

焊前热处理状态对SiC_p/Al-Cu-Mg复合材料搅拌摩擦 焊接头微观组织和力学性能的影响*

王东^{1,2)} 王全兆²⁾ 肖伯律²⁾ 倪丁瑞²⁾ 马宗义²⁾

1) 中国科学技术大学化学与材料科学学院, 合肥 230026

2) 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

摘要 在工具转速 800 r/min, 焊接速度 100 mm/min 的工艺参数下, 对 6 mm 厚的 15%SiC_p/2009Al (体积分数) 板材在软态 (固溶态) 和硬态 (自然时效态) 下进行搅拌摩擦焊接, 均获得致密无缺陷的接头。结果表明, 样品原始状态对焊核区的晶粒尺寸、析出相 (Al₂Cu) 分布和硬度均影响不大。2 种样品的热影响区均存在 2 个低硬度区。靠近焊核区的低硬度区在焊接热循环过程中温度较高, 2 种样品均发生 Al₂Cu 相的粗化, 硬度值相同; 但在远离焊核区的低硬度区, 固溶态样品不发生固溶原子团簇回溶, 该区域的硬度略高于自然时效态样品, 并且位置更靠近焊核中心。2 种接头横向拉伸时均断裂在靠近焊核的低硬度区, 强度基本相同, 可达母材强度的 83%。这表明, 固溶软态下进行 15%SiC_p/2009Al 板材的搅拌摩擦焊接, 可以取得常规时效硬态下焊接的效果, 有助于扩大焊接工艺窗口, 减少焊接工具磨损。

关键词 铝基复合材料, 搅拌摩擦焊, 微观组织, 析出相, 力学性能

中图分类号 TG146.2

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2014)04-0489-09

EFFECT OF HEAT TREATMENT BEFORE WELDING ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF FRICTION STIR WELDED SiC_p/Al-Cu-Mg COMPOSITE JOINTS

WANG Dong^{1,2)}, WANG Quanzhao²⁾, XIAO Bolü²⁾, NI Dingrui²⁾, MA Zongyi²⁾

1) School of Chemistry and Materials Science, University of Science and Technology of China, Hefei 230026

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

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

Supported by National Basic Research Program of China (No.2012CB619600)

Manuscript received 2013-11-11, in revised form 2014-01-07

ABSTRACT Discontinuously reinforced aluminum matrix composites (AMCs) have been widely applied in structures of aerospace industry. Wide industrial applications of AMCs depend on effective joining methods, which are dependent on the use of a specific material and process. As a new solid-state welding technique, friction stir welding (FSW) has been attempted for joining the AMCs in last few years. However, few attentions have been paid to the effect of initial heat treatment tempers of the AMCs on the FSW joints. In this work, 6 mm thick SiC_p/2009Al composite plates in both soft (solution temper) and hard (natural aging temper) conditions were successfully friction stir welded at a rotation rate of 800 r/min and a welding speed of 100 mm/min (named as Sol-FSW and T4-FSW samples). In the nugget zone (NZ) of both samples, the grain size and the distribution of the coarse Al₂Cu

*国家重点基础研究发展计划资助项目 2012CB619600

收到初稿日期: 2013-11-11, 收到修改稿日期: 2014-01-07

作者简介: 王东, 男, 1980年生, 博士生

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2013.00719

phases were similar. In the heat affected zone, two low hardness zones (LHZs) were observed. LHZ I adjacent to the NZ had the lowest hardness. Both samples had the similar hardness in this zone. For the Sol-FSW sample, LHZ II far away from the NZ had a higher hardness and was closer to the NZ compared to that of the T4-FSW sample. The ultimate tensile strength of both the samples was similar and reached 83% of T4-tempered base metal. Both samples failed in LHZ I adjacent to the NZ due to the lowest hardness in this zone. This indicates that for the SiC_p/2009Al composite under solution temper it is possible to produce similar joints to that under natural aging temper using FSW technique. FSW of the composites under soft condition is beneficial to enlarging the welding process window and reducing the tool wear.

KEY WORDS aluminum matrix composite, friction stir welding, microstructure, precipitate, mechanical property

金属基复合材料不仅具有轻质、高强的特点,还具有良好的抗疲劳、抗蠕变、耐热、耐磨、高热导、低热膨胀、减振及尺寸稳定等一系列优点,成为国民经济发展和国防建设领域的重要结构材料^[1].不连续增强铝基复合材料(AMC)因其基体质量轻、制造工艺简单,且可用常规金属加工方法如铸造、挤压、轧制等制造各种形状的型材和零件,因而适于工业化批量生产,成为目前价格最便宜、应用最广的一种金属基复合材料^[1-4].

由于陶瓷增强相与基体合金性能的巨大差异,给 AMC 的焊接带来了很大困难^[5],这限制了 AMC 构件的设计,成为其应用的严重障碍.采用常规熔化焊工艺焊接 AMC 时,增强相与基体发生剧烈反应,形成有害的脆性相,并使焊缝区产生增强相偏聚、气孔等缺陷.搅拌摩擦焊(FSW)作为一种新型固态焊接技术,可以有效地避免 AMC 熔化焊接产生的缺陷,接头性能可达母材的 70%~87%,成为近年来 AMC 焊接研究的热点^[6-15].

对于基体为可热处理强化铝合金的 AMC 进行 FSW 时,与铝合金类似,复合材料通常处于时效态^[6-10],此时 AMC 的强度较高,塑性较差,使得 AMC 的 FSW 参数选择限制在一个较窄的范围内.同时由于 AMC 处于较硬的状态,增强相颗粒对工具的磨损更为严重,也限制了 FSW 参数的选择^[11].因此,研究者^[12,13]选择耐磨材料制备 FSW 工具以拓展 AMC 的 FSW 参数.同时,针对可热处理强化 AMC 的特点,选择处于较软的热处理状态进行 FSW,也是扩大焊接工艺窗口、减轻工具磨损的重要途径之一^[14,15].Feng 等^[15]采用 FSW 技术焊接挤压态的 SiC_p/2009Al,减轻了工具磨损.但挤压态材料强度较低,需要在焊后重新进行固溶、时效处理.焊后进行固溶和淬火处理会导致工件变形,对于大尺寸/复杂结构的工件,无法保证热处理后的尺寸精度.

