

铝/铝基 SiC 复合材料搭接微搅拌摩擦焊工艺特性

张 婧, 封小松, 黄 琿, 赵慧慧, 张成聪, 熊艳艳, 董丰波, 郭立杰

(上海航天设备制造总厂, 上海 200245)

摘 要: 对薄壁铝合金/铝基 SiC 复合材料搭接接头微搅拌摩擦焊接 (μ -FSW) 工艺特性、接头形貌特征及力学性能进行研究, 并揭示搭接界面形成机制及接头失效机制。结果表明: 在较宽的工艺参数窗口内均可得到成形良好的焊缝。由于 μ -FSW 所特有的金属流动特点, 以及 SiC 颗粒难以流动的特性, 搭接界面呈现出一种特殊的“弯钩状”形貌。接头的断裂为界面迁移处“减薄”区域的拉伸断裂。接头力学性能与载荷方向直接相关, 这是由不同的金属塑性流动行为所致。

关键词: 铝基 SiC 复合材料; 微搅拌摩擦焊接; 搭接; 界面迁移

中图分类号: TG453

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)03-0720-07

搅拌摩擦焊 (FSW) 作为一种新型的固相连接方法, 具有接头质量高、焊接变形小等优势, 其应用逐渐从最初的镁、铝等低熔点合金^[1]扩展到高熔点金属, 如钛、钢、铝基复合材料等^[2,3]。异种金属接头, 特别是性能 (熔点、热导率、线膨胀系数等) 差异较大的异种金属的搅拌摩擦焊也成为研究热点之一^[4-10]。铝基 SiC 复合材料因其具有高比强度、高比模量、耐高温、耐腐蚀、耐磨损、导电导热性能好、热膨胀系数小等优点, 在许多领域有广泛地应用前景^[11,12]。但是关于铝基 SiC 复合材料的搅拌摩擦焊, 特别是与其它材料异种接头的搅拌摩擦焊, 却鲜有报道。

搅拌摩擦焊技术通常针对壁厚 2 mm 以上的材料进行焊接。而微搅拌摩擦焊技术 (μ -FSW) 采用超高速 (常规搅拌摩擦焊主轴转速的 10 倍以上) 和超小轴肩搅拌工具, 主要针对连接厚度为 1 mm 以下的材料, 其焊接过程中材料产热、流动机制与常规搅拌摩擦焊相比有其独特之处^[13]。但国内针对 1 mm 以下构件的 μ -FSW 技术的相关研究却鲜有报道。英国焊接研究所已采用 μ -FSW 实现了厚度为 0.3 mm 构件的焊接^[14], 但关于该技术的大规模实际工程应用仍未见报道。

针对薄壁壳体的焊接封装问题, 对 0.5 mm 厚的 6061 铝合金薄板与铝基 SiC 复合材料异种材料搭接接头的 μ -FSW 工艺特性, 包括焊接工艺、接头宏观形貌特征及接头力学性能进行研究。并在此基础上, 揭示搭接界面迁移特征形成机制及接头失效机制。

1 实 验

采用 0.5 mm 的 6061 铝合金薄板及 SiC 增强相体积分数为 15% 的铝基复合材料 (SiCp/Al6061) 进行微搅拌摩擦焊接试验, 2 种材料的力学性能如表 1 所示。试板尺寸分别为 100 mm×50 mm×0.5 mm 及 100 mm×50 mm×2 mm。焊前板材用砂纸打磨除去氧化膜, 并用丙酮清洗、烘干。

采用自主研发的微搅拌摩擦焊设备, 主机头采用高速电主轴, 转速比传统搅拌摩擦焊高出 1 个数量级 (最高转速 30 000 r/min)。为保证设备高速运转下的稳定性, 采用无倾角焊接。考虑到 SiC 增强相对搅拌头的磨损, 采用耐磨性能优异的高速工具钢 W6Mo5Cr4V2 进行搅拌工具的制造。经过前期工作中针对轴肩形状的初步优化, 兼顾搅拌针耐磨性及轴肩内聚效果, 选取圆台光针以及四流道渐开形式的轴肩花纹, 如图 1 所示。其中, 搅拌针长度为 0.8 mm, 直径为 1 mm, 轴肩直径为 4 mm。

