



## 焊后 T6 热处理对 A356 铝合金搅拌摩擦 焊接头焊核区断裂韧性的影响

谭力筋<sup>1</sup>, 吴嘉<sup>1</sup>, 杨昭<sup>1</sup>, 路建琦<sup>1</sup>, 范纲街<sup>2</sup>

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;  
2. 昆山六丰机械工业有限公司 轻金属研发中心, 昆山 215300)

**摘要:** 采用显微硬度、单向拉伸和缺口三点弯曲等力学实验, 结合金相、扫描电镜、透射电镜和电子背散射衍射等手段, 研究了焊后 T6 热处理工艺对 A356 铝合金搅拌摩擦焊接头断裂韧性的影响。结果表明: 与常规 T6 热处理后焊接(T-FSW)试样相比, 焊后 T6 热处理(FSW-T)试样展现出较优的横向拉伸性能, 但是断裂韧性较差, 裂纹单位面积形核功(UIE)和单位面积扩展功(UPE)仅为(61.51±12.92) N/mm 和(42.66±22.32) N/mm, 不及 T-FSW 试样的 60%。焊核区晶粒组织和析出相组织的差异是造成两种试样断裂韧性差异的主要原因。与 T-FSW 试样相比, FSW-T 试样焊核区的晶粒组织更粗大, 析出相数量更多。这不仅减弱了晶界对位错运动的阻碍作用, 而且还增大了晶内与晶界间的强度差异, 因此导致了断裂模式从穿晶和沿晶混合断裂转变为沿晶断裂, 断裂机制从韧性断裂转变为脆性混合断裂。

**关键词:** 搅拌摩擦焊; A356 铝合金; 焊后热处理; 断裂韧性

文章编号: 1004-0609(2025)-08-2598-12

中图分类号: TG146.2+1; TG166.3

**引文格式:** 谭力筋, 吴嘉, 杨昭, 等. 焊后 T6 热处理对 A356 铝合金搅拌摩擦焊接头焊核区断裂韧性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2025, 35(8): 2598-2609. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2025-45477

TAN Lijia, WU Jia, YANG Zhao, et al. Effect of post-weld T6 heat treatment on fracture toughness of nugget zone in FSWed A356 aluminum alloy joints[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2025, 35(8): 2598-2609. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2025-45477

搅拌摩擦焊(FSW)是一种先进的固态连接技术, 可以形成具有优异使用性能的高质量焊接接头, 并能应用在各种结构材料上<sup>[1]</sup>。近年来, FSW 已被证实能够高效应用于 A356 铝合金零件的连接, 在新能源汽车行业中展现出重要的应用价值。在制造具备减重降噪功能的空心轮毂、空心减重悬挂组件以及具有水冷功能的电池托盘等底盘功能部件时, FSW 显著减轻了这些零部件的质量并简化了制备过程<sup>[2-5]</sup>。时效强化是 A356 铝合金主要的强化

机制, 然而, 在 FSW 过程中, 搅拌头和轴肩与工件剧烈摩擦产生的高温会对接头组织产生不利影响, 使得 $\beta'$ 相发生回溶或粗化, 进而导致接头强度下降<sup>[6]</sup>。

为了提高 FSW 接头的力学性能, 学者们持续发展与完善了 FSW 工艺, 开发了焊后热处理(PWHT)<sup>[7]</sup>、双轴肩搅拌摩擦焊(BT-FSW)<sup>[8]</sup>、水下搅拌摩擦焊(UFSW)<sup>[9]</sup>、超声振动增强搅拌摩擦焊(UVeFSW)<sup>[10]</sup>和热能辅助搅拌摩擦焊<sup>[11]</sup>等工艺。相比之下, 焊后

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2022YFE0109600)

收稿日期: 2025-02-13; 修订日期: 2025-06-16

通信作者: 杨昭, 教授, 博士; 电话: 18874028486; E-mail: zyang@csu.edu.cn

热处理能够完全避免析出相组织的恶化,是解决因时效而导致接头强度下降问题的最佳方法。然而,在现阶段工业生产中A356铝合金常用的T6热处理制度下,焊核区的细晶组织容易发生异常长大(AGG),目前尚未有成熟的解决方案来避免这一现象<sup>[12]</sup>。尽管如此,许多研究者仍广泛采用该工艺以提升焊核区强度并取得了较好的效果。MA等<sup>[13-14]</sup>通过T6热处理大幅提升了A356铝合金搅拌摩擦加工(FSP)组织的抗拉强度和伸长率。此外,NELATURU等<sup>[15]</sup>和JANA等<sup>[16]</sup>通过T6热处理显著提升了A356铝合金FSP组织的疲劳性能,使其疲劳寿命提高了至少5倍。