除热加工状态外,固溶态也是可热处理强化铝

合金和 AMC 的软状态,此时只有固溶强化而没有沉淀强化,因而材料的硬度也较低,有较好的塑性流变性能,与热加工态一样也有利于实现 FSW.但与热加工态不同的是,固溶态 AMC 的合金元素均固溶在基体中,母材区和焊缝各微区在 FSW 过程中经历不同的热循环或热机械循环,固溶原子的析出/溶解行为可能有很大的不同.如果通过控制 FSW 参数使焊缝区的微观组织与力学性能与常规焊接工序取得的效果相当,经焊后常规时效处理可以达到正常硬化状态,那么就可以取得软态焊接,不需焊后固溶处理就能得到高强度复合材料焊接接头的效果.然而到目前为止,尚没有在固溶态下进行可热处理强化 AMC 的 FSW 的研究报道.

Al-Cu-Mg 系合金具有强烈的自然时效倾向,因而固溶原子对热循环非常敏感,可作为固溶态下进行 AMC 的 FSW 研究的理想模型基体材料,因而本工作选取目前应用最广泛的 SiC_p/2009Al 复合材料作为研究对象,分别在自然时效态(硬态)和固溶态(软态)下对 15%SiC_p/2009Al (体积分数,下同)板材进行 FSW,通过探讨焊前热处理状态对接头微观组织和力学性能的影响,以期建立固溶+FSW+自然时效这样一个实现 AMC 高性能连接的工艺.

1 实验方法

采用 6 mm 厚的 15%SiC_p/2009Al 复合材料板材作为原材料.复合材料采用粉末冶金法制备,将颗粒尺寸为 50 μm 的 2009Al 粉末以及 7 μm 的 SiC 粉末混合均匀,在 580 °C 热压.制得的坯锭在 480 °C 热轧至 6 mm,然后将板材切割成 6 mm×80 mm×300 mm 小块进行热处理,获得不同状态的板材后进行 FSW,焊接转速 800 r/min,焊接速度 100 mm/min.板材的热处理工艺和焊接工序如表 1 所示.采用金属陶瓷焊接工具,本课题组之前的报道^[14]表明,该工具在焊接时基本不发生磨损,可以避免工具磨损对接头组织和性能的影响.轴肩直径为 20 mm,搅拌针

表1 15%SiC_p/2009Al复合材料FSW接头及母材的热处理状态Table 1 Heat treatment temper of friction stir welding (FSW) 15%SiC_p/2009Al joints and base material (BM)

Sample	Heat treatment and welding processing
BM	Solutionized at 516 °C for 1 h, water quenching, naturally aged for 7 d
Sol-FSW	Solutionized at 516 °C for 1 h, quenching, welded, naturally aged for 7 d
T4-FSW	BM sample welded, naturally aged for 7 d
T4-FSW-T4	T4-FSW sample re-solutionized at 516 °C for 1 h, water quenching, naturally aged for 7 d

为三棱柱形, 根部直径为8 mm, 针长为5.8 mm.

所有的FSW样品在室温放置7 d, 在各区域达到稳定的自然时效状态后进行微观结构分析和性能测试. 采用MEF4A光学金相显微镜(OM), Quanta 600扫描电镜(SEM)及Tecnai G² 20透射电镜(TEM)进行微观组织观察. 金相样品的腐蚀剂为Keller试剂(2.5% HNO₃+1.5% HCl+1% HF, 体积分数). TEM样品砂纸研磨后, 采用离子减薄制备. 物相分析采用D/Max 2500PC X射线衍射仪(XRD), 工作电压50 kV, 电流250 mA.

硬度测试在MVK-H300型显微硬度计上进行, 在样品横截面上沿板厚中心每间隔1 mm打1点, 测试时所用载荷500 g, 保压时间15 s. 垂直焊接方向截取拉伸样品, 焊缝位于中心, 标距段长度40 mm, 采用AG-100KNG拉伸机进行拉伸实验, 初始应变速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

2 实验结果

2.1 接头力学性能

图1为T4-FSW, Sol-FSW和T4-FSW-T4样品的硬度曲线. 与2024Al的FSW接头类似^[6], T4-FSW样品的硬度曲线表现为双W型, 在前进侧和后退侧的热影响区, 均存在2个低硬度区. 距焊核中心约8 mm处为第1个低硬度区(LHZ I), 具有最低的硬度值, 约为140 HV. 随距焊核中心距离增加, 硬度先升高后降低. 距焊核中心约26 mm处, 出现第2个低硬度区(LHZ II), 硬度约为160 HV. 焊核区的硬度约为155 HV, 低于母材(约为170 HV). Sol-FSW样品经相同焊接参数焊接后, 接头的硬度分布与T4-FSW样品类似. LHZ I的位置和硬度值及焊核区的硬度与T4-FSW样品基本相同, 说明焊前固溶处理对焊核区及LHZ I的硬度影响不大. 然而与T4-FSW样品相比, Sol-FSW样品的LHZ II位置更靠近焊核中心(距焊核中心约23 mm), 硬度值较T4-FSW样品略有升高(163 HV). 需要指出的是, 在经过焊后7 d放置后, Sol-FSW样品母材区的硬度与T4-FSW样品基本相当, 表明FSW并不对固溶态母材区的后

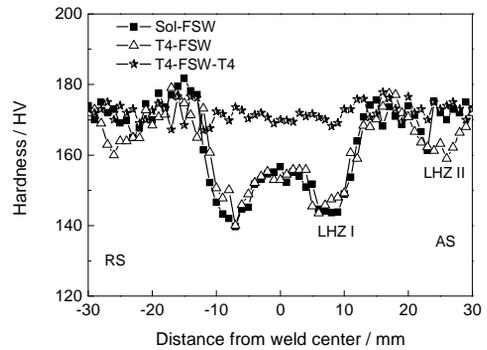


图1 固溶态及自然时效态15%SiC_p/2009Al的FSW接头硬度曲线

Fig.1 Hardness of FSW SiC_p/2009Al joints (RS—retreating side, AS—advancing side, LHZ—low hardness zone)

续时效行为产生影响. 对于T4-FSW-T4样品, 在经过焊后重新T4热处理后, 焊缝各个区域的硬度基本相同, 约为170 HV, 基本恢复到母材的水平.

