-152.
- [16] FONDA R W, KNIPLING K E. Texture development in friction stir welds[K]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2011, 16(4): 288-294.
- [17] PRANGNELL P B, HEASON C P. Grain structure formation during friction stir welding observed by the 'stop action technique'[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53: 3179-3192.
- [18] SATO Y S, KOKAWA H, IKEDA K. Microtexture in the friction-stir weld of an aluminum alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, 32: 941-948.

(编辑 何学锋)