SiC_p/6092Al复合材料搅拌摩擦焊接头的 疲劳行为研究

王 晨^{1,2} 王贝贝^{2,3} 薛 鹏² 王 东² 倪丁瑞² 陈礼清¹ 肖伯律² 马宗义²

1 东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室 沈阳 110819
 2 中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家研究中心 沈阳 110016
 3 东北大学材料科学与工程学院 沈阳 110819

摘要 为获得高质量、疲劳性能优异的 SiC_v/6092Al 复合材料搅拌摩擦焊接头,对3 mm 厚的 T6 态 SiC_v/6092Al 复合材料轧制板材分别在 50 mm/min 的低焊速和 800 mm/min 的高焊速下进行搅拌摩擦焊接,转速恒为 1000 r/min,研究焊速对接头的组织演变及拉伸性能、高周疲劳性能的影响。结果表明,高焊速接头表面"鱼鳞纹"较明显,且横截面方向的焊核区形貌与低焊速接头具有一定差异。焊速增加显著提高了 FSW 接头的硬度和拉伸强度,而对于未打磨表面的接头却未能提高接头的疲劳极限,低焊速下接头的高周疲劳极限为 150 MPa,高焊速下接头的高周疲劳极限降为 140 MPa。不同循环应力加载下,试样表现出不同的断裂方式。高应力下,低焊速接头由表面"鱼鳞纹"凹痕引起疲劳断裂,而高焊速接头是由焊核区底部的涡旋区流动不充分引起断裂。在低应力下,未打磨试样均由接头表面"鱼鳞纹"凹痕引起疲劳断裂,三维表面形貌显示高焊速接头表面粗糙度较大是造成疲劳极限较低的原因。与未打磨试样相比,经过打磨抛光后的接头光滑表面试样的疲劳极限提高了 40~65 MPa,且高焊速下的光滑试样表现出更高的疲劳极限(205 MPa),光滑表面接头在疲劳测试时均在最低硬度区及其附近区域发生断裂。

关键词 铝基复合材料,搅拌摩擦焊接,高焊速,高周疲劳 中图分类号 TB333

文章编号 0412-1961(2019)01-0149-11

Fatigue Behavior of Friction Stir Welded SiC_p/6092Al Composite

WANG Chen^{1,2}, WANG Beibei^{2,3}, XUE Peng², WANG Dong², NI Dingrui², CHEN Liqing¹, XIAO Bolü², MA Zongyi²

1 State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China 2 Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China

3 School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China Correspondent: XUE Peng, associated professor, Tel: (024)83978630, E-mail: pxue@imr.ac.cn Supported by National Key Research and Development Program of China (No.2017YFB0703104) and National Natural Science Foundation of China (Nos.U1508216, 51331008 and 51671191)

Manuscript received 2018-05-22, in revised form 2018-06-27

ABSTRACT AI matrix composites (AMCs) have been used in the aerospace and automotive industries due to the desirable properties including high specific strength, superior wear resistance and low thermal expansion. However, the traditional fusion welding process of AMCs usually brings defects such as

资助项目国家重点研发计划项目No.2017YFB0703104及国家自然科学基金项目Nos.U1508216、51331008和51671191

收稿日期 2018-05-22 定稿日期 2018-06-27

作者简介王晨,女,1988年生,博士

通讯作者 薛鹏, pxue@imr.ac.cn, 主要从事搅拌摩擦焊接与加工、超细晶材料力学行为的研究

DOI 10.11900/0412.1961.2018.00220

pores, particles segregation and detrimental phases, which limits the application of AMCs. So more and more attentions are paied on friction stir welding (FSW), a solid state welding method possessing great potential in the welding of AMCs. In this work, to acquire high quality and excellent fatigue property of friction stir welded SiC_/6092Al composite joint, 3 mm-thick rolled SiC_/6092Al composite plates with T6 state were conducted by FSW at a constant rotational rate of 1000 r/min, and at a low welding speed of 50 mm/min and a high welding speed of 800 mm/min, respectively. Microstructure evolution, mechanical properties and high cycle fatigue behavior of the FSW joints were evaluated. The results showed that high welding speed resulted in a much rougher surface of scale-like ripple and the morphology of the nugget zone was different from that of the joint at low welding speed. Significant enhancement of the hardness and tensile strength were achieved in the joints at the high welding speed, but the fatigue properties were not improved for the joints with unpolished surfaces. The fatigue limit of the joint at low welding speed was 150 MPa, however the fatigue limit reduced to 140 MPa at the high welding speed. For the joints with polished surfaces, obviously enhanced fatigue limit was achieved at the high welding speed of 800 mm/min compared to that of the joint at the low welding speed of 50 mm/min. Different fracture characteristics were observed in the specimens with unpolished surfaces at various cyclic stress loading. Under a low cyclic stress loading, crack initiated at the scale-like ripple on the surface of the specimen; under a high cyclic stress loading, crack also initiated at the scale-like ripple at the low welding speed, while the crack initiated at the swirl zone in the bottom of the nugget zone at the high welding speed. The results of three-dimension surface topography showed that a large surface roughness was achieved on the surface of the joint at the high welding speed, resulting in lower fatigue limit compared to that of the joint at the low welding speed. For the specimens with polished surfaces, the fatigue limit was improved by 40~65 MPa compared to that of the specimens with unpolished surfaces. In this case, a high fatigue limit of 205 MPa was obtained in the joint at the high welding speed of 800 mm/min, and all the specimens failed at the lowest hardness zone and nearby.