表2为15%SiC_p/2009Al的FSW接头及母材的拉伸性能. T4-FSW样品的抗拉强度为444 MPa, 可达母材的83%. 由硬度曲线可见(图1), LHZ I硬度最低, 因此拉伸时样品断裂在该区域. 另外, 由于该区域硬度较低, 拉伸时样品集中在该区域变形, 从而导致接头横向拉伸的延伸率低于母材. 由于接头强度受低硬度区控制, 而Sol-FSW样品LHZ I的硬度与T4-FSW样品基本相同, 因此其拉伸性能及断裂位置均与T4-FSW样品相同.

图2a为母材样品的拉伸断口. 断口中Al基体由大量的韧窝组成, 并可观察到大量破碎的SiC颗粒. 由于母材强度较高, 拉伸时较高的载荷传递到SiC颗粒上使得部分SiC颗粒发生断裂. 图2b为T4-FSW样品的拉伸断口. 由于样品断裂在热影响区, 该区域强度较低, 塑性增加, 因此与母材相比, 断口韧窝较大, 塑性断裂特征更加明显, 同时SiC颗粒断裂的数量相对较少. 由于Sol-FSW样品也断裂在热影响区, 同时强度与T4-FSW样品相似, 因此其断口形貌与T4-FSW样品相似(图2c). 而对于T4-FSW-T4样品(图2d), 由于重新进行了T4处理, 样品的强

表2 固溶态及自然时效态 15%SiC_p/2009Al 的 FSW 接头及母材的拉伸性能Table 2 Tensile properties of FSW 15%SiC_p/2009Al joints and base material

Sample	YS / MPa	UTS / MPa	EL / %	UTS _{Joint} /UTS _{BM}	Fracture location
BM	332	538	12.6	—	—
Sol-FSW	297	445	5.7	0.83	LHZ I
T4-FSW	300	444	4.1	0.83	LHZ I
T4-FSW-T4	323	516	8.6	0.96	LHZ I

Note: YS—yielded strength, UTS—ultimate tensile strength, EL—elongation

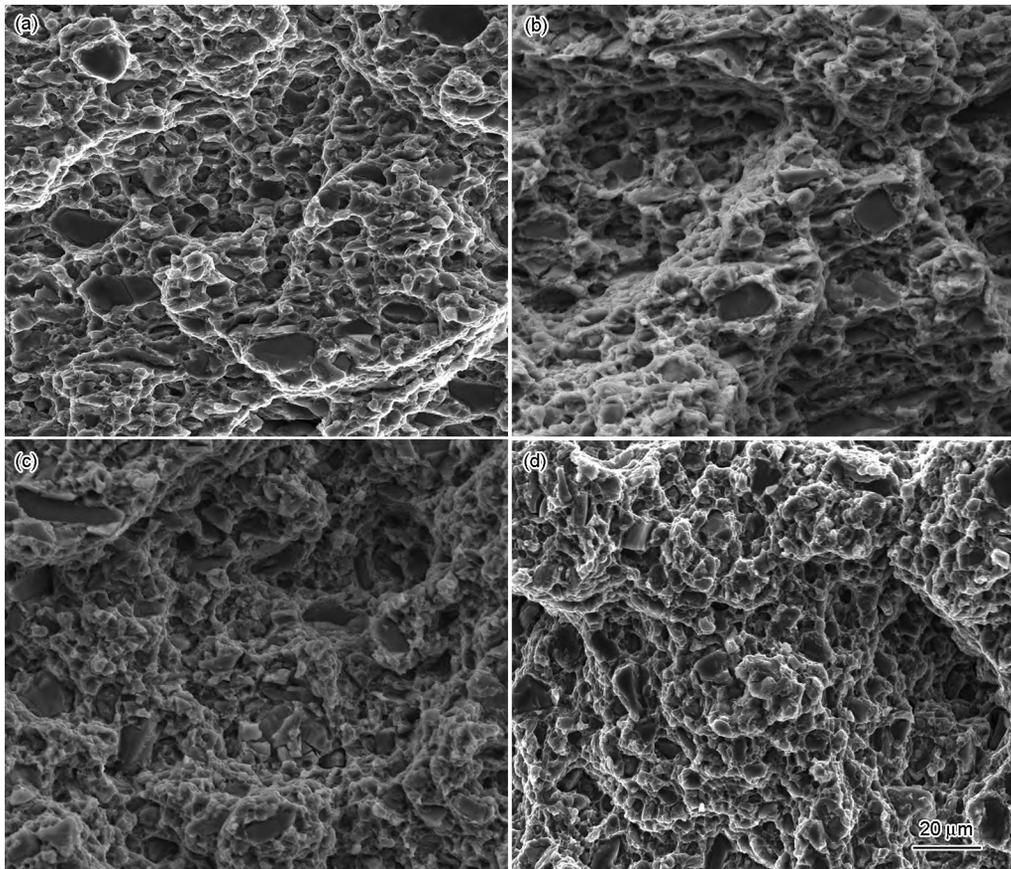
图2 固溶态及自然时效态 15%SiC_p/2009Al 的 FSW 接头及母材的拉伸断口

Fig.2 SEM fractographs of base material (a), T4-FSW (b), Sol-FSW (c) and T4-FSW-T4 (d)

度基本恢复到母材的水平, 拉伸断口与母材相似。

2.2 接头的微观组织

图3为Sol-FSW样品的宏观形貌, 焊核区(NZ)、热影响区(HAZ)、母材(BM)的位置如图所示, 可见接头无宏观焊接缺陷。T4-FSW样品的宏观形貌与Sol-FSW样品相似, 在文中没有给出。

图4a为自然时效态 15%SiC_p/2009Al 板材垂直于轧制方向的金相照片。可见, Al 基体中晶粒呈等轴晶分布, 晶粒尺寸约为 10 μm。固溶态 15%SiC_p/2009Al 板材的金相组织与自然时效态相同, 没有在文中给出。图4b为T4-FSW样品焊核区的金相组织