焊接完成后, 截取焊缝横截面制作金相试样, 经过镶嵌、打磨、抛光、腐蚀, 在光学显微镜下观察焊缝宏观形貌。采用 100 kN 电子万能材料试验机对接头拉剪性能进行测试。采用 ANSYS 有限元分析软件对接头受拉伸载荷时的应力分布进行分析, 以考察接头

表 1 铝合金及铝基 SiC 复合材料力学性能
Table 1 Mechanical properties of 6061 Al alloy and SiC reinforced Al composite

| Material | E/GPa | σ_b /MPa | δ /% |
|--------------------------|-------|-----------------|-------------|
| 6061-Al | 67 | 218 | 3 |
| SiC _p /Al6061 | 92 | 410 | 23 |

收稿日期: 2015-03-18

作者简介: 张 婧, 女, 1982 年生, 博士, 上海航天设备制造总厂, 上海 200245, 电话: 021-24187199, E-mail: desternymuyu@163.com



图 1 微搅拌摩擦焊工具
Fig.1 μ -FSW tool

在拉伸过程中的局部力学及变形行为。

2 结果与讨论

2.1 焊缝表面成形规律

对于铝/铝基 SiC 复合材料搭接接头 μ -FSW 工艺来说，搅拌头转速 (ω)、焊接速度 (v) 以及压入深度 (d) 都会影响到焊接质量。对于搭接接头，压入深度是指搅拌针进入下方铝基 SiC 复合材料板的深度。由于 μ -FSW 工具相比常规搅拌摩擦焊接工具尺寸小，摩擦产热小，因此相比常规搅拌摩擦焊来说需要更高的转速以获得所需的热量。当转速较低 (5000 r/min) 时，即使采用非常低的焊接速度，仍然难以实现焊接 (图 2a)。总得来说，采用较高的转速相比低转速更易于获得表面光滑的焊缝成形 (图 2a~2c)。压入深度对表面成形的影响很大，在压入深度较小时，采用高转速仍无法得到好的焊缝表面成形。获得良好焊缝表面成形所需要的压入深度与转速直接相关，转速越高，获得所需的压入深度越小，如图 3 所示。在压入深度合适时，在较宽的工艺参数窗口内 ($\omega=10\ 000\sim 30\ 000\ \text{r/min}$, $v=150\sim 350\ \text{mm/min}$) 均可得到表面成形良好的焊缝 (图 4)。

2.2 接头宏观形貌

图 5 为典型的铝合金/铝基 SiC 复合材料异种材料



图 2 不同焊接工艺参数下焊缝表面成形

Fig.2 Weld appearances under various welding parameters (a) $\omega=5000\ \text{r/min}$, $v=100\ \text{m/min}$, $d=0.46\ \text{mm}$; (b) $\omega=10\ 000\ \text{r/min}$, $v=300\ \text{m/min}$, $d=0.46\ \text{mm}$; (c) $\omega=25\ 000\ \text{r/min}$, $v=300\ \text{m/min}$, $d=0.46\ \text{mm}$