KEY WORDS aluminum matrix composite, friction stir welding, high welding speed, high cycle fatigue

陶瓷颗粒增强的铝基复合材料(aluminum matrix composite, AMC)与其基体合金相比具有高强 度、高模量、低热膨胀系数、良好的耐磨性能和导热 性能等优点,在航天、航空及轨道交通等领域得到广 泛应用。通常,焊接是制造领域不可或缺的工艺,因 此AMC的焊接性能是决定其能否在工业中广泛应 用的一项重要指标。采用传统的熔化焊进行AMC 焊接时常常会产生气孔、颗粒偏聚、界面反应、残余 应力大等问题[1.2],严重制约了其应用。近年来,搅拌 摩擦焊接(friction stir welding, FSW)作为一种新型 的固态焊接技术在铝合金的焊接中得到广泛应用, 且在Mg、Cu、Ti、钢等合金体系及异种材料的焊接中 取得了良好效果^[3-10]。与传统熔化焊相比,FSW可有 效避免熔化和凝固过程所产生的气孔、裂纹以及 Al₄C₃脆性相的生成,且残余应力小,工件不易变形, 是AMC焊接的有效方法^[10,11]。

虽然FSW过程中的温度与熔化焊相比明显降低,但时效硬化态铝合金及铝基复合材料FSW过程中强化相受到热循环作用仍会发生溶解或粗化,导致接头软化^[12,13]。研究表明,提高焊速可以有效控制热影响区强化相的粗化程度,从而改善时效硬化态铝合金及铝基复合材料FSW接头的力学性能^[14,15]。然而,与铝合金相比,AMC的流动性能较差,采用高

焊速时容易出现缺陷,并且AMC对搅拌工具造成严重磨损,限制了AMC焊接参数的选择范围,AMC的FSW焊速通常低于300 mm/min^[16]。但Wang等^[17]在800 mm/min的高焊速下实现了T4态17%(体积分数)SiC_p/2009Al轧制板材的FSW,接头的抗拉强度可达到母材的97%。

金属结构件在服役过程中通常以疲劳断裂的方 式失效,因此除静态拉伸性能外,AMC 接头的疲劳 性能成为其工业应用中一项重要的考核指标。通 常,AMC接头的疲劳性能主要受到微观组织结构、 残余应力、内部缺陷等因素的影响[16,18-20]。对于非时 效硬化态的AMC接头,焊核区(nugget zone, NZ)的 组织变化对其接头疲劳性能起关键作用,一方面,晶 粒细化更容易引起AI基体中双滑移下的疲劳裂纹 扩展,降低接头疲劳寿命;另一方面,破碎的陶瓷颗 粒引起的裂纹偏转可延长裂纹扩展路径,有利于提高 接头的疲劳寿命^[18]。但是对于时效硬化态的AMC接 头来说,疲劳失效通常发生在最低硬度区(lowest hardness zone, LHZ), 如果NZ受到了残余拉应力、未 焊透缺陷等因素的影响,断裂位置也会转移到NZ^[16,19,20]。 此外, James 等[21]在研究 5083 铝合金 FSW 接头的疲 劳性能时发现,焊缝表面的"鱼鳞纹"可作为2个裂 纹之间的连接通道加速裂纹扩展,从而降低接头的

疲劳性能。对于FSW结构件,在实际应用过程中通 常会将焊缝表面的"鱼鳞纹"进行加工处理,而有些 工况条件下仅对表面进行简单处理,保留表面的"鱼 鳞纹"结构。

通常,材料的疲劳强度与其静态拉伸强度密 切相关,而提高焊速可明显增强时效硬化态铝合 金及复合材料FSW接头的拉伸性能,其疲劳性能 是否因此得到改善值得关注。同时,接头表面状 态对疲劳性能的影响也需深入研究,但目前尚少 有相关报道。本工作选取具有良好塑性与强度匹 配的典型时效硬化态 AMC SiC_p/6092Al作为研究 对象,在800 mm/min的高焊速下进行FSW,并与低 焊速(50 mm/min)下的接头加以对比,对表面未打磨 的接头和经过打磨抛光后的光滑表面接头的疲劳性 能进行深入研究,以期获得高强度及抗疲劳性能优 异的SiC_p/6092Al接头。

1 实验方法

采用3.0 mm厚T6态17%SiC_p/6092 Al复合材料 轧制板作为原材料,其基体合金成分(质量分数,%) 为:Mg1.0,Si0.8,Cu0.6,Al余量。用FSW-5LM-020 型数控静龙门搅拌摩擦焊机对75 mm宽、150 mm长 的板材沿轧制方向进行对焊。焊接工具由金属陶瓷 制备,结构为直径14 mm的普通凹形轴肩和根部直 径5 mm、针长2.75 mm的锥形螺纹针。转速1000 r/ min,焊接速率分别为50和800 mm/min,2种焊速下 的样品分别标记为1000-50和1000-800。