图3 固溶态 15%SiC_p/2009Al 的 FSW 接头宏观形貌

Fig.3 Macrographs of Sol-FSW sample (NZ—nugget zone, HAZ—heat affected zone)

照片。与母材相似, Al 基体也由大量等轴晶组成, 晶粒尺寸略小于母材, 约为 6 μm。与铝合金的 FSW 接头类似, AMC 在 FSW 过程中, 焊核区也会发生动态再结晶, 但由于 SiC 颗粒的阻碍作用, Al 基体的再结晶晶粒很难发生明显的长大^[17,18], 因此其晶粒尺寸

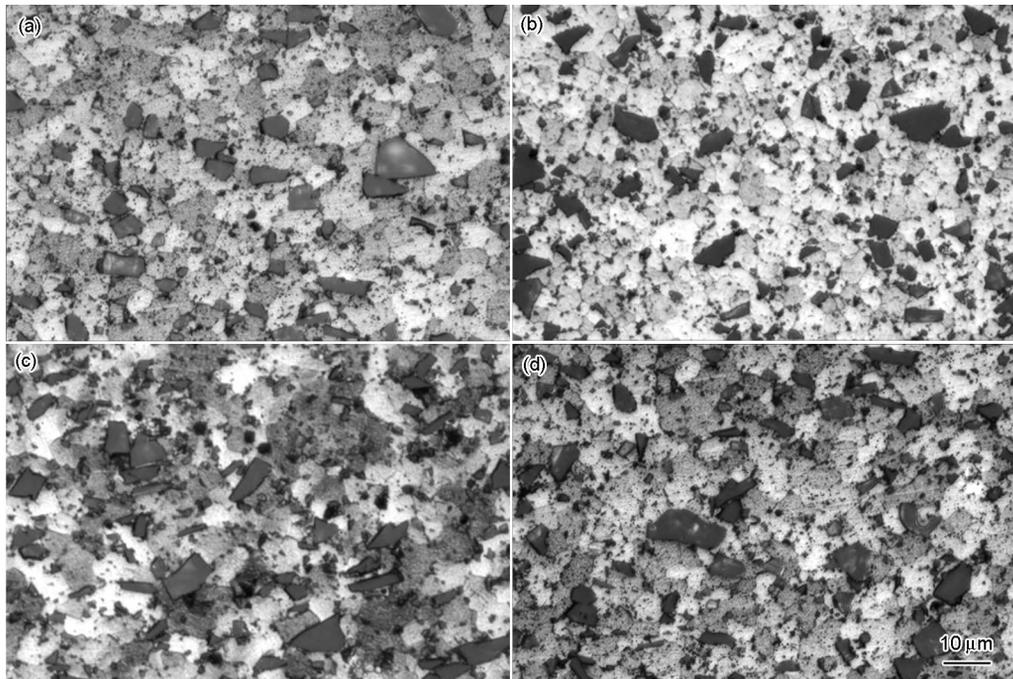


图4 固溶态及自然时效态 15%SiC_p/2009Al 的FSW 接头及母材的金相组织

Fig.4 OM images of base material (a), T4-FSW (b), Sol-FSW (c) and T4-FSW-T4 (d)

与母材基本相同. 图4c为Sol-FSW样品焊核区的金相组织照片. 与T4-FSW样品相似, Al基体也由大量等轴晶组成, 并且晶粒尺寸也约为6 μm. 虽然材料在软态下焊接, 但由于SiC颗粒的作用, Al基体的晶粒尺寸与硬态下焊接相比没有明显变化. 而在T4-FSW-T4样品中(图4d), 虽然焊后经过固溶处理, 但与铝合金FSW接头不同的是^[9], 由于SiC颗粒的阻碍作用, Al基体的晶粒并没有发生明显的异常长大, 基体的晶粒尺寸约为8 μm, 接近焊态及母材的晶粒尺寸.

图5a为母材的背散射像. 在Al基体中存在一些圆形的白色相. 能谱分析结果表明, 这些白色相的成分(原子分数)为88.2% Al, 7.84% Cu, 1.57% Si, 1.68% Mg, 0.73% Fe. 母材采用粉末冶金方法制备, 在材料制备过程中会有部分Fe元素混入到基体中, 与Al基体及基体中的Cu元素反应, 最终形成Al₇Cu₂Fe相. 而在随后的热轧及冷却过程中, Al₇Cu相会在Al₇Cu₂Fe相表面形核并长大. 当样品进行固溶处理时, Al₇Cu₂Fe相在固溶温度下并不会溶解, 而Al₇Cu相会溶解到基体中, 但在Al₇Cu₂Fe相表面形核并长大的Al₇Cu相, 并不会完全溶解到基体中, 会有部分残留在Al₇Cu₂Fe相表面, 从而在基体中形成球状白色相. 从XRD结果(图6)可知, 母材中只有少量的Al₇Cu相的衍射峰, 这与背散射结果相似. 由于基体中Al₇Cu₂Fe相含量较少, 因此在XRD结果中并

没有Al₇Cu₂Fe相的衍射峰. 图中较小的黑色孔洞, 可能是材料中的第二相在抛光过程中脱落导致的.

图5b为T4-FSW样品焊核区的背散射像. 较多的白色相分布在Al基体中. 能谱分析结果表明, 不规则的白色相成分(原子分数)为87.7% Al, 7.6% Cu, 2.6% Si, 1.4% Mg, 0.7% Fe. 而圆形的白色相成分为80.0% Al, 24.2% Cu, 3.1% Si, 1.7% Mg. 另外, 还有较多相对细小的白色相分布在基体中, 由于相尺寸较小, 能谱不能标出相的成分. 由T4-FSW样品焊核区的XRD结果(图6)可知, 基体中只含有Al₇Cu相, 表明焊核区细小的白色相也为Al₇Cu相.

图5c为Sol-FSW样品焊核区的背散射像. 与T4-FSW样品焊核区结果相似, 在其焊核区也存在较多的白色析出相. XRD结果(图6)表明, 这些白色相也为Al₇Cu相.

