

焊接参数对 AlCuLi 合金搅拌摩擦焊接头 微观结构和力学性能的影响 *

王东¹⁾ 董春林²⁾ 肖伯律¹⁾ 高崇²⁾ 何淼²⁾ 栾国红²⁾ 马宗义¹⁾

1) 中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家(联合)实验室, 沈阳 110016

2) 中航工业北京航空制造工程研究所, 北京 100024

摘要 在不同的搅拌头转速及焊接速度下, 对 2 mm 厚 AlCuLi 合金进行了搅拌摩擦焊接。结果表明, 焊核区由细小等轴再结晶晶粒组成。随搅拌头转速增加, 晶粒尺寸逐渐增加; 随焊接速度增加, 晶粒尺寸略有减小。TEM 分析表明, 焊核区的析出相大部分溶解, 在随后的冷却过程中形成粗大的析出相, 而在热影响区析出大量的粗大平衡相。在较低的焊接速度(80 mm/min)下, 接头在热影响区的硬度最低点发生断裂, 随搅拌头转速增加, 接头强度逐渐升高, 最高可达母材的 87%, 延伸率约为 10%。而在较高的焊接速度(200 mm/min)下, 搅拌头转速较低时, 焊核区材料流动不充分, 样品在焊核处发生断裂, 强度较低, SEM 分析表明, 断口出现材料流动不充分导致的缺陷; 随搅拌头转速增加, 断口处缺陷明显减少, 对强度影响不显著, 接头强度可达母材的 84%。

关键词 搅拌摩擦焊, Al-Li 合金, 力学性能, 显微组织, 再结晶

中图法分类号 TG146.2

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2012)09-1109-07

EFFECT OF WELDING PARAMETERS ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF FRICTION STIR WELDED AlCuLi ALLOY JOINTS

WANG Dong¹⁾, DONG Chunlin²⁾, XIAO Bolü¹⁾, GAO Cong²⁾, HE Miao²⁾, LUAN Guohong²⁾, MA Zongyi¹⁾

1) Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

2) AVIC Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute, Beijing 100024

Correspondent: MA Zongyi, professor, Tel: (024)83978908, Fax: (024)83978908, E-mail: zyma@imr.ac.cn

Supported by GAD Pre-research Foundation of China (No.9140A18050109HK55)

Manuscript received 2012-03-31, in revised form 2012-05-23

ABSTRACT Friction stir welding (FSW) of a novel AlCuLi alloy was conducted to investigate the effect of welding parameters on the microstructure and mechanical properties of the joints. The fine and equiaxed dynamically recrystallized grains were observed in the nugget zone (NZ). As the rotation rate increased, the size of the grains in the NZ increased. However, with increasing the welding speed, the size of the grains in the NZ decreased slightly. TEM analyses indicated that most of the precipitates in the NZ dissolved into the matrix during FSW and some coarse precipitates formed during subsequent cooling process. Moreover, many coarse precipitates were observed in the heat affected zone (HAZ) due to the FSW thermal cycle. At a low welding speed of 80 mm/min, the ultimate tensile strength of the joints increased as the rotation rate increased, and could reach up to 442 MPa which was 87% of that of the base metal. All of the joints failed in the lowest hardness zone of the HAZ. At a high welding speed of 200 mm/min, some defects resulting from insufficient material flow were observed on the fracture surfaces. At a low rotation rate, the joints failed along the defects in the NZ and exhibited a low strength. As the rotation rate increased, the size and number of the defects decreased. Therefore,

* 总装预研基金资助项目 9140A18050109HK55

收到初稿日期: 2012-03-31, 收到修改稿日期: 2012-05-23

作者简介: 王东, 男, 1980 年生, 助理研究员, 硕士

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2012.00163

the effect of the defects on the strength of the joints was significantly reduced, and a joint efficiency of 84% was obtained.

KEY WORDS friction stir welding, Al-Li alloy, mechanical property, microstructure, recrystallization

Al-Li 合金具有低密度、高强度、高弹性模量、优良的超低温性能及良好的抗蚀性等优点, 是一种综合性能好、具有巨大开发潜力的轻质合金, 被认为是 21 世纪制造航空航天飞行器的理想结构材料。自上世纪 20 年代初德国开始研制 Al-Li 合金起, 至今已发展了 3 代 Al-Li 合金, 并成功开发出一系列具有高强度、低密度、高损伤容限的 Al-Li 合金, 广泛应用于航空航天、兵器制造等领域^[1,2]。

Al-Li 合金焊接技术的发展是实现其大规模工业应用的前提条件之一。研究者们尝试了用不同的方法焊接 Al-Li 合金, 如钨极气体保护焊、熔化极气体保护焊、电子束焊、激光焊、变极性等离子弧焊等。但这些方法在焊接过程中存在以下问题: (1) Li 在高温下易蒸发, 导致合金元素的损失; (2) Li 与 H₂O 和 CO₂ 反应, 易形成焊接气孔; (3) Al-Li 合金凝固温度区间较宽, 且连接温度较高, 在接头冷却过程中易形成凝固裂纹和液化裂纹。如何实现 Al-Li 合金高质量的焊接成为制约 Al-Li 合金应用发展的瓶颈^[3]。