焊接完成后,采用 MicroXAM 型非接触式光学 轮廓仪观测焊缝表面的三维形貌。采用 MEF4A 金 相显微镜(OM)观察接头横截面方向上的显微组 织,制样时将样品依次采用 400、800、1200 和 1500 号 水磨砂纸打磨并抛光,然后用 Keller 试剂(2 mL HF+ 3 mL HCl+5 mL HNO₃+190 mL H₂O)腐蚀。

硬度测试在MVK-H300型显微硬度计上进行,在 金相样品上沿板厚中心线每间隔1mm打一点,选用 载荷为500g,保压时间15s。拉伸样品垂直于焊接方 向截取,焊缝位于样品中心,平行段长度为40mm。 拉伸实验采用SANS-CMT 5205型电子万能试验机 进行,初始应变速率为1×10⁻³s⁻¹,每个参数选用3个 平行试样进行测试,拉伸测试参照GB/T 228-2010 《金属材料室温拉伸试验方法》进行。分别对表面未 打磨的原始试样和经过打磨、抛光的光滑表面试样 进行高周疲劳测试,参照GB/T 3075-2008《金属材料 疲劳试验轴向力控制方法》进行。2种疲劳试样的取 样位置同拉伸试样一致,平行段长度同样为40mm。 疲劳测试在CCOB-50型疲劳试验机上进行,加载 应力与时间的函数曲线为正弦波,应力比 R=0.1,频 率为100 Hz。此处规定的疲劳极限为当循环周次 达到10⁷ cyc 时所对应的最大循环应力。疲劳测试 后,采用 Quanta 600型扫描电子显微镜(SEM)观察 断口形貌。

2 实验结果

2.1 接头宏观形貌

图1为低焊速(50 mm/min)和高焊速(800 mm/min) 下FSW接头表面及横截面宏观形貌。可以看出,低 焊速和高焊速下均未发现明显的焊接缺陷。低焊速 下FSW 接头表面比较光滑,"鱼鳞纹"特征不明显 (图1a);与低焊速FSW接头相比,高焊速下FSW接 头表面的"鱼鳞纹"比较明显, 目间距较大(图1b)。 "鱼鳞纹"间距代表焊接过程中焊接工具旋转一周向 前移动的距离,在相同的转速情况下,焊接工具旋转 一周的时间相同,因此高焊速下焊接工具向前移动 的距离更远,接头表面的"鱼鳞纹"更为明显。由图 1c和d可知,低焊速和高焊速下接头横截面的宏观 形貌均无隧道、孔洞等缺陷,但形貌特征存在一定差 异,低焊速下FSW接头的NZ形貌呈典型的盆形,而 高焊速下FSW接头的NZ面积急剧减小,NZ内的搅 拌针影响区(pin deformation zone, PDZ)与轴肩影响 区 (shoulder deformation zone, SDZ)分界线明显, PDZ的形状呈椭圆形。

2.2 接头微观组织

图2所示为母材(base material, BM)和FSW接头 横截面NZ的微观组织。由图可见,经过FSW后,



图1FSW接头的宏观形貌

Fig.1 Surface topographies (a, b) and cross sectional macrostructures (c, d) of friction stir welding (FSW) joints at the welding speeds of 50 mm/ min (a, c) and 800 mm/min (b, d) (NZ—nugget zone, SDZ—shoulder deformation zone, PDZ—pin deformation zone, RS—retreating side, AS—advancing side) NZ的SiC颗粒形貌及分布发生了变化。BM中的SiC颗粒分布比较均匀且沿着轧制方向分布,颗粒边缘存在比较尖锐的棱角。在FSW过程中由于剧烈的塑性变形和焊接工具的搅动作用,NZ的SiC颗粒被充分搅动并发生破碎,棱角钝化。焊速为50mm/min时,焊接工具的搅动作用充分,NZ的SiC颗粒分布与BM相比更加均匀,同时破碎的细小SiC颗粒也弥散分布于基体中。而随着焊速的提高,焊接工具的搅动作用减弱,从而降低了这种破碎效应,因此800mm/min焊速下NZ的SiC颗粒破碎情况不明显(图2c)。

2.3 硬度分布与拉伸性能

图3所示为FSW接头横截面方向的显微硬度分 布曲线。可以看出,2种焊速下FSW接头的硬度分 布均呈现出不同程度的软化特征,曲线形状与传统时效硬化态的6xxx系铝合金FSW接头相似,呈"W"形分布,BM硬度最高,约165 HV,焊缝区硬度降低。低焊速的FSW接头的软化区宽度约为30 mm,前进侧(advancing side,AS)和后退侧(retreating side,RS)的热影响区(heat affected zone,HAZ)内各存在着一个LHZ,硬度为90 HV,与BM相比硬度减小了75 HV,NZ的硬度与LHZ相比略有提高,约为105 HV;当焊速提高到800 mm/min时,FSW接头的软化区宽度缩减为18 mm,且整个接头的硬度明显升高,LHZ和NZ的硬度分别增加了20和15 HV。

表1所示为BM和FSW接头的拉伸性能及断裂 位置。从表中可知,低焊速下FSW接头的抗拉强度 为310 MPa,与BM (490 MPa)相比明显降低,接头强







图3 FSW 接头横截面的硬度分布

Fig.3 Microhardness distributions of FSW joint in the cross section at the welding speeds of 50 mm/min (a) and 800 mm/min (b)