然而,在汽车底盘结构件等众多工件连接实例中,FSW接头会在焊核区(NZ)附近留下未焊透的区域,形成预裂纹。因此,在评估FSW接头性能时,除了考虑其拉伸性能和疲劳性能外,还必须重视断裂韧性指标<sup>[17]</sup>。目前关于铝合金FSW接头断裂韧性的研究相对匮乏。SUN等<sup>[18]</sup>通过紧凑拉伸实验研究了2195铝合金FSW接头不同区域的断裂韧性,发现焊核区的断裂韧性优于热影响区(HAZ)、热机械影响区(TMAZ)和母材(BM),这与其细小的晶粒组织有关。目前,关于PWHT工艺对接头焊核区断裂韧性影响的研究还存在空缺。因此,本文旨在分析PWHT工艺对FSW接头焊核区断裂韧性的影响,为该工艺下接头的性能评估提供更多的依据。

## 1 实验

本研究材料采用商用A356铝合金锭,其化学成分为6.95% Si、0.30% Mg、0.15% Fe、0.12% Ti、0.02% Sr,其余为Al。通过重力铸造制备了尺寸为12 mm×80 mm×500 mm的板形铸件。经过铣削去氧化皮后,焊件尺寸为10 mm×60 mm×500 mm,其中,焊接板厚为10 mm,厚度公差为±0.05 mm。焊接设备为FSW-LM-BS08型搅拌摩擦焊机,搅拌

头尺寸及焊接参数如表1所示。采用旋转速率1350 r/min、焊接速率120 mm/min、倾斜角2.5°和下压量0.1 mm的焊接工艺对板材进行焊接。T6热处理工艺为535 °C下固溶处理6 h,室温水淬后进行145 °C下人工时效5 h。母材为铸件直接进行T6热处理得到的试样,记为CT。对母材(CT)再进行FSW得到的试样记为T-FSW,对铸件直接进行FSW然后再进行T6热处理得到的试样记为FSW-T。

拉伸实验在STS100K电子万能试验机上进行,拉伸速率为2 mm/min。根据GB/T 34630.5—2017和GB/T 27551—2011标准,采用STS100K电子万能试验机进行缺口三点弯曲实验,视焊核区下方未焊透的区域为预制缺口,跨距为40 mm,压头位移速率为2 mm/min,并根据弯曲过程的位移-载荷曲线计算裂纹形核功(UIE)和扩展功(UPE)<sup>[19]</sup>。拉伸试样和三点弯曲试样尺寸如图1(a)和(b)所示。显微硬度测试设备为HVS-1000Z数显显微硬度计,测试时载荷为4.9 N,保荷时间为10 s,测试位置如图1(c)所示。

所有微观组织表征均在FSW焊缝的横截面上进行。金相组织采用徕卡DM4M光学显微镜观察。宏观晶粒形貌在金相试样用60%的FeCl<sub>3</sub>溶液腐蚀15 s后,由配备红、橙、绿、蓝四个光源的舜宇T61型体视显微镜观察<sup>[20]</sup>。用于电子背散射衍射(EBSD)技术观察的试样先按照金相试样标准进行抛光,接着使用0.05 μm二氧化硅抛光液附带腐蚀机械抛光30 min,然后使用配备NordlysMax2型电子背散射衍射(EBSD)装置的蔡司EVOMA10型扫描电子显微镜进行表征。断口形貌采用TESCAN Mira3扫描电子显微镜观察。TEM试样首先经过机械减薄至80~110 μm,随后冲孔成直径为3 mm的圆片,最后经过离子减薄得到可观察的薄区,采用Tecnai G2F200场发射透射电子显微镜观察。利用Image Pro Plus 6.0分析软件对硅颗粒和析出相的尺寸进行统计。

表1 实验中采用的搅拌头尺寸和焊接参数

Table 1 Tool size and welding process parameters used in experiments

Tool size/mm			Welding parameter		
Shoulder diameter	Pin diameter	Pin length	Rotation speed/(r·min <sup>-1</sup> )	Travel speed/(mm·min <sup>-1</sup> )	Tool tilt/(°)
15	6	5	1350	125 mm/min	2.5