搅拌摩擦焊 (FSW) 是一种连续的、纯机械的新型固态焊接技术, 通过高速旋转搅拌头与待焊工件接缝处摩擦产生温升使材料软化, 接缝两侧材料在搅拌头带动下产生剧烈塑性流变和混合, 同时搅拌头沿接缝移动形成均匀致密的焊缝, 由此形成的焊缝具有锻态组织特点^[4-6]。采用 FSW 连接 Al-Li 合金, 可避免液相出现而导致的 Li 挥发损失, 焊后接头无气孔、无裂纹、残余应力小、接头性能好。此外, FSW 适合于焊接尺寸较大的工件, 因此, FSW 是实现 Al-Li 合金工业化焊接生产的一种理想选择, 成为目前的研究热点^[7-11]。

目前, Al-Li 合金的 FSW 研究主要集中在第 3 代 Al-Li 合金, 结果^[7-13]表明, FSW 接头的抗拉强度可达到母材的 65% 以上, 并且不同的焊接工艺对接头的微观组织影响显著, 进而对接头性能产生影响。Salem 等^[12]探讨了不同工艺参数下 2095 合金 FSW 接头的位错分布形态, 发现在较快的焊接速度 (250 mm/min) 下, 在焊核中观察到动态回复早期的位错缠结现象; 而在较低的焊接速度 (190 mm/min) 下, 在焊核中观察到动态回复中期由位错攀移引起的亚晶及位错胞。Fonda 和 Bingert^[13]研究了 25 mm 厚的 2195 合金 FSW 接头, 发现在热影响区 T₁(Al₂CuLi) 及 δ'(Al₃Li) 相的粗化降低了接头强度, 为母材的 70%, 同时, 焊接工艺参数对接头的力学性能也有明显的影响。Jolu 等^[11]对 3.1 mm 厚的 2198 合金在较高焊接速度 (450 mm/min) 下进行了 FSW, 结果

在焊核中观察到未焊合的原始对接面, 但这一焊接缺陷对接头的拉伸性能没有明显影响, 但略微降低接头的疲劳性能。

AlLiS4 是美国铝业公司开发的一种新型 Al-Li 合金, 由于其具有较低的密度、更高的损伤容限以及良好的抗腐蚀性能, 是制造飞机的新型重要材料。目前关于 AlLiS4 合金的 FSW 还没有报道。本研究尝试采用不同的搅拌头转速及焊接速度对 AlLiS4 进行 FSW, 探讨焊接工艺参数对接头组织和性能的影响, 为实现 AlLiS4 高质量焊接提供参考。

1 实验方法

实验所用原材料为 2 mm 厚的 AlLiS4-T8 合金板材, 化学成分 (质量分数, %) 为 Al-3.56Cu-0.72Li-0.72Mg-0.3Zn-0.3Mn。采用直径为 10 mm 的轴肩及直径为 3 mm 的搅拌针沿板材轧制方向进行焊接。高速旋转搅拌头的转速为 600, 800 和 1000 r/min, 焊接速度为 80 和 200 mm/min, 样品分别记为 600-80, 800-80, 1000-80 和 600-200, 800-200, 1000-200。

垂直于焊接方向切取试样, 利用 Keller 试剂进行浸蚀, 采用 Axiovert 200 MAT 金相显微镜 (OM) 观察样品的微观组织。采用 Leco LM 247 AT 显微硬度仪, 在垂直于焊接方向的横截面上, 沿板厚的中线测量接头的硬度分布, 零点为焊缝的中心。采用 Zwick/Roell Z050 拉伸试验机测试接头的拉伸性能, 拉伸试样长度方向垂直焊接方向, 平行段长 40 mm, 宽 10 mm, 厚 2 mm, 拉伸应变速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。使用 Quanta 600 扫描电子显微镜 (SEM) 观察样品的断口形貌。采用 TECNAI G² 20S 透射电镜 (TEM) 观察样品的显微组织, TEM 样品经机械减薄后, 用 30% 硝酸 +70% 甲醇 (体积分数) 电解液在 -30 ℃ 双喷减薄, 电压为 12 V。

2 实验结果与讨论

图 1 为 FSW 接头的典型金相宏观照片。可见, 焊核区呈盆型, 与其它铝合金 FSW 接头相似^[14,15]。所有样品的焊核区没有发现明显的焊接缺陷。图 2a 为母材的

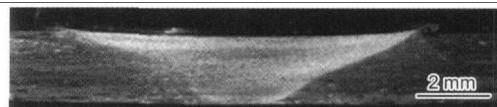


图 1 800-80 样品接头横截面的宏观组织

Fig.1 Cross-sectional macrograph of nugget zone (NZ) of friction stir welding (FSW) AlLiS4 joint at 800-80 sample