图5d为T4-FSW-T4样品焊核区的背散射像. 与T4-FSW样品焊核区结果不同, 大部分的Al₇Cu相溶解到基体中, 仅有少量的圆形白色相分布在基体中. 能谱结果表明, 这些白色相的成分与母材中的白色相相似, 含有Fe元素. XRD结果(图6)与母材相似, 在基体中仅有少量的Al₇Cu相. T4-FSW-T4样品与母材相似, 在固溶过程中大部分的Al₇Cu相溶解到基体中, 仅有少量的Al₇Cu相残留在Al₇Cu₂Fe相周围.

图7a为母材的TEM像. 可见, 母材中存在大量

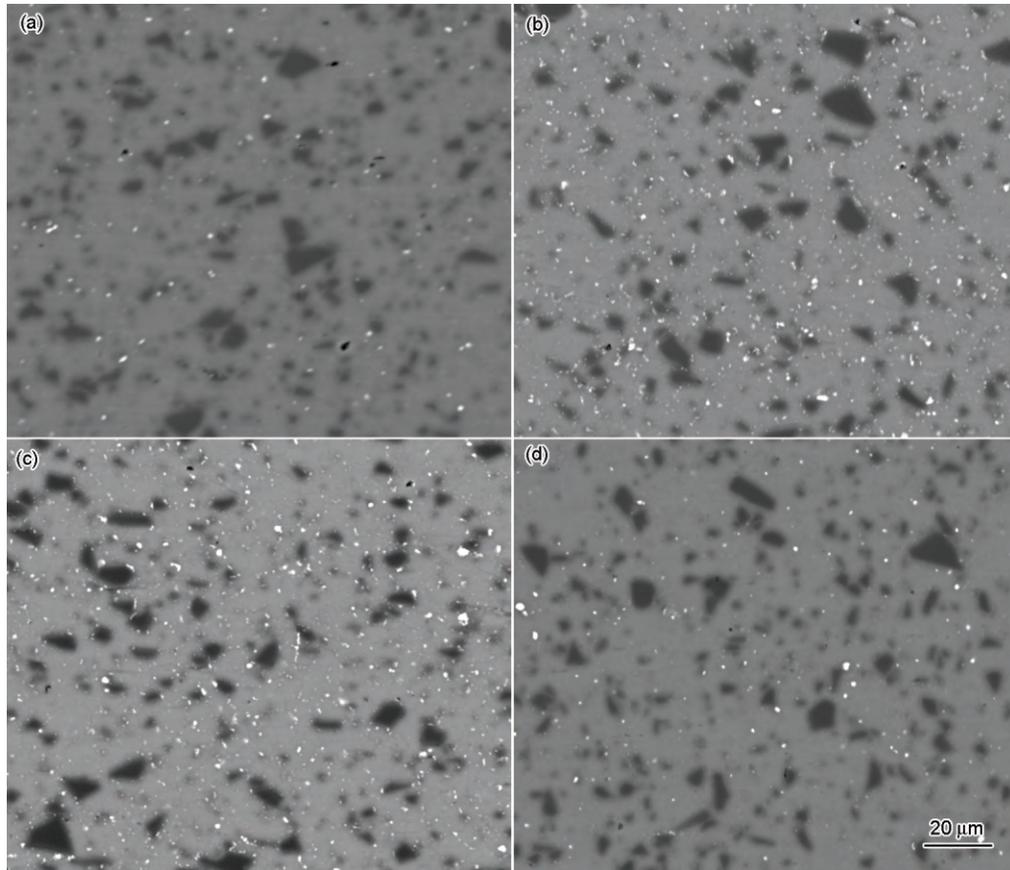


图 5 固溶态及自然时效态 15%SiC_p/2009Al 的 FSW 接头及母材的背散射电子像

Fig.5 Backscattered electron images of base material (a), T4-FSW (b), Sol-FSW (c) and T4-FSW-T4 (d)

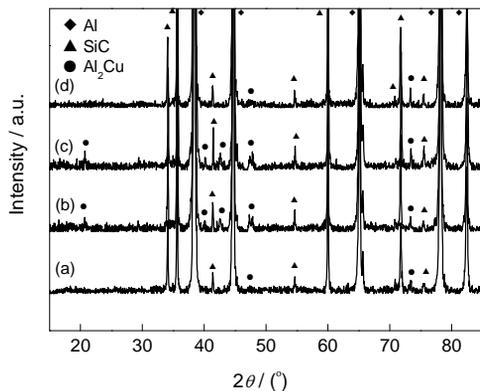


图 6 固溶态及自然时效态 15%SiC_p/2009Al 的 FSW 接头及母材的 XRD 谱

Fig.6 XRD spectra of base material (a), T4-FSW (b), Sol-FSW (c) and T4-FSW-T4 (d)

位错. 在淬火过程中, SiC 与 Al 基体之间线膨胀系数不同, 导致基体中产生大量位错. 同时由于板材内外冷却速度不同, 也会促进位错的生成. 在母材中除了较多的位错外, 没有明显的析出相.

图 7b 为 T4-FSW 样品焊核区的 TEM 像. 在焊核区存在较多的粗大相, 尺寸约为 200 nm. 能谱分析

表明粗大相的元素含量为 72.0% Al 和 28.0% Cu (原子分数), 表明这些粗大相为 Al₂Cu 的平衡相. 在 T4-FSW 样品的焊核区, 除了 SEM 像(图 5b)显示的粗大的 Al₂Cu 相外, 还有较多的 200 nm 左右的 Al₂Cu 相. 图 7c 为 Sol-FSW 样品焊核区的 TEM 像. 与 T4-FSW 样品相似, 焊核区也存在约 200 nm 左右的 Al₂Cu 相. 而将 T4-FSW 样品重新进行 T4 处理, 即 T4-FSW-T4 样品(图 7d), 其 TEM 像与母材相似, 基体中存在较多的位错, 无明显的析出相.