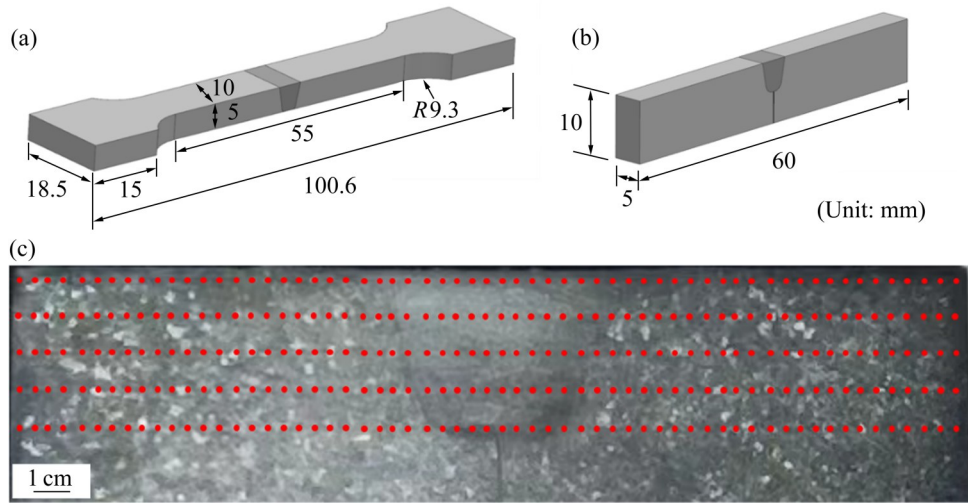


图1 力学性能试样示意图和硬度测试位置

Fig. 1 Schematic diagrams of samples for mechanical properties tests and hardness test locations: (a) Sample taken for tensile tests; (b) Sample taken for notch three-point bending tests; (c) Hardness test locations

## 2 实验结果

### 2.1 微观组织

#### 2.1.1 晶粒度和硅颗粒分布

图2所示为T-FSW和FSW-T两种试样NZ的晶粒组织。如图2(a)和(c)所示，T-FSW试样NZ为典型的FSW焊接组织，呈现出均匀的等轴细晶组织，平均晶粒尺寸为 $9.57\ \mu\text{m}$ 。如图2(b)和(d)所示，FSW-T试样NZ为不均匀的粗晶组织，晶粒尺寸最大能达到毫米级。FSW-T试样NZ的粗晶特征是一种常见现象。本研究团队此前系统研究了A356铝合金接头在固溶处理过程中AGG发生的机理，表明其发生主要归因于焊核区微观组织特征分布的不均匀性<sup>[12]</sup>。图3所示为两种试样NZ的硅颗粒组织。在焊接过程中，原来粗大并集中分布的共晶硅颗粒组织在搅拌针的强剪切作用下会发生破碎，变成尺寸较小、圆整度较高且分布均匀的硅颗粒组织。相比之下，FSW-T试样NZ的平均硅颗粒尺寸要比T-FSW试样大，FSW-T试样NZ的平均硅颗粒尺寸为 $(1.86\pm 0.34)\ \mu\text{m}$ ，T-FSW试样NZ的平均硅颗粒尺寸为 $(1.38\pm 0.22)\ \mu\text{m}$ 。这是因为固溶处理使焊核区内较小的硅颗粒溶解，而较大硅颗粒发生粗化，因此增大了平均硅颗粒尺寸<sup>[14]</sup>。

#### 2.1.2 析出相组织

图4所示为CT试样以及两种接头NZ的TEM

明场像。图4(a)和(b)展示了CT试样中的析出相组织，可以观察到大量均匀分布的 $\beta''$ 析出相，平均长度为 $(49\pm 5)\ \text{nm}$ 。图4(c)和(d)展示了T-FSW试样NZ的析出相组织，与FSW前的CT试样相比， $\beta''$ 相几乎完全消失，仅存少数长度为数百纳米的长杆状 $\beta'$ 析出相。这是因为在FSW过程中产生的高温使焊核区中大部分 $\beta''$ 溶解或转变成 $\beta'$ ，从而使析出相的数量大幅减少，尺寸明显粗化。图4(e)和(f)展示了FSW-T试样NZ的析出相组织，该区域存在大量针状 $\beta''$ 相，与CT试样相比，这些析出相的尺寸相对较大，平均长度为 $(92\pm 9)\ \text{nm}$ ，并且呈现出局部聚集的趋势。这是因为在固溶处理后位错并未完全消失，残留的位错在随后的人工时效过程中充当了析出相的形核位点，促进了析出相的形核与长大，从而导致析出相尺寸增大及不均匀分布<sup>[21-22]</sup>。

### 2.2 力学性能

图5所示为两种接头的显微硬度云图，云图的横坐标表示距离焊接中心的距离。图5(a)所示为T-FSW试样的显微硬度云图，可以发现BM的硬度超过90HV，而NZ、TMAZ和HAZ的硬度明显低于BM，主要分布在60~75HV之间。这与焊接过程中三个区域内 $\beta''$ 相发生溶解或粗化有关。图5(b)所示为FSW-T试样的显微硬度云图，在对接头组织进行热处理后，NZ、TMAZ和HAZ的硬度与BM相当，普遍超过90HV。图6所示为三种拉伸试样的