OM 像, 呈典型的层状组织, 晶粒尺寸较大, 呈板条状, 与已报道的 Al-Li 合金金相组织相似^[16]。图 2b 为 600-80 样品的 OM 像, 可以看出, 与母材相比, 晶粒明显细化, 并且晶粒由板条状变为等轴状, 其冠状区和洋葱环区的晶粒尺寸基本相同。当搅拌头转速由 600 r/min 升高到 1000 r/min, 由于热输入量增大, 焊核区的晶粒尺寸逐渐增大(图 2b-d)。

图 3 是焊接速度为 200 mm/min 时, 不同搅拌头转速下接头的 OM 像。与 80 mm/min 焊接速度下得到的样品类似, 焊核区仍然由细小的等轴晶组成。由于焊接速度较快, 在相同的转速下, 焊接时的热输入量明显减少, 样品的晶粒尺寸小于 80 mm/min 焊接速度下得到的样品(图 2b-d)。与图 2b-d 所示样品相同, 随搅拌头转速升高, 由于热输入相对增加, 焊核区的晶粒尺寸逐渐增大。

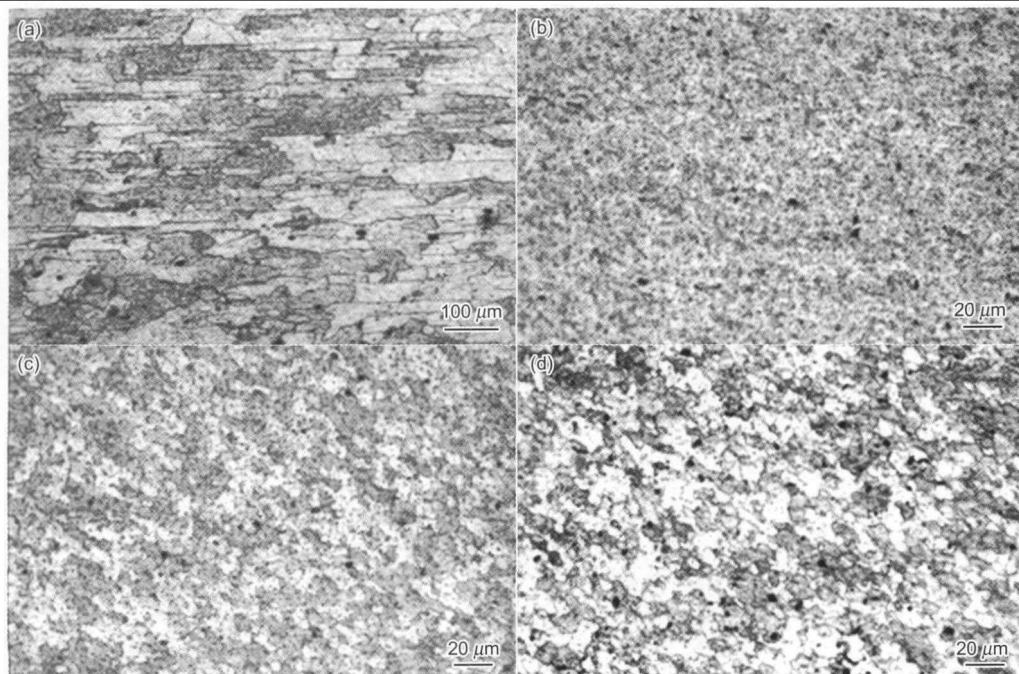


图 2 AlLiS4 母材和焊核区的 OM 像

Fig.2 OM images of base metal (a), and NZ of samples 600-80 (b), 800-80 (c) and 1000-80 (d)