Sample	Yield strength MPa	Ultimate tensile strength / MPa	Elongation %	Joint efficiency %	Fracture location
1000-50	236±3	310±3	5.5±0.3	63	LHZ
1000-800	262±3	355±5	3.8±0.5	72	LHZ
BM	413±3	490±2	8.0±0.5	-	_

表1 FSW 接头的拉伸性能及断裂位置 Table 1 Tensile properties and fracture locations of FSW joints

Note: LHZ-lowest hardness zone

度系数为63%,与前期研究^[13,15,22]结果中的6xxx系铝 合金及复合材料接头的强度系数相似。随着焊速的 增加,FSW 接头的拉伸强度明显提高,抗拉强度增 至355 MPa,接头的焊接强度系数增至72%,与低焊 速下的焊接强度系数相比提高了9%。2种焊速下 的FSW接头均沿着LHZ断裂,与图3中的硬度分布 曲线一致,这表明在低焊速和高焊速下均获得了无 缺陷的AMC接头,没有发生异常断裂现象。

2.4 高周疲劳性能

图4所示为未打磨的BM和FSW接头的最大应 力-寿命(S-N)曲线。可以看出,BM的疲劳极限为 170 MPa,由于拉伸强度的降低,FSW接头的疲劳极 限均低于BM。然而,FSW接头的疲劳性能与其强 度却呈现出了不一致性,虽然低焊速接头的抗拉强 度较低,但其疲劳极限(150 MPa)却比高焊速接头的 疲劳极限高出10 MPa。此外,在高应力加载时,低 焊速下的接头疲劳寿命略低于高焊速下的疲劳寿 命,而在低应力加载时,则呈现出相反的变化趋势。

400 (a) 350 300 / MPa 250 ح max / 200 150

在对表面未打磨的疲劳试样进行疲劳测试时, 低焊速下的试样均在HAZ断裂,典型的断后样品形 貌如图5a所示:而高焊速下试样的断裂则呈现不一 致性,高应力加载下在接头中心位置处断裂,低应力 加载下的断裂模式则与低焊速下的接头相同,在 HAZ 处断裂(图 5b)。

对于低焊速下的FSW接头,在高应力和低应力 加载条件下疲劳断口的形貌类似,典型的断口形貌 如图6所示。从图6a可以看出,疲劳裂纹起源于接 头上表面,且有多条裂纹源起始于试样上表面。从 裂纹源区(A区)的高倍形貌(图6b)上可以观察到疲 劳裂纹容易在"鱼鳞纹"凹痕的根部萌生,这说明表 面未打磨试样上表面粗糙的"鱼鳞纹"是造成多条裂 纹同时起裂的原因。裂纹扩展区(B区)的扩展特征 不明显,并未发现典型的疲劳辉纹(图6c)。瞬断区 (C区)与AMC拉伸断口的特征相似,呈现出浅的韧 窝形貌(图6d)。



图7为高焊速下表面未打磨FSW接头疲劳断口



图4 未打磨疲劳试样的 S-N 曲线

Fig.4 S-N curves of BM (a) and FSW joints (b) for unpolished specimens (σ_{max} -maximum stress, $2N_r$ -cycles to failure)



图5不同加载应力时未打磨疲劳试样在不同焊速下的断裂位置

Fig.5 Fracture locations of unpolished specimens at different maximum stresses and the welding speeds of 50 mm/min (a) and 800 mm/min (b)



图 6 50 mm/min 焊速下,未打磨试样在150 MPa应力加载下的断口形貌 Fig.6 Macro morphology of fracture (a) and magnified images of regions A (b), B (c) and C (d) in Fig.6a of unpolished specimen at the welding speed of 50 mm/min and maximum stress of 150 MPa



图 7 800 mm/min 焊速下,表面未打磨试样在不同应力加载下的断口形貌 Fig.7 Macro morphologies of fractured samples (a, c) and corresponding magnified images of crack sources (region A) (b, d) of unpolished specimen at the welding speed of 800 mm/min and maximum stresses of 150 MPa (a, b) and 220 MPa (c, d)

形貌的 SEM 像。在150 MPa 的低应力加载条件下, 疲劳断口表面只观察到一个裂纹源区,且萌生于上 表面,如图 7a 箭头处所示。将裂纹源区放大,可清 晰观察到疲劳裂纹萌生于"鱼鳞纹"凹痕根部(图 7b),表明试样表面"鱼鳞纹"是造成表面未打磨的低 焊速 FSW 接头和低应力下高焊速接头疲劳裂纹萌 生的根本原因。与低应力加载时明显不同,在高应 力加载条件下,高焊速 FSW 接头疲劳裂纹的起裂位 置是由试样底部起裂,属于多裂纹源断裂(图 7c)。 由图 7d 可以看出,多处裂纹由试样底部的原始对接 面处萌生(箭头所示位置),且底部涡旋区(swirl zone, SWZ)呈现出沿焊接方向的流动特征,这应与 SWZ流动性不充分导致的接合作用减弱相关。