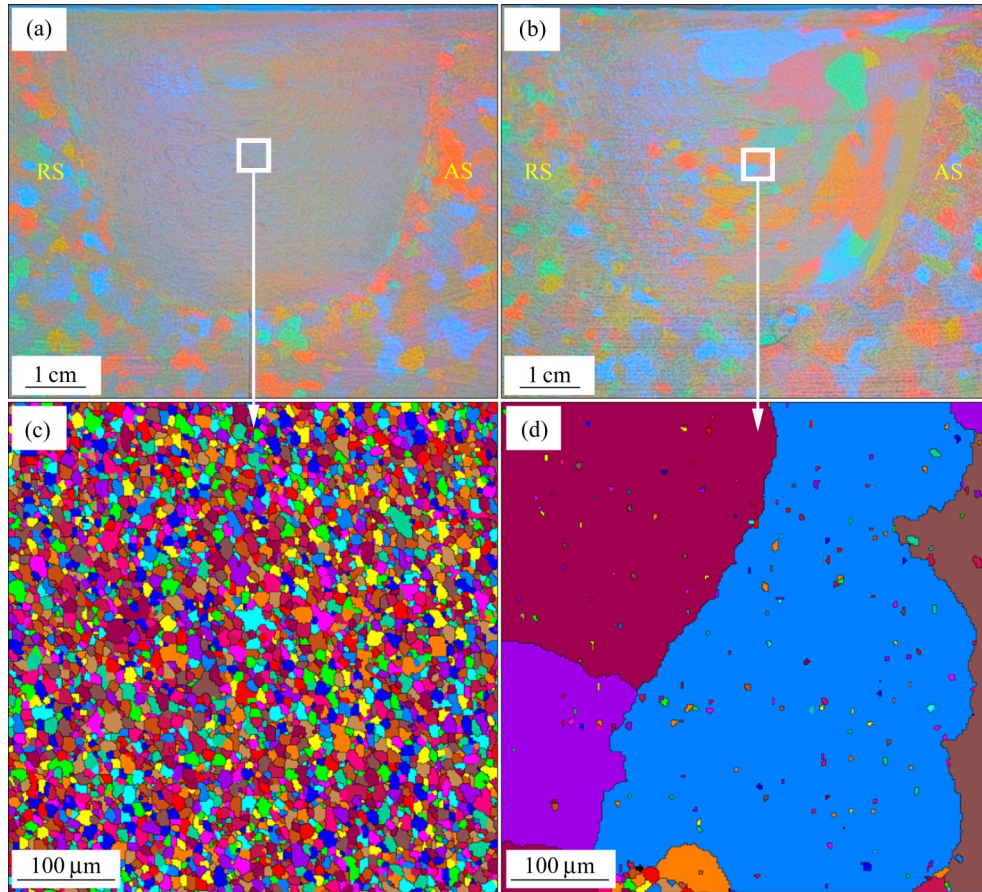


图2 FSW接头NZ的晶粒组织

Fig. 2 Grain structure of NZ of FSWed joints: (a) T-FSW sample; (b) FSW-T sample; (c) EBSD image of magnified local area indicated in Fig.2(a); (d) EBSD image of magnified local area indicated in Fig.2(b)

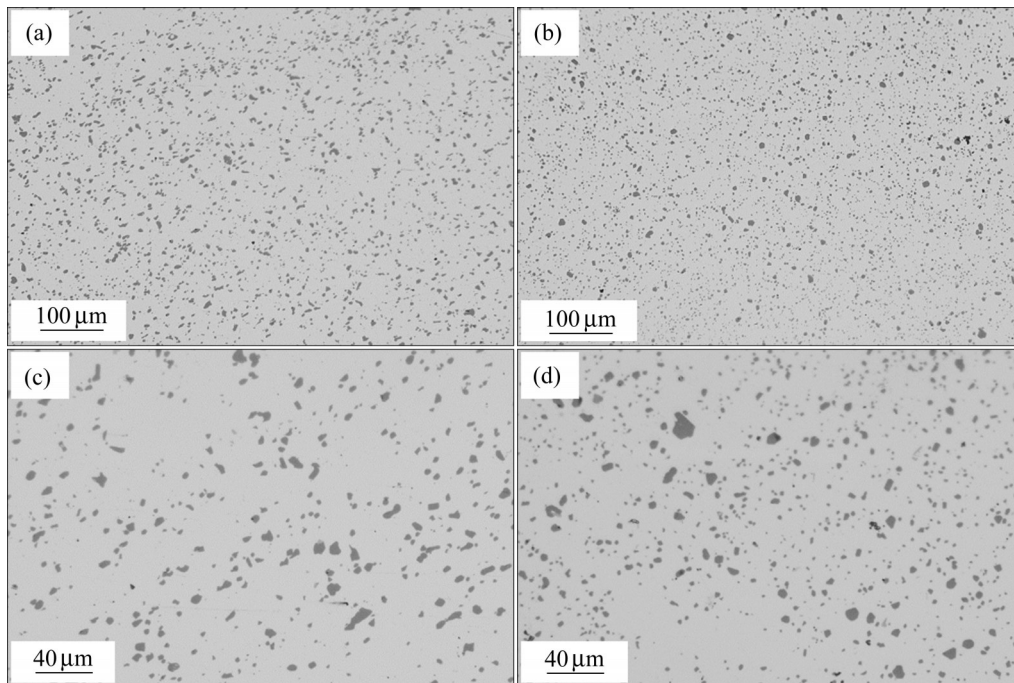


图3 FSW接头NZ的硅颗粒分布

Fig. 3 Si particle distribution of NZ of FSWed joints: (a), (c) T-FSW sample; (b), (d) FSW-T sample