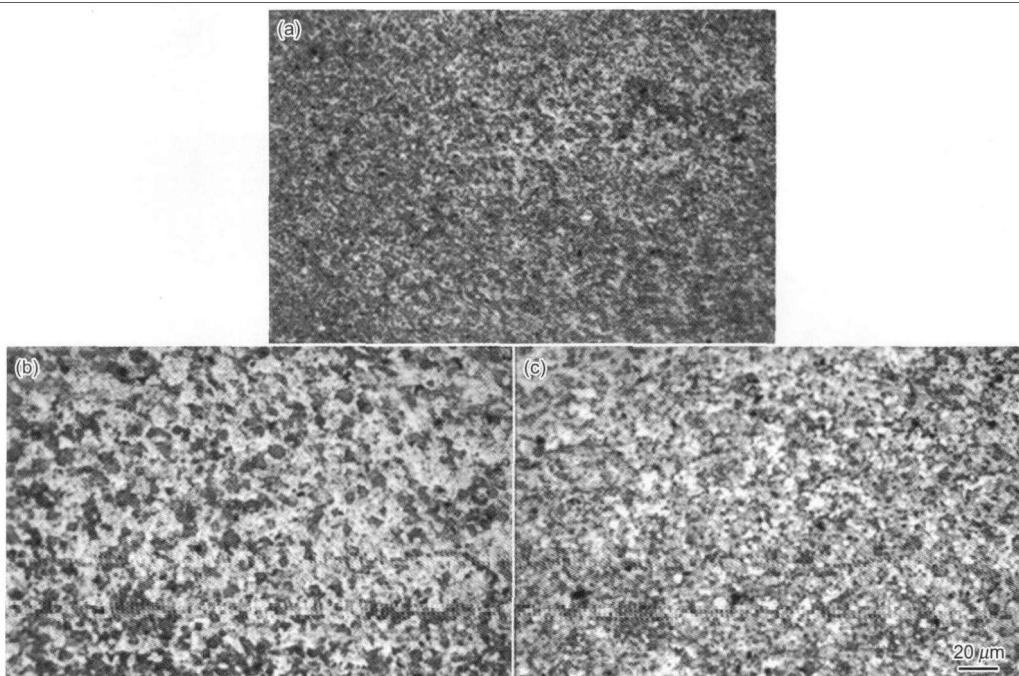


图 3 AlLiS4 接头焊核区的 OM 像

Fig.3 OM images of NZ of samples 600-200 (a), 800-200 (b) and 1000-200 (c)

图 4a 为焊接速度为 80 mm/min 时接头横截面的硬度分布曲线。可见, 与其它可热处理强化铝合金的 FSW 接头相似, 硬度曲线呈 W 型^[17,18]。焊核区的硬度远低于母材, 随距焊核中心的距离增加, 在热影响区存在硬度最低点, 距离进一步增加, 硬度逐渐上升, 当距离达到 11 mm 时, 硬度与母材相当。当转速提高到 800 r/min 时, 焊核区及热影响区的硬度与 600–80 样品相比略有升高, 同时, 热影响区硬度最低点向远离焊核中心的方向移动。图 4b 为焊接速度为 200 mm/min 时接头横截面的硬度分布曲线。可见, 与 80 mm/min 样品相似, 硬度曲线呈 W 型。由于焊接速度较快, 热输入较低, 热影响区硬度最低点向焊核中心移动。同时, 热影响区的范围变窄, 在距焊核中心约 10 mm 处达到母材的硬度。由于焊接速度较快, 热输入量较小, 搅拌头转速对硬度的影响并不显著。当搅拌头转速升高时, 焊核区硬度变化不大。

AlLiS4 合金为可热处理强化铝合金, 其力学性能不仅受晶粒尺寸的影响, 强化相也是决定其力学性能的主要因素。在 Al–Cu–Mg–Li 合金中, Cu, Mg 和 Li 含量不同, 其析出相也有所不同。AlLiS4 是一种新型的 Al–Li 合金, 其 Cu 和 Li 含量较低。研究^[7,19]表明, 在这种 Cu 和

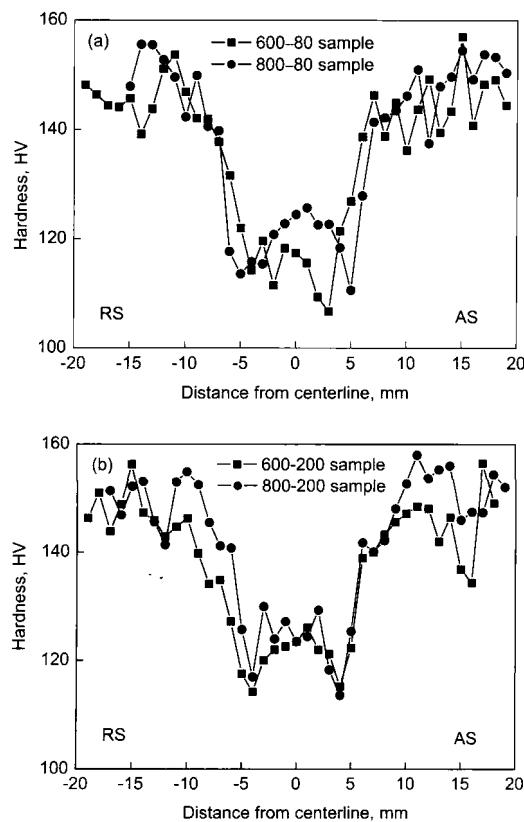


图 4 焊接接头横截面硬度分布曲线

Fig.4 Hardness profiles of FSW AlLiS4 joints on cross sections with welding speeds of 80 mm/min (a) and 200 mm/min (b) (The advancing side (AS) is on the right, the retreating side (RS) is on the left, the zero point is the center of NZ)