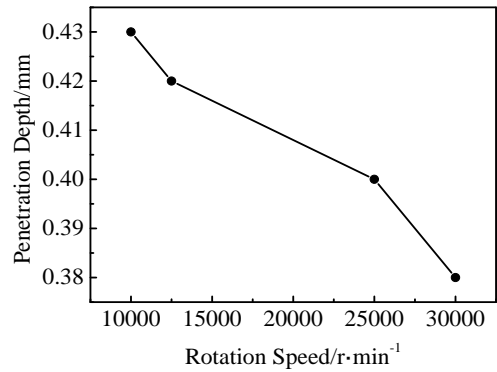


图 3 不同转速下对应良好焊缝表面成形所需的压入深度

Fig.3 Penetration depth required for various rotation speeds

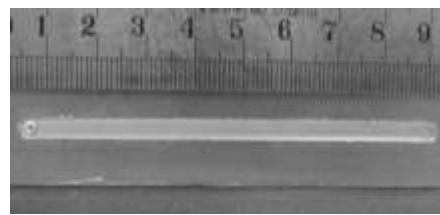


图 4 成形良好的铝/铝基 SiC 复合材料微搅拌摩擦焊缝

Fig.4 Weld with good appearance

搭接接头形貌。从中可以看出，接头形成特殊的“弯钩状”形貌 (图 5a)。其中，前进侧轴肩影响区变化不大，仅存在铝合金板的微小变形，铝基 SiC 复合材料中 SiC 颗粒分布与母材相比区分不大 (图 5b)。而在后退侧则出现较大范围内的材料转移，下板中的铝基 SiC 复合材料进入上层铝板中，形成大范围的材料混合区。其中，SiC 颗粒有明显的碎裂并沿变形流线分布的趋势 (图 5c)。而在焊核区域，上层铝板进入到下层铝基 SiC 复合材料中，焊核区的底部，SiC 颗粒被打碎成为细小颗粒，并有从底部向混合区迁移的趋势 (图 5d)。

在搭接过程中，搭接界面的消除主要依靠上方和下方材料厚度方向上的流动实现，从而在原始搭接界面处形成 2 种材料的相互钉扎结构，实现二者的连接。与对接焊缝相比，搭接焊缝的形成有其自身的特点：进入下板、与下板焊缝金属相混合的材料主要来源于在搅拌针机械力作用下材料的被动混合，而非材料在热力学作用下的主动流动。因此，在搭接焊过程中，搅拌工具对上下试板的机械力作用难以有效促进上下板材料间的相互转移。

对于下方试板为铝基 SiC 复合材料的 μ -FSW 过程，又有其特殊之处：(1) 铝基 SiC 复合材料与上层铝板相比，具有很高的弹性模量和硬度。这意味着，搅拌针下压过程中，能与向下凸起的铝合金材料发生

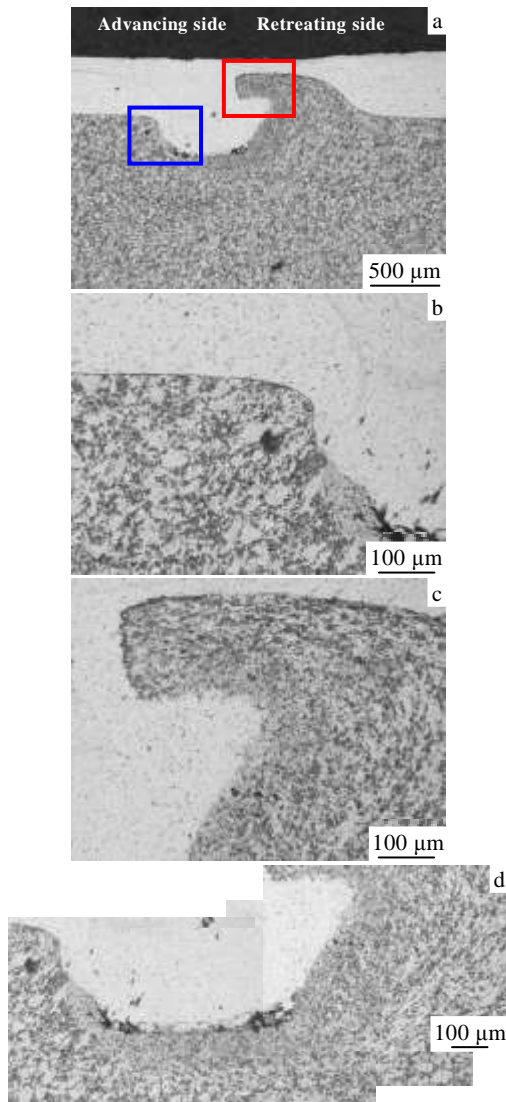


图 5 铝合金/铝基 SiC 复合材料搭接接头形貌

Fig.5 Typical metallographic cross-section of the welded joint: (a) macroscopic view, (b) shoulder affected zone, (c) material transition zone, and (d) bottom of weld nugget zone