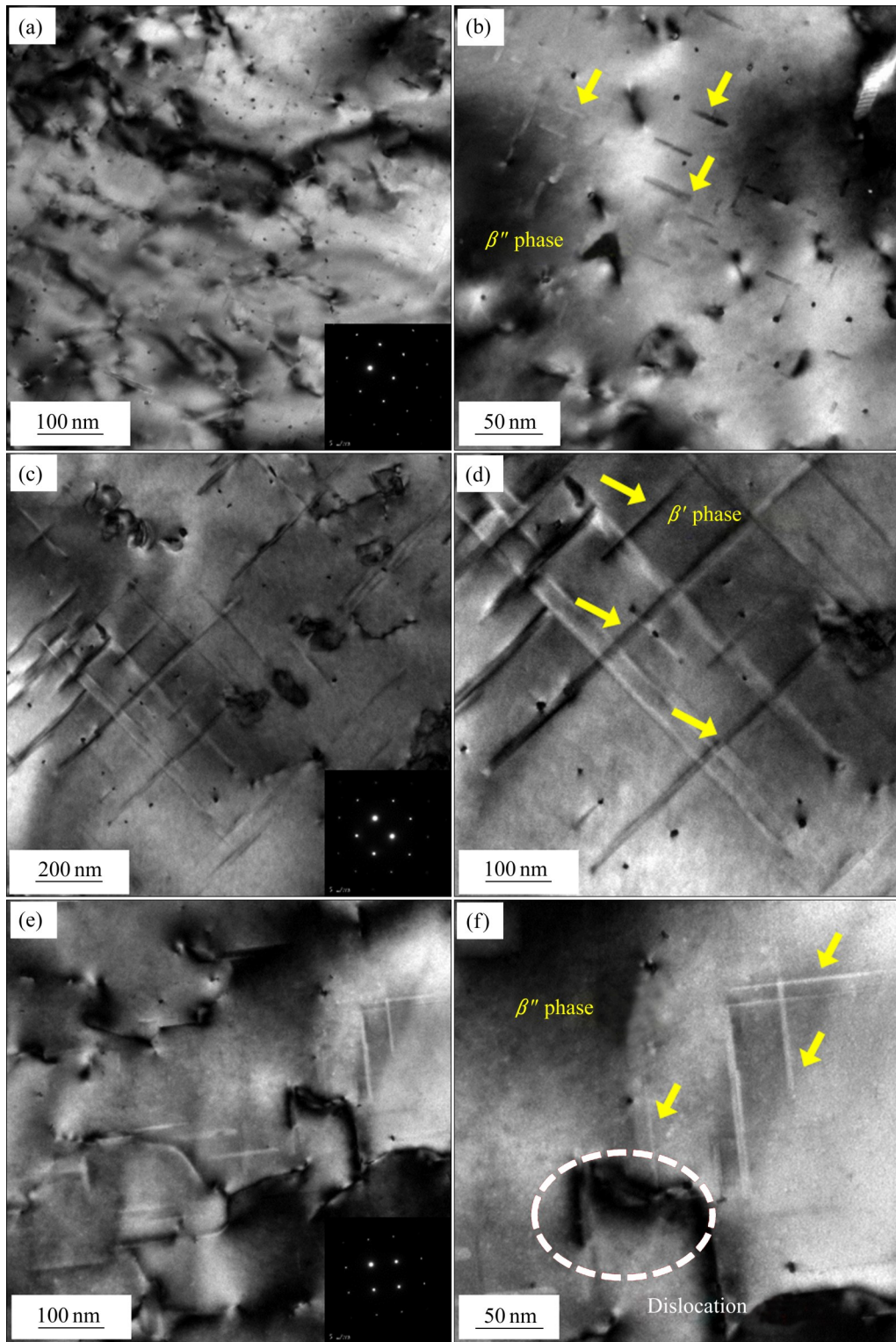


图4 母材和接头NZ的TEM明场像

**Fig. 4** TEM bright field images of base sample and NZ of joints: (a), (b) CT sample; (c), (d) NZ of T-FSW sample; (e), (f) NZ of FSW-T sample