Li 含量较低的合金中, 主要强化相为 $T_1(Al_2CuLi)$ 及 $\delta'(Al_3Li)$ 相。图 5a 为母材沿 $\langle 111 \rangle$ 晶带轴的 TEM 像。可见, 在母材中存在一些呈针状的细小析出相, 这与报道的 T_1 相的形貌相同^[19]; 同时还存在一些球形相, 文献[7]表明其为 δ' 相。由选区电子衍射 (SAED) 结果可知, 在 Al 基体的衍射斑点之间存在规则分布的细小衍射斑点, 说明强化相与基体有良好的取向关系, 这有利于提高材料的力学性能。另外, 在母材中还存在大量的位错, 这是在淬火处理过程中产生的。

图 5b 为 800–80 样品焊核区沿 $\langle 211 \rangle$ 晶带轴的

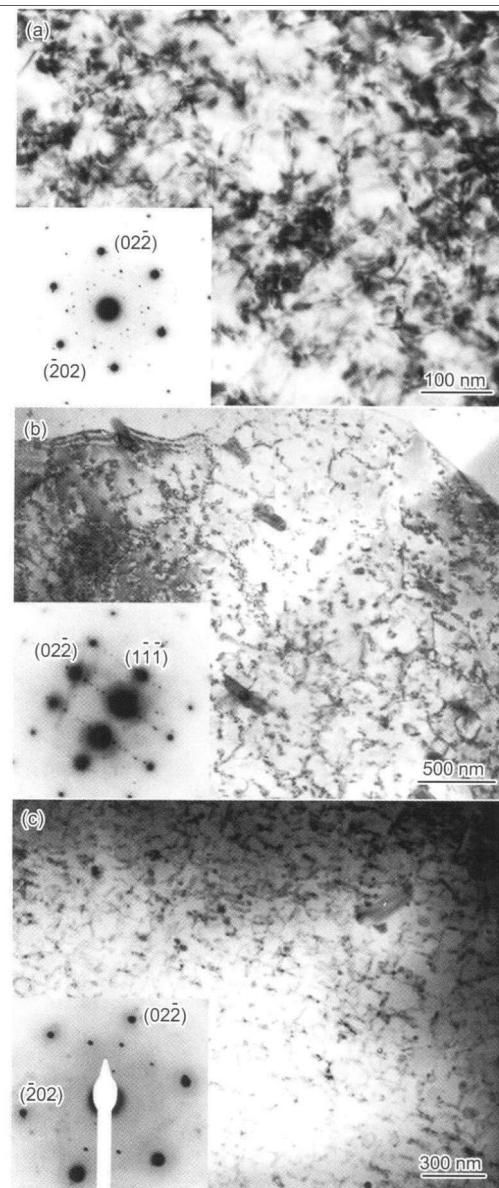


图 5 AlLiS4 母材和 800–80 样品接头的 TEM 像

Fig.5 TEM micrographs showing precipitates of base metal along $\langle 111 \rangle$ zone axes (a), NZ of 800–80 sample along $\langle 211 \rangle$ zone axes (b), and heat affected zone (HAZ) of 800–80 sample along $\langle 111 \rangle$ zone axes (c) (Insets are the selected area electron diffraction patterns)

TEM像。可见,焊核区仍残留较多的位错,这是由于在焊接过程中发生了动态再结晶,与静态再结晶不同,晶粒中仍会残留较多的位错。此外,在焊核区细小的T₁相消失,但出现较多的粗大析出相,EDS分析结果表明,这些析出相为富Cu相。AlLiS4合金中的主要析出相之一为T₁相,几乎没有其它含Cu相,由于Li在EDS中无法显示,因此推断这些富Cu相应为粗化的T₁相。图5b中插图为粗大的析出相与基体的SAED,表明粗大的析出相与基体有良好的取向关系。此外,在焊核区仍存在部分球状δ'相。图5c为800–80样品热影响区硬度最低点区域沿〈111〉晶带轴的TEM像。可观察到大量的粗大条状T₁相,同时还存在较多的球状δ'相,表明该区域在经过焊接热循环后,析出相发生粗化。

由TEM结果可知,母材中的T₁相和δ'相非常细小,并且沿一定的晶体学取向分布,对基体产生明显的强化作用。在FSW过程中,由于搅拌工具的强烈作用,焊核区温度急剧升高。研究^[20]表明,铝合金焊核区的温度可达470℃以上,接近合金的固溶温度;同时搅拌工具带动材料产生剧烈的塑性变形,也会加剧析出相的溶解^[21,22]。因此,在焊核区大量细小析出相溶解到基体中,而在焊后冷却过程中,由于冷速较慢,析出相会迅速析出并长大,形成粗大的平衡相,从而降低焊核区的硬度^[23]。Steuwer等^[7]采用中子衍射测量了2199合金FSW接头各区域晶格的变化,发现在焊核区中大部分合金元素仍固溶在基体中。因此,在本研究中虽然有部分粗大的析出相形成,但可能仍有部分合金元素固溶在基体中。而固溶的合金元素对材料也有一定的固溶强化作用,所以焊核区的硬度并不是最低。另外,由图2可知,与母材相比,焊核区的晶粒明显细化,晶粒尺寸的减小对该区域硬度的提高也有贡献。