协调变形的铝基 SiC 复合材料的量很少，即搅拌针穿透上层铝合金板进入下层铝基 SiC 复合材料试板中时，被带入下板的量很少，这对于形成良好结合的搭接焊缝是不利的。(2) 在 μ -FSW 过程中，由于搅拌针尺寸较小，搅拌针将难以有效带动母材旋转，将材料从前进侧转移到后退侧。而轴肩具有相对较大的尺寸，与材料的接触直接由顶锻力施加，成为与母材表面接触的正压力，使摩擦力相应增加；另一方面，轴肩所具有的特殊形状也将有效驱使材料流动。因此， μ -FSW 与传统搅拌摩擦焊的关键区别之一，就是材料的流动在很大程度上依赖搅拌轴肩而非搅拌针。 μ -FSW 自身的特性及搅拌工具的形状特征决定了其金

属流动与界面迁移行为与常规的搭接接头搅拌摩擦焊有明显的区别。

针对本研究所选用的搅拌工具进行分析，圆台光针对界面迁移的作用如图 6 所示，其施加的法向挤压力 P 斜向下，促使搅拌针周围的塑性材料往下流动，在搅拌针根部不断积聚的塑性材料形成高压区，受到搅拌针底部及周围母材的束缚，这些积聚的塑性金属不得向搅拌针根部的低压区迁移，这种转移方式带动搅拌针两侧搭接界面向上迁移。由于没有螺纹，法向挤压力小，导致形成的“高压区”效果不明显，向上迁移量小。返回侧热塑性材料受到搅拌针的旋转摩擦力 F_2 作用下向前进侧迁移，导致后退侧搭接界面向前进侧迁移，搭接界面越过焊缝中心。因此，如果不考虑轴肩花纹的影响，界面的迁移应该是前进及后退侧均朝上，同时后退侧向前进侧迁移。而实际采用的内聚四流道花纹将使上层铝板向下层铝基复合材料流动的同时，给塑化金属沿流道旋向一个附加的斜向上的作用力，这附加的作用下使隆起的铝基 SiC 复合材料产生向上的流动迁移，并在搅拌针根部轴肩内聚效果下向搅拌针中心迁移，流动方向如图 7 所示。因此，这种特殊的接头形貌形成的根本原因是焊接区塑化金属在搅拌针轴肩花纹摩擦力和压力作用下导致的，即轴肩花纹对焊缝形貌起了根本性作用。

2.3 接头力学性能

对铝/铝基 SiC 复合材料异种材料微搅拌摩擦焊接

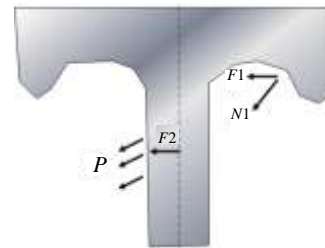


图 6 圆台光针对焊缝金属作用力示意图

Fig.6 Diagram of cylinder pin acting force on weld metal

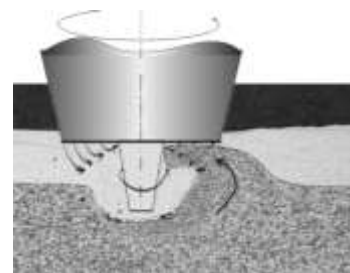


图 7 圆台光针+四流道内聚轴肩花纹对焊缝金属作用力示意图

Fig.7 Diagram of pin and shoulder acting force on weld metal

头力学性能进行测试, 结果如表 2 所示。总得来说, 高的焊速更有利于得到高的拉剪力; 在高转速下, 相对低的压入深度比高的压入深度可得到更高的拉剪力。大部分接头断在迁移界面弯钩状形貌顶部, 即上板显著减薄的区域 (1#~3#, 5#~9#)。采用合适的焊接工艺参数, 可使接头断于母材 (4#及 10#)。值得

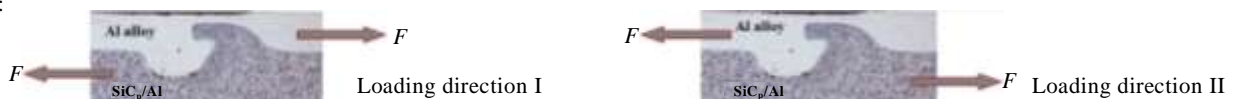
注意的是, 接头的载荷方向 (定义为载荷 I 及 II) 对拉剪力有显著的影响, 载荷方向 II 下对应的接头拉剪力总体高于载荷方向 I。特别是接头 9#及 10#, 二者在相同的焊接工艺参数下得到, 仅载荷方向不同, 不仅接头断裂位置不同, 拉剪力相差大于 10 倍。