图 8a 为 T4-FSW 样品靠近焊核区的硬度最低点 LHZ I 的低倍组织. 在该区域存在较多的粗大析出相, 能谱分析表明这些析出相的成分为 68.0% Al 和 32.0% Cu (原子分数). 图 8a 中的插图为箭头所示粗大析出相的选区电子衍射谱(SAED), 表明该析出相为 Al₂Cu 相. 在 FSW 过程中, T4-FSW 样品的 LHZ I 温度高于 Al₂Cu 相的粗化温度, 导致大量 Al₂Cu 相的粗化. 图 8b 为 Sol-FSW 样品 LHZ I 的 TEM 像, 在基体中也存在较多的粗大析出相, SAED 结果(未列出)表明, 这些析出相为 Al₂Cu 相. 但与 T4-FSW 样品相比, 析出相尺寸相对较大, 数量较少. 图 8c 为 T4-

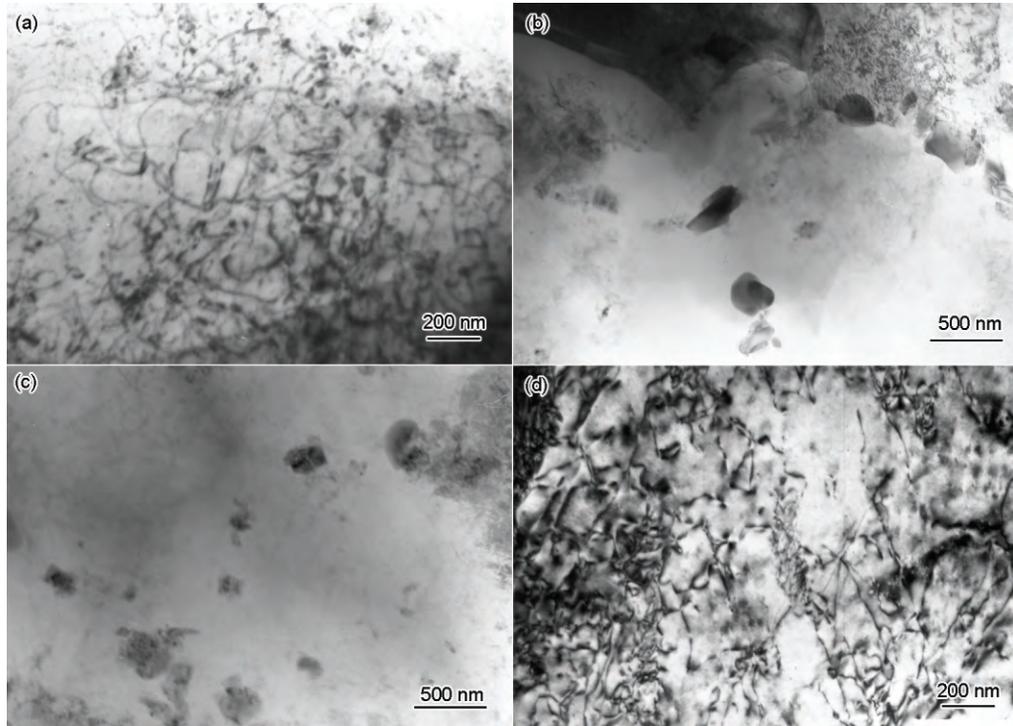


图7 固溶态及自然时效态15%SiC_p/2009Al的FSW接头焊核区及母材的TEM像

Fig.7 TEM images of base material (a), nugget zone of T4-FSW (b), Sol-FSW (c) and T4-FSW-T4 (d)

FSW样品的LHZ I沿铝基体 $\langle 110 \rangle$ 方向的放大TEM像。在基体中可观察到较多的位错,表明在焊接热循环过程中并不能消除母材中存在的位错。另外除了粗大的Al₂Cu相,并没有发现其它的析出相。图8d为Sol-FSW样品的LHZ I沿铝基体 $\langle 110 \rangle$ 方向的放大TEM像。与T4-FSW样品相似,基体中也存在较多位错,另外除了粗大的Al₂Cu相,并没有发现其它的析出相。

3 分析讨论

在可热处理强化铝合金及AMC的FSW过程中,接头的温度分布是影响接头最终微观组织及力学性能的关键因素之一。Jariyaboon等^[20]测量了2024Al-T351合金FSW时的温度分布,发现靠近焊核区温度可达480℃。Mahoney等^[21]在对7075Al-T651合金进行FSW时,发现靠近焊核的部位温度可达420~470℃。另外,由于焊核区材料剧烈的塑性变形导致其实际温度很难测量,一般认为,其实际温度略高于测量的温度^[22]。T4-FSW样品的基体合金为铝合金,焊接时焊核区的温度应接近或略高于上述温度。

Al-Cu-Mg合金作为最重要的可热处理强化铝合金之一,其析出相的沉淀析出序列一般为:固溶体→固溶原子团簇→GP区→亚稳相→稳定相^[23]。对

于SiC_p/2009Al复合材料,主要析出相为S相(Al₂CuMg)和θ相(Al₂Cu),θ相的析出及溶解温度较高^[24]。由Al-Cu-Mg合金析出序列可知,材料中析出相的类型由热处理状态决定,当材料处于自然时效状态时,主要的强化相应为固溶原子团簇或GP区^[16,25]。Marceau等^[25]在模型合金Al-1.1Cu-xMg(x=0,0.2,0.5,0.75,1.0,1.7,原子分数,%)中发现,当合金处于自然时效态时,固溶原子团簇为合金的主要强化相。但对于商业Al-Cu-Mg合金,添加的合金元素如Mn,Fe等会促进GP区的析出,使得GP区为主要强化相^[27]。本研究中采用的SiC_p/2009Al中没有添加其它合金元素,因此当复合材料处于自然时效状态时,固溶原子团簇应为主要的强化相。另外,本课题组之前的研究^[12]表明,在相似的SiC_p/2009Al复合材料的SAED中没有发现GP区,这也间接证明了复合材料中的主要强化相为固溶原子团簇。

对T4-FSW样品,由于焊核区的温度较高,在焊接热机械循环过程中,固溶原子团簇重新溶解到基体中,在焊后的冷却过程中,冷速较慢,部分Al₂Cu相优先在基体中形核并长大。而粗大的θ相形成会降低基体中Cu含量,从而抑制S相的形成,所以在焊核区没有发现S相。而对于Sol-FSW样品,虽然与T4-FSW样品相比,材料处于较软的状态,但由于采用的焊接参数与T4-FSW样品相同,焊核区的温度