应力-应变曲线。T-FSW 拉伸试样接头系数为 76.95%，断裂位置均在 HAZ。相比之下，FSW-T 拉伸试样接头系数达到 96.19%，且伸长率更高，

断裂位置在 BM 或 TMAZ。这些结果说明采用 PWHT 工艺能够有效提升接头组织的强度，与之前研究结果一致<sup>[23-24]</sup>。

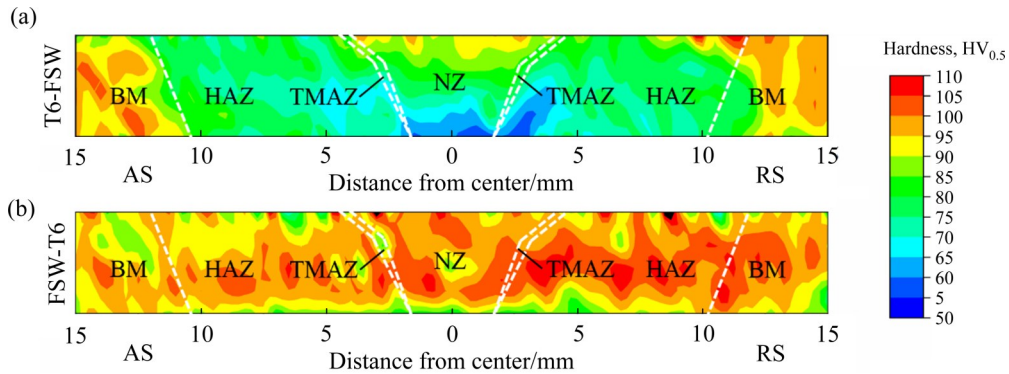


图5 FSW 接头显微硬度分布云图

Fig. 5 Microhardness distribution cloud maps of FSWed joints: (a) T-FSW sample; (b) FSW-T sample

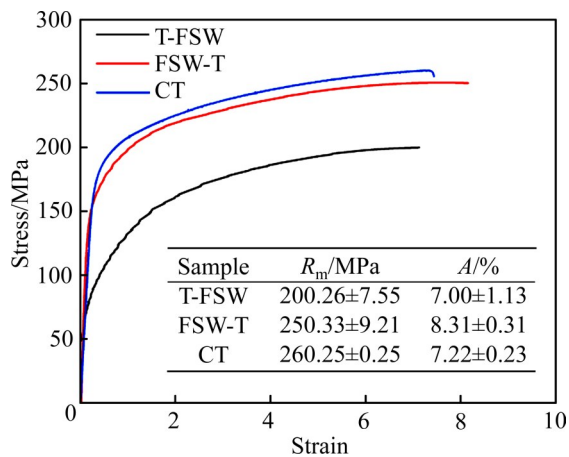


图6 各试样的拉伸力学性能结果

Fig. 6 Tensile mechanical properties of various samples

图 7(a)所示为 T-FSW 和 FSW-T 试样的缺口三点弯曲实验结果, 随着下压位移增大, 试样受到的载荷先逐渐增大, 达到峰值后再逐渐减小直至试样几乎完全断裂。T-FSW 试样载荷上升和下降的速率均小于 FSW-T 试样, 这说明 T-FSW 试样在受到载荷后裂纹形核和扩展速率都低于 FSW-T 试样。根据位移-载荷曲线进一步计算 UIE 和 UPE, 结果如图 7(b)所示。T-FSW 试样的 UIE 和 UPE 分别为  $(109.92 \pm 5.39)$  N/mm 和  $(116.84 \pm 4.59)$  N/mm, FSW-T 试样的 UIE 和 UPE 分别为  $(61.51 \pm 12.92)$  N/mm 和  $(42.66 \pm 22.32)$  N/mm, 这说明 T-FSW 试样的断裂韧性远高于 FSW-T 试样。

### 2.3 缺口三点弯曲断口

图 8 和 9 所示分别为 T-FSW 和 FSW-T 试样的缺口三点弯曲断口形貌。通过对比图 8(a)和图 9(a)所

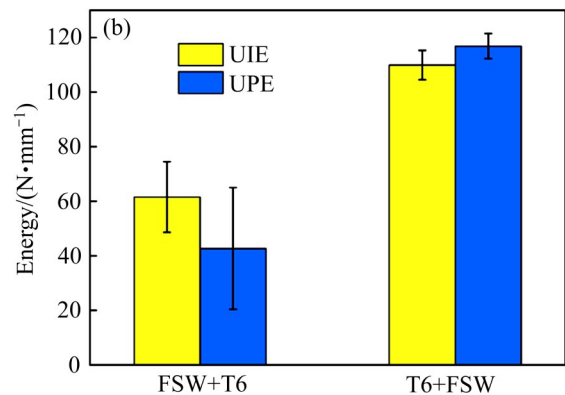
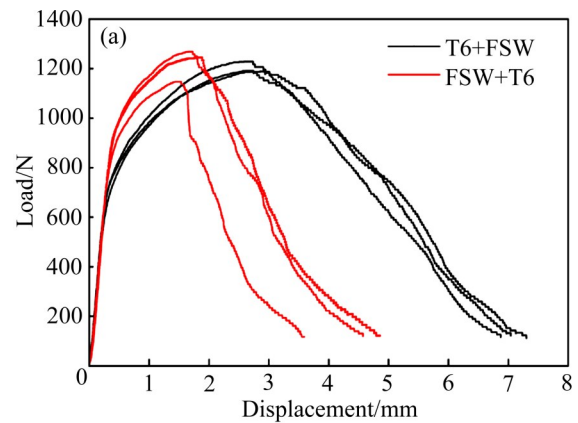