搭接接头在两侧受拉伸载荷作用时, 接头中既有

表 2 铝/铝基 SiC 复合材料异种合金微搅拌摩擦焊接头力学性能
Table 2 Mechanical properties of the joints under different welding parameters

| No. | Welding parameters | Loading direction | Peak load/N | Typical metallographic cross-sections and fracture locations |
|---------------------|---|-------------------|-------------|--|
| 1# | $\omega=30\ 000\ \text{r/min}$, $v=200\ \text{mm/min}$, $d=0.4\ \text{mm}$ | II | 1765.3 | D2=0.31 mm |
| 2# | $\omega=30\ 000\ \text{r/min}$, $v=300\ \text{mm/min}$, $d=0.4\ \text{mm}$ | II | 1964.3 | D2=0.29 mm |
| 3# | $\omega=25\ 000\ \text{r/min}$, $v=200\ \text{mm/min}$, $d=0.4\ \text{mm}$ | II | 1915.0 | D2=0.30 mm |
| 4# | $\omega=25\ 000\ \text{r/min}$, $v=300\ \text{mm/min}$, $d=0.4\ \text{mm}$ | II | 2027.3 | Fracture at base metal |
| 5# | $\omega=12\ 500\ \text{r/min}$, $v=200\ \text{mm/min}$, $d=0.42\ \text{mm}$ | I | 1268.3 | D2=0.20 mm |
| 6# | $\omega=12\ 500\ \text{r/min}$, $v=250\ \text{mm/min}$, $d=0.42\ \text{mm}$ | I | 1301.0 | - |
| 7# | $\omega=12\ 500\ \text{r/min}$, $v=300\ \text{mm/min}$, $d=0.42\ \text{mm}$ | I | 1150.6 | - |
| 8# | $\omega=12\ 500\ \text{r/min}$, $v=350\ \text{mm/min}$, $d=0.42\ \text{mm}$ | I | 1329.3 | D2=0.19mm |
| 9# | $\omega=30\ 000\ \text{r/min}$, $v=300\ \text{mm/min}$, $d=0.42\ \text{mm}$ | I | 171.7 | D2=0.31mm |
| 10# | $\omega=30\ 000\ \text{r/min}$, $v=300\ \text{mm/min}$, $d=0.42\ \text{mm}$ | II | 1739.7 | D2=0.31mm Fracture at base metal |
| Al alloy base metal | - | - | 2001 | - |

Note:



拉伸力又有剪切力的作用。现有的研究表明^[15,16]，搅拌摩擦焊接接头按断裂受力不同，其断裂主要有拉伸断裂和剪切断裂 2 种方式。其中拉伸断裂是由拉伸应力作用引起的断裂，其表现形式为裂纹在焊缝垂直方向传播，起裂位置位于焊核中心；剪切断裂是由剪切应力作用引起的断裂，其表现形式为裂纹在焊缝水平方向传播，起裂位置位于迁移界面上方。搭接接头存在的开放裂口及其特有的“弯钩状界面”，以及剪切时产生的附加弯矩等，都会对接头的破坏产生影响。根据现有的理论搅拌摩擦焊接接头的受力情况进行详细分析^[17]，搅拌摩擦焊接接头中，原始搭接界面形成的迁移界面会减小焊缝有效承载厚度，其拉伸应力分布如图 8 所示，其中 $D2$ 为原始搭接界面的水平高度至迁移界面顶端水平高度的最大距离，即界面垂直迁移量， k 为迁移界面末端的水平距离。搭接接头在受到拉伸载荷作用时，发生拉伸断裂还是剪切断裂取决于比值 $r=k/h$ ，其中 h 为有效承载厚度， $h=t-D2$ ， t 为板厚。对于接头存在一个临界 r_0 值，当 $D2$ 的取值使得 $r < r_0$ 时，接头将发生剪切断裂，当 $D2$ 的取值使得 $r > r_0$ 时，接头将发生拉伸断裂。以上分析也可以简单的理解为，如果一个接头能承受的拉伸载荷大于剪切载荷，则接头将发生剪切断裂，反之则发生拉伸断裂。因此，界面垂直迁移量 $D2$ 对接头载荷存在双方面的影响，当 $D2$ 太小时，铝及铝基 SiC 复合材料无法形成有效的界面结合，但 $D2$ 太大时，会显著减小有效承载厚度，使接头易于发生拉伸断裂。不同工艺参数下界面迁移量不同，有效承载厚度不同，即便是同样断裂于界面的接头，也会呈现出不同的剪应力值(表 2)。对于接头 1#及 2#，高的焊接速度对应较高的有效承载厚度，从而对应着较高的拉剪力，接头 3#与 4#同理，其中，接头 4#甚至可以使断裂发生在母材，且此时对应的拉剪力高于母材，这与接头存在的内部拘束导致的局部应变强化有关。与接头 2#相比，接头 10#对应压入深度的增大使界面迁移量 $D2$ 增大，即有效承载厚度减小，但接头却断于母材，推测这是由于 10#大的水平迁移量使其弯钩形貌过渡平缓，利于减薄区域金属流动及协调变形所致。而接头 9#及 10#横截面形貌相同，接头断裂位置及拉剪力的差异可能是不同载荷方向下接头金属塑性变形行为的不同所致。