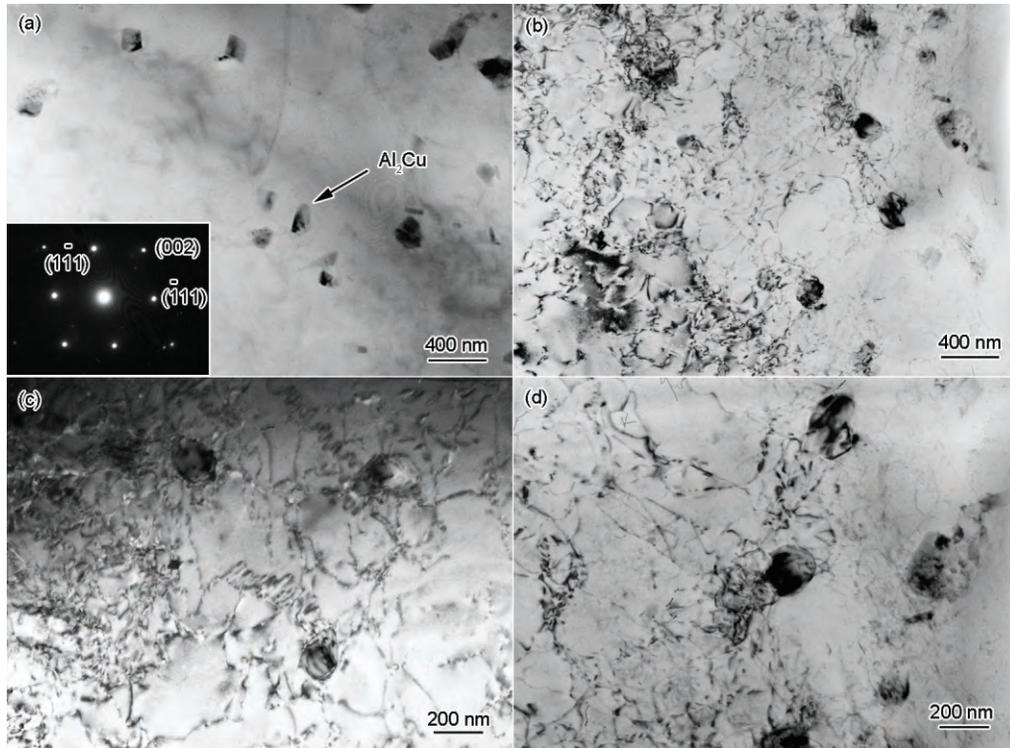


图8 固溶态及自然时效态 15%SiC_p/2009Al 的FSW 接头LHZ I 的TEM 像

Fig.8 TEM images of LHZ I in T4-FSW (a), Sol-FSW (b) and magnified image of T4-FSW (c), Sol-FSW (d) along $\langle 100 \rangle_{Al}$

(Inset in Fig.8a is the SAED pattern of Al₂Cu phase)

分布与T4-FSW 样品接近. 另外, Sol-FSW 样品本身处于饱和固溶体状态, 并不涉及析出相的溶解过程, 因此在焊后的冷却过程中, Al₂Cu 相的析出与T4-FSW 样品相似, 其硬度值也相同.

对于热影响区, 在焊接过程中仅经历热循环. Liu 和 Ma^[26]发现, 在 6061Al-T651 合金 FSW 时, 热影响区的峰值温度可达 360 °C. 张振^[27]在对 6 mm 厚 2024Al-T351 合金 FSW 时, 发现靠近焊核区的 LHZ I 的峰值温度为 340 °C, 而远离焊核区的 LHZ II 的峰值温度为 200~220 °C. 在采用转速为 800 r/min, 焊接速度为 100 mm/min 的焊接参数时, LHZ I 在 235~340 °C 温度区间持续时间为 20 s, LHZ II 在 120~220 °C 温度区间持续时间为 50 s. 而 15%SiC_p/2009Al 的基体合金成分与 2024Al-T351 合金接近, 导热系数与其相差不大. 另外, 本研究中采用的焊接工具尺寸与形状、焊接参数等实验条件均接近文献[27]所采用的条件. 因此, 可以认为在本研究中, 15%SiC_p/2009Al 的热影响区的温度分布接近上述结果.

LHZ I 在焊接热循环过程中温度较高, T4-FSW 样品在此温度下会析出 θ 相, 另外, T4-FSW 样品已经进行过自然时效处理, 在 Al 基体中已经存在固溶原子团簇, θ 相易于在已形成的固溶原子团簇上形核, 形成尺寸较大的 θ 相. 同时, 粗大的 θ 相形成会

抑制 S 相的形成, 所以在 LHZ I 也没有发现 S 相. 而 Sol-FSW 样品的 LHZ I 在相似的热循环过程中, 也会优先析出 θ 相. 但 Sol-FSW 样品没有进行自然时效, θ 相形核质点相对较少, 因此与 T4-FSW 样品相比, 形成的析出相尺寸相对较大, 数量相对较少. 虽然 2 种样品在 LHZ I 的析出相的尺寸及分布有所差异, 但该区域的硬度值基本相同, 这可能是由于析出相的尺寸均较大, 对强度的贡献并不明显, 具体原因还需要更加详细的研究.

LHZ II 经历的温度较低, 对于自然时效态的 Al-Cu-Mg 合金及其 AMC 的 FSW 接头, 一般认为在该区域发生 GP 区或固溶原子团簇回溶^[28]. T4-FSW 样品与 Al-Cu-Mg 合金的 FSW 接头相似, 在 LHZ II 部分固溶原子团簇溶解, 降低该区域的硬度^[12]. 而 Sol-FSW 样品处于过饱和固溶体状态, 没有固溶原子团簇析出, 在样品中仅存在由淬火导致的空位^[29]. 由于 LHZ II 经历的温度较低, 仅有部分空位发生湮灭, 但它仍然降低了随后自然时效过程中固溶原子团簇的析出速度, 从而降低该区域的硬度. 由于空位的湮灭温度要高于固溶原子团簇的回溶温度, 因此 Sol-FSW 样品的 LHZ II 与 T4-FSW 样品相比, 位置更加靠近焊核区(图 1). 研究^[25,29]表明, 在 2000 系列铝合金中, 空位能显著促进 S 相的 GP 区或固溶原子

团簇析出, 而 θ 相的GP区或固溶原子团簇的析出受空位影响较小. 在SiC_p/2009Al中, 主要的析出相为S相和 θ 相, 在自然时效时2种析出相的固溶原子团簇共同析出. 而在Sol-FSW样品的LHZ II, 自然时效是在焊后进行的, 部分空位回溶仅对S相的GP区或固溶原子团簇析出有影响, 而对 θ 相的GP区或固溶原子团簇的析出影响不大. 因此该区域的硬度值略高于T4-FSW样品LHZ II的硬度值, 并且低硬度区范围较窄.