图7 T-FSW 和 FSW-T 试样的缺口弯曲试验结果

Fig. 7 Results of notch three-point bending tests of T-FSW and FSW-T samples: (a) Displacement-load curve; (b) UIE and UPE

示的断口宏观形貌发现, T-FSW 试样的断口主要由中部纤维区和边部剪切唇区两部分组成, 而 FSW-T 试样的断口几乎全由纤维区组成。图 8(b)和(c)所示为 T-FSW 试样断口中中部纤维区的放大图像, 可以看到此区域主要由密集分布的韧窝组成, 同时包含少量准解理小平面。图 8(d)和(e)所示为 T-FSW 试样

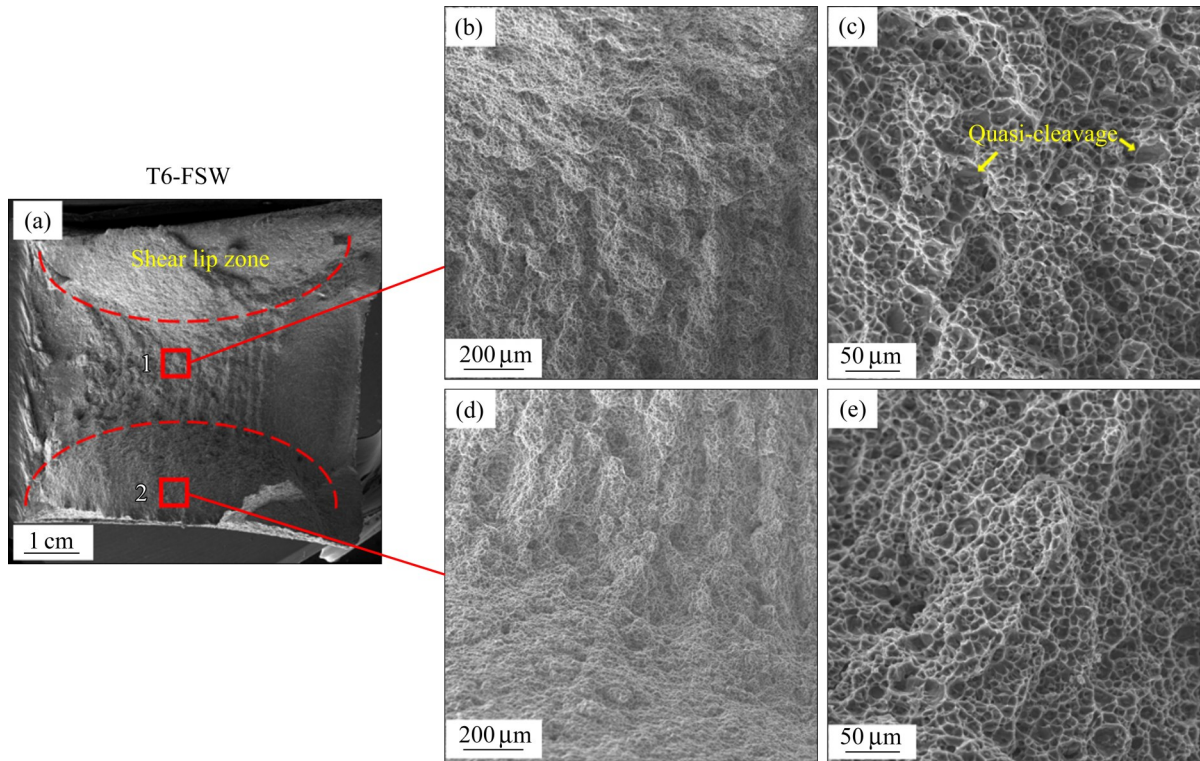


图8 T-FSW 试样断口形貌

Fig. 8 Fracture morphologies of T-FSW sample: (a) Whole fracture; (b), (c) Magnified local area 1 indicated in Fig.8(a); (d), (e) Magnified local area 2 indicated in Fig.8(a)