为进一步探明不同载荷方向下接头金属塑性变形行为的差异，采用 ANSYS 有限元分析软件对接头拉伸过程中应力分布进行分析。考虑到实际接头的受力状况，采用接触分析。将“弯钩”形貌简化为半圆形，建立的几何模型如图 9 所示。为精确处理接头塑性区，采用局部网格细化处理。采用 PLANE82 八节点单元

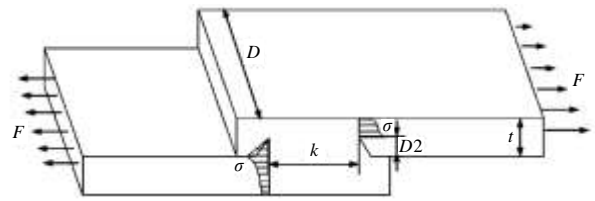


图 8 搅拌摩擦焊接接头拉伸应力分布示意图
Fig.8 Diagram of joint tensile stress distribution

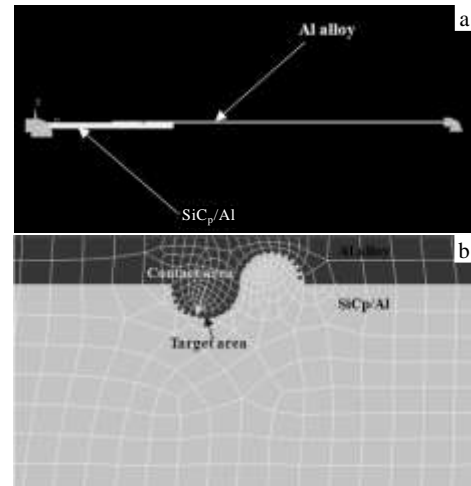


图 9 接头拉伸几何模型及接头有限元网格
Fig.9 Geometric mode (a) and finite element grid (b) of the joint under tension

进行网格划分，并采用 TARGET169 及 CONTA172 单元进行接触分析。接触对为铝/铝基 SiC 复合材料搭接接头界面区域(红色虚线所示，其红色虚线见网络版)，其中铝基 SiC 复合材料上界面为目标面(刚性面)，铝合金上界面为接触面(柔性面)。定义在拉伸过程中，两端受拉伸试验机夹持，只受 x 方向拉力作用，在 y 方向上没有位移。因此在求解过程中，对试样两端施加 y 方向位移约束。并对上层板端部施加 x 方向位移载荷(载荷为反向时位移取负值)，位移载荷值取自实际的拉剪力曲线对应发生塑性变形的位移。

根据计算得出的接头应力分布可知，在载荷 I 作用下，如图 10a 所示，应力分布非常不均匀，应力集中出现在上层铝板最小承载厚度处及附近的小范围内，此区域将在大的应力集中下发生屈服及缩颈，并产生拉伸断裂，由于此处板厚“减薄”严重，实际承载厚度小，对应的拉剪力小(对应试样 9#)。而在载荷 II 作用下，应力集中不单出现在上层铝板最小承载厚度附近，还出现在处于载荷作用前沿的铝合金/铝基 SiC 界面，虽然此时应力最大值仍出现在最小承载厚度附近，但对应的应力集中程度降低(图 10b)，