由上述结果可知,表面未打磨FSW接头样品在 疲劳测试过程中裂纹易在表面"鱼鳞纹"和NZ底部 萌生,导致试样过早地疲劳失效,因此出现了疲劳性 能与拉伸性能不一致的现象。为深入研究FSW接 头的本征疲劳性能,本工作同时对打磨、抛光后的光 滑表面样品进行了疲劳性能测试,其S-N曲线如图8 所示。可以看出,经过打磨和抛光后,2种焊速下 FSW接头的疲劳性能显著提高。高焊速下FSW接 头的疲劳极限为205 MPa,高于低焊速下接头的疲 劳极限(190 MPa)。低焊速下的试样断裂位置与未



Fig.8 S-N curves for polished specimens

打磨样品相同,均在LHZ断裂,而高焊速下的试样则在LHZ或靠近LHZ的BM断裂,未发现沿NZ底部开裂的异常断裂现象(图9)。

图10为光滑表面FSW接头疲劳断口典型形貌的SEM像。可以看出,光滑表面试样的裂纹源位置比较随机,可以在试样侧面(图10a)、棱角(图10b)及上下表面(图10c)处起裂,不存在裂纹优先形核位置。进一步放大裂纹源区,可观察到断口附近表面有许多颗粒状凸起,经能谱分析,此凸出的颗粒为SiC颗粒(图10d)。此外,从接头疲劳断口侧面形貌也可看出,无论是高焊速还是低焊速下,在低应力和高应力加载条件下,裂纹都易在颗粒附近萌生,典型形貌如图11所示。

3 分析讨论

3.1 焊速对接头组织及常规力学性能的影响

众所周知,FSW过程中接头会受到热循环作用 和NZ搅拌作用,导致不同程度的组织演变,从而对 接头的力学性能产生很大影响^[12,23,24]。在FSW过程 中,只有NZ的SiC颗粒在焊接工具的搅拌作用下发 生了破碎,而HAZ的SiC颗粒只受到焊接热循环的 影响,几乎不会受到搅拌作用的影响,所以HAZ的 SiC颗粒的分布没有发生变化。在低焊速下焊接工 具搅动作用较强,SiC颗粒充分破碎并弥散分布于 NZ中。而高焊速下搅拌作用减弱,导致SiC颗粒破 碎程度减小,且颗粒来不及重新分散,其均匀性与低 焊速下的相比有所下降。

对于时效硬化型的6xxx系铝合金及其复合材 料,其高强度主要来源于大量的β"针状析出相强 化,因此基体中的析出相状态对焊接接头的力学性 能有着至关重要的影响。据文献报道,β"强化相的 溶解温度大约为220℃^[25],而FSW过程中NZ的峰值 温度可达到500℃以上,且剧烈的塑性变形作用可 加速强化相的溶解^[26-28],因此NZ中的β"强化相可在



图9不同焊速下光滑表面疲劳试样的断后形貌

Fig.9 Morphologies of polished specimens after fatigue tests at the welding speeds of 50 mm/min (a) and 800 mm/min (b)



图10光滑表面试样的疲劳断口SEM像

Fig.10 SEM fractographs of polished specimens showing different crack initiation sites (a) lateral (b) corner (c) top or bottom (d) magnified image of region A in Fig.10a



图 11 光滑试样在沿着疲劳加载方向上的断口形貌 SEM 像 Fig.11 SEM fractographs along the fatigue loading direction of polished specimens at the welding speeds and stresses of 50 mm/min, 220 MPa (a) and 800 mm/min, 220 MPa (b)

FSW 过程中快速溶解。Sato 等^[12]认为在FSW 过程 中,NZ的 β"相全部发生了溶解,且β"相的溶解导致 了 NZ 的软化。而LHZ 处于HAZ,由于温度的降低 则以β"相粗化为主,粗化程度主要取决于过时效温 度以上的持续时间长短。Liu和Ma^[24]的研究结果表 明,焊速提高可以缩短LHZ 的过时效温度以上的持 续时间,从而限制β"相的粗化程度,使LHZ 的硬度 和接头的拉伸强度得到提高。对于时效硬化态铝合 金及其复合材料的FSW 接头,若无焊接缺陷产生, 试样在拉伸过程中通常沿着较软的LHZ 断裂。本 工作中,低焊速和高焊速下,FSW 接头均断裂在 LHZ,而高焊速下由于LHZ热循环的减弱作用,LHZ 的硬度和接头的拉伸强度均得到提高。

3.2 表面状态对接头疲劳极限的影响

通常在应力控制的疲劳实验中,应力幅 $\Delta\sigma/2$ 与疲劳寿命 $2N_{\rm f}$ 的关系可用Basquin公式来表示:

$$\Delta \sigma / 2 = \sigma'_{\rm f} (2N_{\rm f})^b \tag{1}$$

式中, σ'_{t} 代表疲劳强度系数,b代表疲劳强度指数。 通常 σ'_{t} 可近似于颈缩修正后的真实拉伸强度^[29]。由 式(1)可知,疲劳极限一般与 σ'_{t} 成正比,即它随着拉 伸强度的提高而提高,本工作中的光滑表面试样也 证实了这个规律。然而,对于未打磨的原始表面状 态的FSW接头试样,其疲劳极限与拉伸强度却呈现 出相反的变化趋势。