在热影响区,材料不发生塑性变形,仅受到热循环的影响,但其峰值温度明显低于焊核区。Cavaliere等^[24]在研究5mm厚2198合金FSW时,发现热影响区温度最高可达250℃。在该温度附近,Al-Li合金中的析出相会大量粗化,从而形成如图5c所示的组织。Steuwer等^[7]在2199合金FSW接头中也发现了类似的现象。析出相的大量粗化使沉淀强化作用削弱,同时基体中固溶元素含量下降使固溶强化作用降低,因此,在热影响区形成硬度最低点。

表1为母材及不同FSW接头的力学性能及断裂位置。可见,当焊接速度为80mm/min时,600–80样品接头强度最低,仅为401MPa,延伸率也较低,仅为7.6%。当搅拌头转速增加到800r/min时,接头的强度明显增加,800–80样品的抗拉强度达到440MPa,为母材强度的86%,延伸率也提高至10.1%。当搅拌头转速进一步增加到1000r/min时,接头的强度与延伸率基本不变。秦国梁等^[25]在2mm厚的6013铝合金的FSW接头中

表1 AlLiS4合金FSW接头的拉伸性能及断裂位置

Table 1 Tensile properties and failure location of FSW Al-LiS4 joints and base metal

Sample	UTS MPa	Elongation %	Joint efficiency %	Fracture location
Base metal	510	16.6	—	—
600–80	401	7.6	79	HAZ
800–80	440	10.1	86	HAZ
1000–80	442	10.1	87	HAZ
600–200	370	4.4	73	NZ
800–200	430	5.9	84	NZ
1000–200	420	6.6	82	NZ

也发现了类似的现象。同时,焊接速度为80mm/min的样品均在热影响区发生断裂,这与图4a所示的热影响区为硬度最低点是一致的。热影响区析出相的明显粗化是导致该区域硬度及接头强度与母材相比明显下降的主要原因。

图6a为母材拉伸断口的SEM像。可见,样品中存在大量的韧窝及撕裂楞,并且存在大量微孔聚集导致的孔洞。由于母材的晶粒组织呈层状分布(图2a),因此,其拉伸断口也呈现层状分布特征,这与文献[26]报道的Al-Li合金的拉伸断口类似。对于600–80样品(图6b),样品在热影响区发生断裂,断口呈现与母材相似的层状结构特征,但与母材不同的是,断口比较光滑,并没有观察到大量的韧窝及撕裂楞,呈剪切断裂特征。而对于800–80样品(图6c),样品也在热影响区发生断裂,断口也呈层状结构特征;但与600–80样品不同,断口处韧窝明显增多,但仍少于母材。由图5c可知,焊接接头的热影响区析出相发生粗化。大量粗大析出相的产生,在降低该区域强度及硬度的同时,也会降低该区域材料的塑性,导致断口塑性断裂特征不明显。另外,由图4可知,800–80,600–200以及800–200样品的硬度曲线相差不大。较薄铝合金板材FSW过程中热量散失较快,焊接参数对板材的温度场分布影响不大,因而对析出相演化的影响不显著^[8,10],使得这些样品的硬度曲线差异很小。而在600–80样品中,接头的硬度及强度均低于800–80样品,并且断口的塑性断裂特征不明显,说明有其它原因影响接头的强度及硬度分布,需要进一步的研究。

由表1可知,当焊接速度为200mm/min时,不同搅拌头转速下获得的接头强度均低于80mm/min下相应转速得到接头的强度,600–200样品的拉伸强度仅为370MPa,当搅拌头转速提高到800r/min,800–200样品的抗拉强度提高到430MPa,但仍低于800–80样品。当搅拌头转速进一步提高至1000r/min,强度又略有降低。另外,焊接速度为200mm/min时得到的样品的延伸率均明显小于焊接速度为80mm/min时得到的样品,并且样品全部在焊核处发生断裂。