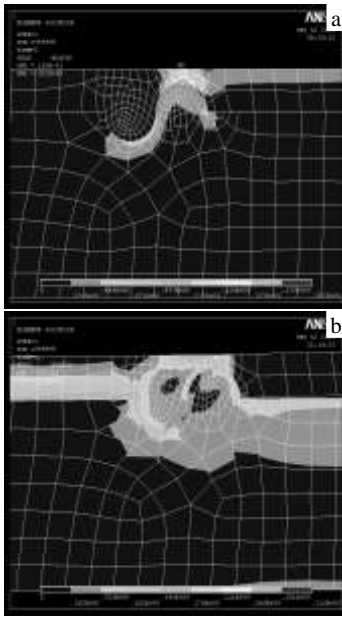


图 10 接头应力分布

Fig.10 Stress distributions of the joints underloading direction I (a) and II (b)

这意味着上层铝合金板参与塑性变形的量增大, 接头各区域的变形更加均匀, 也因此对应着更大的拉剪力, 对应试样 10#。

对现有的接头断裂情况进行分析, 除断在母材的接头外, 其余所有接头断裂均发生在弯钩状形貌顶部, 对应着最小有效承载厚度处, 即体现为拉伸断裂, 如图 11 所示。这与模拟计算的结果相一致。在模拟中接头形貌简化为半圆形, 而实际接头中的“弯钩”形貌会使不同载荷方向下两侧的塑性流动差别更大。结合数值模拟结果进行分析, 当载荷方向为 I 时, 高硬度及强度的铝基 SiC 复合材料难以变形, 变形主要发生在上层铝板一侧, 处于“弯钩”左侧的金属需要绕过“弯钩”向右侧流动(蓝色虚线见网络版), 而这种“弯钩”形貌对金属塑性流动形成阻碍。这样的话, 参与变形的金属非常少, 变形集中在最小承载厚度区域; 当载荷方向为 II 时, 金属沿着“弯钩”的背部向左侧流动, 相对载荷方向 I 时“弯钩”对变形的阻碍小。同时, 参与变形的金属量增大。不同载荷方式下金属塑性流动行为的不同决定了采用载荷方向 II 时虽然断裂模式相同, 均是发生在上层板“减薄”区域的拉伸断裂, 仍然相比载荷方向 I 时对应着更高的拉剪力。同时可以推测, 当载荷方向均为 II 时, “弯钩”形貌越平滑, 越有利于金属沿着“弯钩”的背部向左侧流动, 促进参与变形的金属量, 降低应力集中, 这也是 10#接头在有效承载厚度小于 2#接头, 却断于母材的原因。

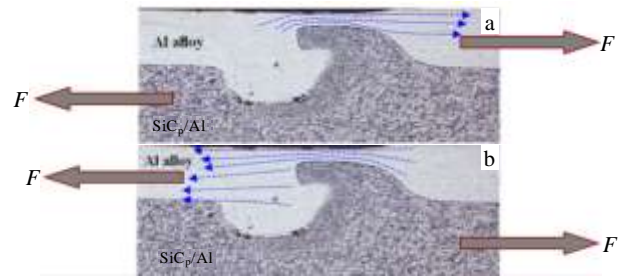


图 11 不同载荷方向下接头金属塑性流动示意图

Fig.11 Diagrams of metal plastic flow under loading direction I (a) and II (b)

3 结 论

1) 对于铝/铝基 SiC 复合材料搭接接头搅拌摩擦焊来说, 采用较高的转速相比低转速更易于获得光滑的表面成形。压入深度对表面成形的影响很大, 转速越高, 获得优良焊缝表面成形所需要的压入深度越小。在压入深度合适时, 在较宽的工艺参数窗口内均可得到表面光滑, 飞边适中的焊缝。

2) 由于微搅拌摩擦焊自身的高转速、金属流动较大程度上依赖于轴肩花纹作用的特点, 再加上铝基 SiC 复合材料本身硬度高、难以流动的特性, 铝/铝基 SiC 复合材料搭接接头形成一种特殊的“弯钩状”形貌, 在后退侧下层铝基 SiC 复合材料向上层铝合金板发生大的界面迁移。