由以上分析可知, Sol-FSW样品与T4-FSW样品相比, 虽然材料原始状态有所不同, 但在较大的焊接热输入下, 焊核区的微观组织基本相同. 虽然受样品原始状态的影响, 热影响区的低硬度区的微观组织有所差异, 但在较大的焊接热输入下, 决定接头横向拉伸性能的最低硬度区LHZ I的硬度值基本相同, 这使得在固溶态下进行15%SiC_p/2009Al板材的FSW, 可取得与常规时效态下焊接相似的效果. 需要指出的是, 在固溶态下的材料硬度较低, 有较好的塑性流变性能, 这有助于扩大焊接工艺窗口, 减少焊接工具磨损. 进一步的研究在后续的工作中会做详细的探讨.

4 结论

(1) 在工具转速800 r/min, 焊接速度100 mm/min的工艺参数下, 对6 mm厚的固溶态(软态)和自然时效态(硬态)的15%SiC_p/2009Al板材进行搅拌摩擦焊接, 均可得到无宏观焊接缺陷的接头.

(2) 2种状态的15%SiC_p/2009Al搅拌摩擦焊接头焊核区的晶粒尺寸基本相同, 并且均发生Al₂Cu相的粗化.

(3) 2种状态的15%SiC_p/2009Al搅拌摩擦焊接头热影响区均存在2个低硬度区. 靠近焊核区的低硬度区(LHZ I)的硬度值最低, 远离焊核区的低硬度区(LHZ II)的硬度值略高. 2种样品LHZ I的硬度值相同, 但固溶态样品LHZ II的硬度略高于自然时效态样品.

(4) 固溶态焊接的接头经自然时效处理后, 拉伸强度与自然时效态焊接的结果相同, 可达母材强度的83%. 接头横向拉伸时均断裂在热影响区中靠近焊核区的低硬度区.

参考文献

[1] Lloyd D J. *Int Mater Rev*, 1994; 39: 1

[2] Tjong S C, Ma Z Y. *Mater Sci Eng*, 2000; R29: 49

[3] Xu S J, Xiao B L, Liu Z Y, Wang W G, Ma Z Y. *Acta Metall Sin*, 2012; 48: 882

(许世娇, 肖伯律, 刘振宇, 王文广, 马宗义. 金属学报, 2012; 48: 882)

[4] Zhang Q, Wang Q Z, Xiao B L, Ma Z Y. *Acta Metall Sin*, 2012; 48: 135

(张琪, 王全兆, 肖伯律, 马宗义. 金属学报, 2012; 48: 135)

[5] Ellis M B D. *Int Mater Rev*, 1996; 41: 41

[6] Ni D R, Chen D L, Xiao B L, Wang D, Ma Z Y. *Mater Des*, 2013; 55: 64

[7] Wang D, Xiao B L, Wang Q Z, Ma Z Y. *J Mater Sci Technol*, 2014; 30: 54

[8] Srivatsan T S, Meslet A H, Petraroli M, Hotton B, Lam P C. *Mater Sci Eng*, 2002; A325: 202

[9] Shindo D J, Rivera A R, Murr L E. *J Mater Sci*, 2002; 37: 4999

[10] Liu H J, Fenga J C, Fujii H, Nogi K. *Int J Mach Tool Manuf*, 2005; 45: 1635

[11] Prado R A, Murr L E, Shindo D J, Sota K F. *Scr Mater*, 2001; 45: 75

[12] Wang D, Wang Q Z, Xiao B L, Ma Z Y. *Mater Sci Eng*, 2014; A589: 271

[13] Marzoli L M, Strombeck A V, Dos Santos J F, Gambaro C, Volpone L M. *Compos Sci Technol*, 2006; 66: 363

[14] Wang D, Xiao B L, Wang Q Z, Ma Z Y. *Mater Des*, 2007; 28: 1440

[15] Feng A H, Xiao B L, Ma Z Y. *Compos Sci Technol*, 2008; 68: 2141

[16] Genevois C, Deschamps A, Denquin A, Cottignies B D. *Acta Mater*, 2005; 538: 2447

[17] McNealley T R, Swaminathan S, Su J Q. *Scr Mater*, 2008; 58: 349

[18] Inem B. *Mater Sci Eng*, 1995; A197: 91

[19] Charit I, Mishra R S. *Scr Mater*, 2008; 58: 367

[20] Jariyaboon M, Davenport A J, Ambat R, Connolly B J, Williams S W, Price D A. *Corros Sci*, 2007; 49: 877

[21] Mahoney M W, Rhodes C G, Flintoff J G, Spurling R A, Bingel W H. *Metall Mater Trans*, 1998; 29A: 1955

[22] Mishra R S, Ma Z Y. *Mater Sci Eng*, 2005; R50: 1

[23] Wang S C, Starink M J. *Int Mater Rev*, 2005; 50: 193

[24] Rodrigo P, Poza P, Utrilla V, Urena A. *J Alloys Compd*, 2009; 479: 451

[25] Marceau R K W, Sha G, Lumley R N, Ringer S P. *Acta Mater*, 2010; 58: 1795

[26] Liu F C, Ma Z Y. *Metall Mater Trans*, 2005; 36A: 2378

[27] Zhang Z. *PhD Dissertation*, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang, 2012

(张振. 中国科学院金属研究所博士学位论文, 沈阳, 2012)

[28] Jones M J, Heurtier P, Desrayaud C, Montheillet F, Allehaux D, Driver J H. *Scr Mater*, 2005; 52: 693

[29] Homma T, Moody M P, Saxey D W, Ringer S P. *Metall Mater Trans*, 2012; 43A: 2192

(责任编辑: 罗艳芬)