高周疲劳破坏过程中,裂纹萌生阶段占疲劳寿 命的主要部分,内部夹杂物、第二相颗粒、表面粗糙 度、内部缺陷等因素会对裂纹的形核和扩展造成很 大影响。本工作中FSW接头试样表面"鱼鳞纹"的 形成是由于焊接工具的周期性前进和旋转将轴肩空 腔内的材料逐渐压出形成的^[30]。高焊速下接头的 "鱼鳞纹"会更深,从而增加接头表面的粗糙度。图 12 所示为2种焊速下接头表面的纵向剖面三维形貌 图。可以看出,高焊速下FSW接头表面的平均粗糙 度R。为26.12 µm,明显大于低焊速下FSW接头表面 的R_a (12.37 µm)。裂纹萌生对表面质量非常敏感, 粗糙度越高,裂纹萌生所需的切向力越低,裂纹越 容易萌生^[31]。另外,表面粗糙度的增加使表面的应 力集中增加,从而过早地萌生裂纹,降低接头疲劳 极限。因此,粗糙表面的FSW接头疲劳试样不服 从Basquin公式,但其疲劳极限与 R_a 却存在一定的 关系。

Murakami等^[32]提出了疲劳极限与缺陷大小之间的关系,并应用在预测粗糙表面试样的疲劳极限中:

$$\sigma = \frac{1.43(H+120)[\frac{1-R}{2}]^{\alpha}}{(\sqrt{l})^{1/6}}$$
(2)

式中, σ 表示疲劳极限预测值;H表示 Vickers 硬度,本 工作中由于断裂位置均在轴肩内,因此H可定义为轴 肩范围内的平均硬度; α 为跟交滑移有关的因子,其 值为 α =0.226+H×10⁻⁴; \sqrt{l} 表示等同于表面粗糙度大 小的缺陷尺寸,与凹痕深度a和凹痕宽度2b(相邻峰 之间的距离,如图12b所示)的关系式如下:

$$\frac{\sqrt{l}}{2b} = 2.97 \left(\frac{a}{2b}\right) - 3.51 \left(\frac{a}{2b}\right)^2 - 9.74 \left(\frac{a}{2b}\right)^3 \tag{3}$$

Itoga 等^[33]认为*a*定义为平均表面粗糙度*R*_a时更接近实际结果,将*R*_a的值代入式(3)预测疲劳极限,结果如表2所示。可以看出,预测的结果与实际疲劳极限结果非常接近。因此,原始表面的FSW接头疲劳极限与拉伸强度的相反变化趋势主要与试样表面"鱼鳞纹"的粗糙度密切相关。

3.3 接头断裂位置

当不考虑表面状态对FSW接头疲劳性能的影 响时,LHZ成为整个接头的弱区,因此光滑表面的 FSW 接头在疲劳过程中优先在此处或附近开裂,且 裂纹源位置随机分布在试样表面、侧面及棱角处。 而对于表面未打磨FSW接头试样,由于粗糙度的影 响,在疲劳过程中大多数试样沿表面的"鱼鳞纹"优 先开裂,但是高应力加载下的高焊速接头却在NZ 底部开裂,这主要是高焊速接头在低应力和高应力 下的疲劳断裂机理不同。在低应力下,疲劳断裂的 机理为粗糙表面引起的断裂,而在高应力下,疲劳断 裂的机理为NZ底部引起的断裂。造成疲劳断裂机 理不同的原因与FSW过程中的材料流变与焊接接 合机理有关。如图13所示,FSW过程中在焊接工具 的旋转带动下,NZ经历了复杂的材料流变和混合, 在搅拌针的作用下,原始对接面两侧的材料得到充 分混合从而实现接合。然而对于搅拌针底部的



图 12 FSW 焊缝表面轮廓形貌

Fig.12 Surface profiles of FSW welds at the welding speed of 50 mm/min (a) and 800 mm/min (b) (2b—peak-to-peak distance, a—depth of defect)

Table 2 Comparision of predicted and experimental fatigue limits									
Sample	2 <i>b</i> / µm	$a(R_{\rm a})/\mu{ m m}$	<i>H</i> / HV Predicted fatigue limit		Experimental fatigue				
				MPa	limit / MPa				
1000-50	42.74	12.37	105	146	150				
1000-800	821.28	26.12	120	138	140				

表2预测疲劳极限及实际疲劳极限对比 **ble 2** Comparision of predicted and experimental fatigue lin

Note: R_a—surface roughness, H—hardness



图 13 FSW 过程中工具位置和材料流变示意图 Fig.13 Schematics for position of stir tool (a) and metal flow pattrens (b) during FSW