3) 接头断裂模式为界面迁移处上层板“减薄”区域的拉伸断裂。接头力学性能与载荷方向有很大的关系。在当后退侧位于载荷作用的前沿时, 接头最大拉剪力不到前进侧位于载荷前沿时的 1/10。这是由于不同载荷方式下导致的金属塑性流动行为不同。

参考文献 References

[1] Yao Lei(姚 磊), Shen Yifu(沈以赴), Li Bo(李 博) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(12): 2602

[2] Wang Kuaishe(王快社), Zhang Xiaolong(张小龙), Shen Yang(沈 洋) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(11): 2045

[3] Reynolds A, Tang W, Gnaupel Herold T. *Scripta Materialia*[J], 2003, 48: 1289

[4] Tanaka T, Morishige T, Hirata T. *Scripta Materialia*[J], 2009, 61: 756

[5] Dressler U, Biallas G, Mercado U A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 526: 113

- [6] Fazel Najafabadi M, Kashani Bozorg S, Zarei Hanzaki A. *Materials and Design*[J], 2011, 32: 1824
- [7] Aonuma M, Nakata K. *Materials Science and Engineering B* [J], 2010, 173: 135
- [8] Park H S, Kimurat, Murkamit *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 371:160
- [9] Park H C, Satoy S, Kokawa H. *Scripta Materialia*[J], 2003, 49: 161
- [10] He Yousheng(贺幼生). *Journal of Zhuzhou University of Technology*(株洲工学院学报)[J], 2006, 20(2): 56
- [11] Zhang Guoding(张国定), Zhao Changding(赵昌定). *Metal Matrix Composite Materials*(金属基复合材料)[M]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University Press, 1999: 1
- [12] Zhang Datong(张大童), Li Yuanyuan(李元元), Long Yan(龙雁). *Light Alloy Fabrication Technology* (轻合金加工技术)[J], 2000, 28(1): 5
- [13] Zhao Huihui(赵慧慧), Feng Xiaosong(封小松), Xiong Yanyan(熊艳艳) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2014, 35(7): 47
- [14] NeeJoo Teh, Helen Goddin, Andrew Whitaker. *Developments in Micro Applications of Friction Stir Welding*. <http://www.twi.co.uk/technical-knowledge/published-papers/developments-in-micro-applications-of-friction-stir-welding/>
- [15] Cederqvist L, Reynolds A P. *Welding Journal*[J], 2001, 12: 281
- [16] Cederqvist L, Reynolds A P. *2nd International Friction Stir Welding Symposium*[C]. Sweden: TWI, 2000
- [17] Luo Kai(罗凯). *Thesis for Master*(硕士学位论文)[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2010

Micro Friction Stir Welded Lap Joint of Thin Al-alloy/SiC Reinforced Al Composite

Zhang Jing, Feng Xiaosong, Huang Hui, Zhao Huihui, Zhang Chengcong, Xiong Yanyan, Dong Fengbo, Guo Lijie
(Shanghai Aerospace Equipments Manufacturer, Shanghai 200245, China)

Abstract: The micro friction stir welding (μ -FSW) of lap joints of thin Al-alloy plate with a thickness of 0.5 mm and SiC reinforced Al composite were investigated, concentrating on the process characteristics, macro-morphology of weld cross-section and mechanical properties of the joints. The mechanisms of migration interface morphology formation and joint failure were revealed. The results show that with suitable indentation depth, welds of good appearance can be obtained in a wide range of process window. The weld cross-section shows special “hoop shape” migration interface morphology, caused by the characteristics of μ -FSW process and SiC particles. The joint failure mode is tensile fracture of “thinning area” at the upper rim of migration interface. And the joint mechanical properties are directly related to the loading direction, which is caused by different metal plastic flow behaviors.

Key words: SiC reinforced Al composite; micro friction stir welding; lap joint; migration interface

Corresponding author: Zhang Jing, Ph. D., Technical Center, Shanghai Aerospace Equipments Manufacturer, Shanghai 200245, P. R. China, Tel: 0086-21-24187199, E-mail: desternymuyu@163.com