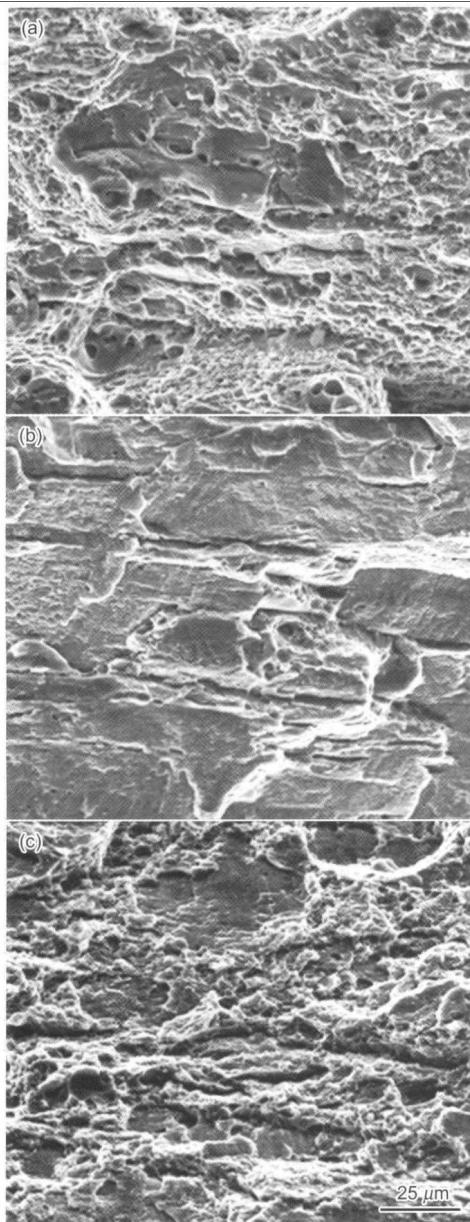


图 6 AlLiS4 母材和焊接接头拉伸断口的 SEM 像

Fig.6 SEM images showing fractographs of base metal (a), and FSW AlLiS4 joints of samples 600-80 (b) and 800-80 (c)

由硬度曲线可知, 600-200 样品的硬度高于 600-80 样品 (图 4), 但强度及延伸率均低于 600-80 样品。由 SEM 分析可知, 600-200 样品断口上部存在裂纹 (图 7a)。裂纹区的放大照片 (图 7b) 表明, 该区域的断口比较光滑, 并且存在材料流动不充分导致的缺陷。这表明焊接时, 由于焊接热输入较低, 材料流动不充分, 没有实现良好的冶金结合。拉伸时, 裂纹在该区域萌生并扩展, 从而导致接头在较低的强度下断裂。当搅拌头转速提高, 在 800-200 样品中 (图 8a) 仍存在裂纹, 但与 600-200 样品相比明显减小。600-200 样品在没有裂纹的区域, 断口处存在较多的韧窝, 呈塑性断裂特征 (图 8b)。这说明搅拌头转速提高,

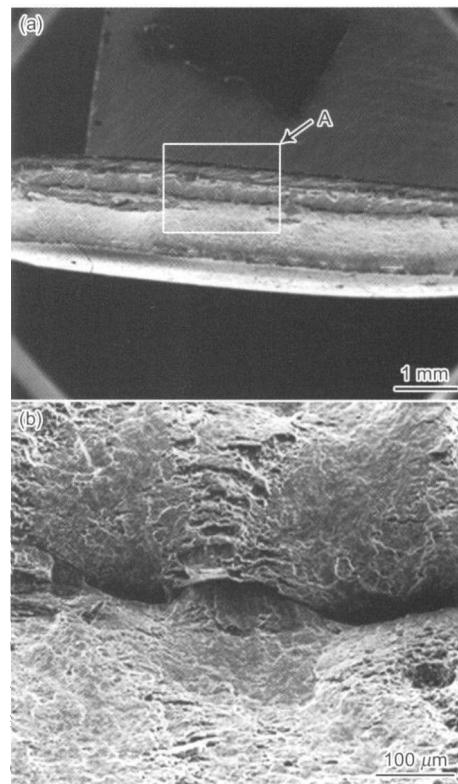


图 7 600-200 样品拉伸断口的 SEM 像

Fig.7 SEM image of fractograph of 600-200 sample (a) and locally magnified image of the A zone in Fig.7a (b)

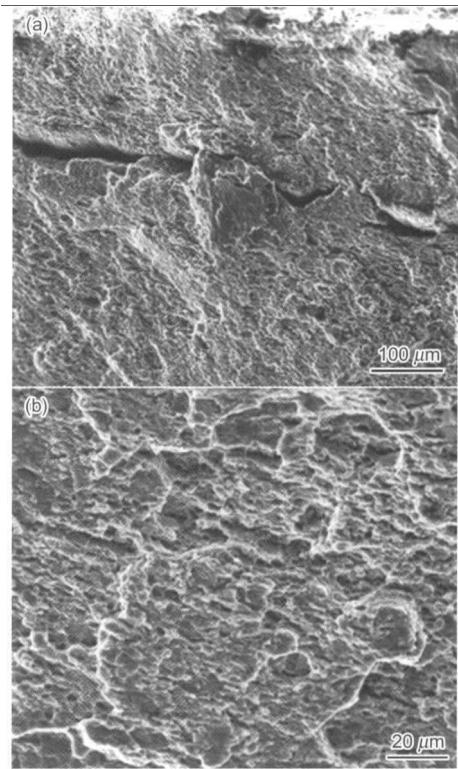


图 8 800-200 和 600-200 样品拉伸断口的 SEM 像

Fig.8 SEM fractographs of samples 800-200 (a) and 600-200 (b)

热输入增大, 同时材料的塑性变形更加剧烈, 从而使材料结合有所改善, 但由于焊接速度较快, 焊核区仍存在结合较差的问题, 导致裂纹容易形核扩展, 从而导致样品断裂在焊核, 因此, 其强度及延伸率略低于 800–80 样品。