SWZ,材料流动不充分,在高温条件下仅受到搅拌 针的挤压及带动作用实现接合[34,35]。同时,由于薄板 底部的导热作用比厚板要强,因此底部的热输入会 减弱,尤其在高焊速的情况更为严重,导致SWZ的 结合作用减弱。显然,搅拌针底部的SWZ 接合强度 通常要弱于NZ,尤其是在高焊速下,热输入量较低 导致 SWZ 流动性差, 进而导致 SWZ 接合强度减 弱。Dickerson和Przydatek^[36]认为流动不充分的 SWZ在一定尺寸内并不影响整个接头的拉伸性能, 也不会作为起始断裂区开裂,但也有文献¹³⁷报道 SWZ所在的焊缝根部接合不良可作为"弱区"引起 疲劳开裂。本工作中,未经打磨的高焊速接头的粗 糙表面和SWZ2个易萌生裂纹的"弱区"相互竞争, 高焊速接头的 SWZ 的强度要低于 SWZ 上方的 NZ 强度。低应力幅加载下,最大循环应力小于SWZ的 接合强度,底部不会优先产生裂纹,此种情况下表面 "鱼鳞纹"凹痕处作为裂纹形核点,引起疲劳失效。而 在高应力幅加载时,最大循环应力可能会接近SWZ 的接合强度,循环至一定周次后SWZ发生优先开裂, 从而快速扩展导致整个接头疲劳断裂。

4 结论

(1) 在高焊速(800 mm/min)和低焊速(50 mm/min) 下均获得无缺陷的 SiC_p/6092Al 复合材料 FSW 接 头,高焊速的 FSW 接头表面比低焊速的 FSW 接头 表面"鱼鳞纹"更明显,由于高焊速下热输入量较小, NZ 面积明显减小,且形貌由低焊速下典型的盆形变 为椭圆形。

(2)2种焊速下FSW接头的硬度分布曲线均呈 "W"型,焊速的增加提高了FSW接头的硬度。与低 焊速接头相比,高焊速下LHZ和NZ的硬度分别提 高了20和15HV,并且软化区宽度明显变窄。高焊 速接头的抗拉强度可达到母材强度的72%,比低焊 速接头的焊接强度系数提高了9%。

(3) 对于表面未打磨的疲劳试样,由于表面"鱼 鳞纹"的影响,2种焊速下接头的疲劳极限与拉伸强 度呈相反趋势。在高循环应力加载下,低焊速接头 疲劳失效是由接头表面"鱼鳞纹"应力集中引起的, 而高焊速接头的SWZ流动不充分导致试样在NZ底 部对接面处起裂;在低循环应力加载下,高焊速接头 和低焊速接头均由表面"鱼鳞纹"应力集中引起疲劳 失效。

(4) 对于光滑表面疲劳试样,其疲劳极限明显高 于表面未打磨疲劳试样。高焊速下的疲劳极限达到 205 MPa,要高于低焊速下的疲劳极限(190 MPa),与 接头的拉伸性能趋势呈现出一致性。疲劳样品断裂 位置均在LHZ附近,且疲劳裂纹源位置随机出现在 试样的表面及棱角处。

参考文献

- Uluköy A. Pulsed metall inert gas (MIG) welding and its effects on the microstructure and element distribution of an aluminum matrix reinforced with SiC composite material [J]. Materialwiss. Werkstofftech., 2017, 48: 163
- [2] Dai J, Liu Z, Yang L, et al. Research on pulsed laser welding of TiB₂-enhanced aluminum matrix composites [J]. Int. J. Adv. Manuf. Tech., 2016, 85: 157
- [3] Xue P, Ni D R, Wang D, et al. Effect of friction stir welding parameters on the microstructure and mechanical properties of the dissimilar Al-Cu joints [J]. Mater. Sci. Eng., 2011, A528: 4683
- [4] Wang G Q, Zhao Y H, Hao Y F. Friction stir welding of highstrength aerospace aluminum alloy and application in rocket tank manufacturing [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2018, 34: 73
- [5] Shang Q, Ni D R, Xue P, et al. Improving joint performance of friction stir welded wrought Mg alloy by controlling non-uniform deformation behavior [J]. Mater. Sci. Eng., 2017, A707: 426
- [6] Xue P, Xiao B L, Zhang Q, et al. Achieving friction stir welded pure copper joints with nearly equal strength to the parent metal via additional rapid cooling [J]. Scr. Mater., 2011, 64: 1051
- [7] Jiang X Q, Wynne B P, Martin J. Variant selection in stationary shoulder friction stir welded Ti-6Al-4V alloy [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2018, 34: 198
- [8] Reynolds A P, Tang W, Gnaupel-Herold T, et al. Structure, properties, and residual stress of 304L stainless steel friction stir welds [J]. Scr. Mater., 2003, 48: 1289
- [9] Wu L H, Nagatsuka K, Nakata K. Achieving superior mechanical properties in friction lap joints of copper to carbon-fiber-reinforced plastic by tool offsetting [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2018, 34: 1628
- [10] Feng A H, Xiao B L, Ma Z Y. Effect of microstructural evolution on mechanical properties of friction stir welded AA2009/SiC_p composite [J]. Compos. Sci. Technol., 2008, 68: 2141

[11] Wang D, Wang Q Z, Xiao B L, et al. Effect of heat treatment before welding on microstructure and mechanical properties of friction stir welded SiC_p/Al-Cu-Mg composite joints [J]. Acta Metall. Sin., 2014, 50: 489

(王 东,王全兆,肖伯律等. 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[J]. 金属学报, 2014, 50: 489)

- [12] Sato Y S, Kokawa H, Enomoto M, et al. Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding [J]. Metall. Mater. Trans., 1999, 30A: 2429
- [13] Wang B B, Chen F F, Liu F, et al. Enhanced Mechanical properties of friction stir welded 5083Al-H19 joints with additional water cooling [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2017, 33: 1009
- [14] Dong P, Li H M, Sun D Q, et al. Effects of welding speed on the microstructure and hardness in friction stir welding joints of 6005A-T6 aluminum alloy [J]. Mater. Des., 2013, 45: 524
- [15] Li Y Z, Wang Q Z, Xiao B L, et al. Effect of welding parameters and B₄C contents on the microstructure and mechanical properties of friction stir welded B₄C/6061Al joints [J]. J. Mater. Process. Technol., 2018, 251: 305
- [16] Ceschini L, Boromei I, Minak G, et al. Effect of friction stir welding on microstructure, tensile and fatigue properties of the AA7005/10 vol.% Al₂O_{3p} composite [J]. Compos. Sci. Technol., 2007, 67: 605
- [17] Wang D, Wang Q Z, Xiao B L, et al. Achieving friction stir welded SiC_p/Al-Cu-Mg composite joint of nearly equal strength to base material at high welding speed [J]. Mater. Sci. Eng., 2014, A589: 271
- [18] Pirondi A, Collini L. Analysis of crack propagation resistance of Al-Al₂O₃ particulate-reinforced composite friction stir welded butt joints [J]. Int. J. Fatigue, 2009, 31: 111
- [19] Ni D R, Chen D L, Xiao B L, et al. Residual stresses and high cycle fatigue properties of friction stir welded SiC_p/AA2009 composites [J]. Int. J. Fatigue, 2013, 55: 64
- [20] Minak G, Ceschini L, Boromei I, et al. Fatigue properties of friction stir welded particulate reinforced aluminium matrix composites [J]. Int. J. Fatigue, 2010, 32: 218
- [21] James M N, Bradley G R, Lombard H, et al. The relationship between process mechanisms and crack paths in friction stir welded 5083-H321 and 5383-H321 aluminium alloys [J]. Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 2005, 28: 245
- [22] Chen X G, da Silva M, Gougeon P, et al. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA6063-B4C metal matrix composites [J]. Mater. Sci. Eng., 2009, A518: 174
- [23] Liu F J, Fu L, Chen H Y. Microstructures and mechanical properties of thin plate aluminium alloy joint prepared by high rotational

speed friction stir welding [J]. Acta Metall. Sin., 2017, 53: 1651 (刘奋军,傅 莉,陈海燕. 铝合金薄板高转速搅拌摩擦焊接头组 织与力学性能 [J]. 金属学报, 2017, 53: 1651)

- [24] Liu F C, Ma Z Y. Influence of tool dimension and welding parameters on microstructure and mechanical properties of friction-stirwelded 6061- T651 aluminum alloy [J]. Metall. Mater. Trans., 2008, 39A: 2378
- [25] Frigaard Ø, Grong Ø, Midling O T. A process model for friction stir welding of age hardening aluminum alloys [J]. Metall. Mater. Trans., 2001, 32A: 1189
- [26] Schmidt H, Hattel J. A local model for the thermomechanical conditions in friction stir welding [J]. Model. Simul. Mater. Sci. Eng., 2005, 13: 77
- [27] Kim J H, Barlat F, Kim C, et al. Themo-mechanical and microstructural modeling of friction stir welding of 6111-T4 aluminum alloys [J]. Metall. Mater. Int., 2009, 15: 125
- [28] Zeng X H, Xue P, Wang D, et al. Realising equal strength welding to parent metal in precipitation-hardened Al-Mg-Si alloy via low heat input friction stir welding [J]. Sci. Technol. Weld. Joining, 2018, 23: 478
- [29] Suresh S. Fatigue of Materials [M]. 2nd Ed., Cambridge: Cambridge University Press, 1998: 259
- [30] Zhang Z, Xiao B L, Wang D, et al. Effect of alclad layer on material flow and defect formation in friction-stir-welded 2024 aluminum alloy [J]. Metall. Mater. Trans., 2011, 42A: 1717
- [31] Proudhon H, Fouvry S, Buffiere J Y. A fretting crack initiation prediction taking into account the surface roughness and the crack nucleation process volume [J]. Int. J. Fatigue, 2005, 27: 569
- [32] Murakami Y, Endo M. Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength [J]. Int. J. Fatigue, 1994, 16: 163
- [33] Itoga H, Tokaji K, Nakajima M, et al. Effect of surface roughness on step-wise S-N characteristics in high strength steel [J]. Int. J. Fatigue, 2003, 25: 379
- [34] Arbegast W J. A flow-partitioned deformation zone model for defect formation during friction stir welding [J]. Scr. Mater., 2008, 58: 372
- [35] Arbegast W J. Modeling friction stir joining as a metalworking process [A]. Hot Deformation of Aluminum Alloys III [C]. San Diego: Wiey-TMS, 2003: 313
- [36] Dickerson T L, Przydatek J. Fatigue of friction stir welds in aluminium alloys that contain root flaws [J]. Int. J. Fatigue, 2003, 25: 1399
- [37] Zhou L, Wang T, Zhou W L, et al. Microstructural characteristics and mechanical properties of 7050-T7451 aluminum alloy friction stir-welded joints [J]. J. Mater. Eng. Perform., 2016, 25: 2542

(责任编辑:李海兰)