3 结论

(1) AlLiS4 合金可通过搅拌摩擦焊得到无宏观缺陷的焊接接头。其焊核区由大量细小等轴晶组成, 随搅拌头转速的增加, 晶粒尺寸逐渐增加。在搅拌摩擦焊过程中, 焊核区的析出相大部分溶解, 随后冷却时部分析出形成粗大析出相, 降低焊核区硬度; 而热影响区的析出相粗化, 使硬度显著降低。

(2) 在较低的焊接速度 (80 mm/min) 下, 随搅拌头转速的增加, 接头强度逐渐升高。接头在热影响区的硬度最低点发生断裂。接头强度最高可达母材的 87%, 延伸率约为 10%。

(3) 在较高的焊接速度 (200 mm/min) 下, 搅拌头转速较低时, 焊核区材料流动不充分, 材料结合差, 强度较低。随搅拌头转速的增加, 虽然部分区域结合仍然较差, 但对强度的影响不显著, 接头的强度可达母材的 84%。

参考文献

- [1] Wang Z T, Tian R Z. *Handbook of Aluminum Alloy and Processing*. 3rd Ed., Changsha: Central South University Press, 2005: 317
(王祝堂, 田荣璋. 铝合金及其加工手册. 第 3 版, 长沙: 中南大学出版社, 2005: 317)
- [2] Wang S C, Starink M J. *Int Mater Rev*, 2005; 50: 193
- [3] Kostirivas A, Lippold J C. *Int Mater Rev*, 1999; 44: 217
- [4] Mishra R S, Ma Z Y. *Mater Sci Eng*, 2005; R50: 1
- [5] Wang D, Liu J, Xiao B L, Ma Z Y. *Acta Metall Sin*, 2010; 46: 589
(王东, 刘杰, 肖伯律, 马宗义. 金属学报, 2010; 46: 589)
- [6] Xie G M, Ma Z Y, Geng L. *Acta Metall Sin*, 2008; 44: 665
(谢广明, 马宗义, 耿林. 金属学报, 2008; 44: 665)
- [7] Steuwer A, Dumont M, Altenkirch J, Biroscia S, De-
schamps A, Prangnell P B, Withers P J. *Acta Mater*, 2011; 59: 3002
- [8] Wei S T, Hao C Y, Chen J C. *Mater Sci Eng*, 2007; A452–453: 170
- [9] Hatamleh O. *Mater Sci Eng*, 2008; A492: 168
- [10] Shukla A K, Baeslack W A. *Sci Technol Weld Joining*, 2009; 14: 376
- [11] Joli T L, Morgeneyer T F, Lorenzon A F G. *Sci Technol Weld Joining*, 2010; 15: 694
- [12] Salem H G, Reynolds A P, Lyons J S. *Scr Mater*, 2002; 46: 337
- [13] Fonda R W, Bingert J F. *Metall Mater Trans*, 2006; 37A: 3593
- [14] Zhang Z, Xiao B L, Wang D, Ma Z Y. *Metall Mater Trans*, 2011; 42A: 1717
- [15] Liu F C, Ma Z Y. *Acta Metall Sin*, 2008; 44: 319
(刘峰超, 马宗义. 金属学报, 2008; 44: 319)
- [16] Lynch S P, Muddle B C, Pasang T. *Acta Mater*, 2001; 49: 2863
- [17] Liu F C, Ma Z Y. *Metall Mater Trans*, 2008; 39A: 2378
- [18] Ren S R, Ma Z Y, Chen L Q, Zhang Y Z. *Acta Metall Sin*, 2007; 43: 225
(任淑荣, 马宗义, 陈礼清, 张玉政. 金属学报, 2007; 43: 225)
- [19] Yoshimura R, Konno T J, Abe E, Hiraga K. *Acta Mater*, 2003; 51: 4251
- [20] Mahoney M W, Rhodes C G, Flintoff J G, Spurling R A, Bingel W H. *Metall Mater Trans*, 1998; 29A: 1955
- [21] Zhang Q, Xiao B L, Wang Q Z, Ma Z Y. *Mater Lett*, 2011; 65: 2070
- [22] Ni D R, Xue P, Ma Z Y. *Metall Mater Trans*, 2011; 42A: 2125
- [23] Zhang X X, Xiao B L, Ma Z Y. *Metall Mater Trans*, 2011; 42A: 3229
- [24] Cavaliere P, Cabibbo M, Panella F, Squillace A. *Mater Design*, 2009; 30: 3622
- [25] Qin G L, Zhang K, Zhang W B, Wu C S. *Trans China Weld Inst*, 2010; 31: 5
(秦国梁, 张坤, 张文斌, 武传松. 焊接学报, 2010; 31: 5)
- [26] Ghosh K S, Das K, Chatterjee U K. *Metall Mater Trans*, 2004; 35A: 3681

(责任编辑: 肖素红)