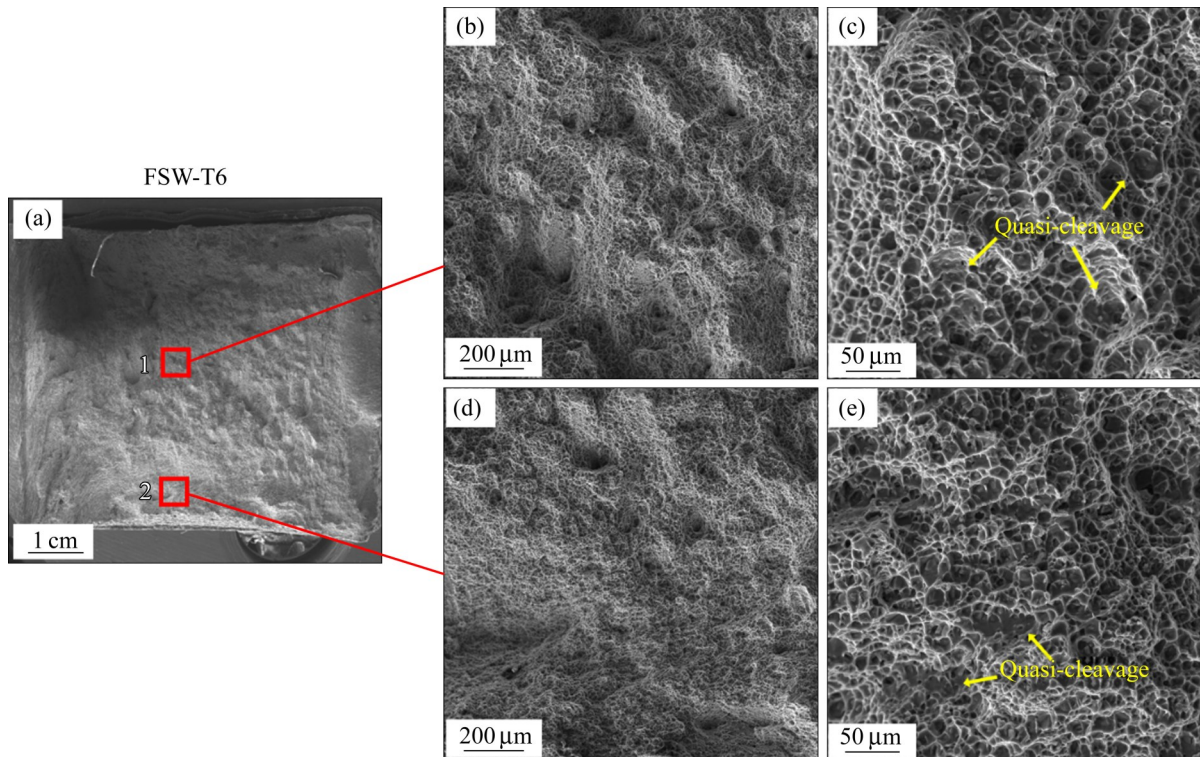


图9 FSW-T 试样断口形貌

Fig. 9 Fracture morphologies of FSW-T sample: (a) Whole fracture; (b), (c) Magnified local area 1 indicated in Fig.9(a); (d), (e) Magnified local area 2 indicated in Fig.9(a)

断口边部剪切唇区的放大图像, 此区域同样由密集分布的韧窝组成, 但相比中部区域, 几乎没有准解理小平面, 同时有更深的韧窝。这是因为边部剪切唇区断裂发生时间更晚, 变形程度更大。图 9(b)~(e)所示为 FSW-T 试样断口中部和边部纤维区的放大图像, 可以发现这两个区域同样主要由韧窝组成, 但是韧窝相对较浅, 韧窝之间分布着较明显的准解理小平面。根据上述结果可以认为, T-FSW 试样和 FSW-T 试样的主要断裂方式为微孔聚集型韧性断裂, 相比之下 FSW-T 试样还伴有少量程度的准解理断裂。

#### 2.4 缺口三点弯曲裂纹形貌

图 10 所示为 T-FSW 和 FSW-T 试样在弯曲实验结束后的裂纹形貌。T-FSW 试样中的裂纹起始于 NZ 底部, 并沿后退侧向顶部扩展, 最终形成平滑

的月牙形形态, 如图 10(a)所示。图 10(c)展示了裂纹处的晶粒形貌, 可见裂纹贯穿了细小的等轴晶区域, 由于晶粒尺寸过小, 难以精确判断裂纹是沿晶内还是晶界扩展。根据 DAI 等<sup>[25]</sup>的研究结果, 可以认为 T-FSW 试样 NZ 的断裂模式为穿晶与沿晶混合断裂。FSW-T 试样中的裂纹沿 NZ 前进侧的粗大晶粒扩展, 如图 10(b)所示。结合图 10(b)和(d)的观察结果, 可以确定断裂模式为沿晶断裂, 这种断裂模式导致裂纹呈现不规则的曲折形态。图 11 所示为两种试样的裂纹尖端形貌, 可以发现裂纹都主要沿着硅颗粒/基体界面扩展, 只有数量极少的大颗粒发生了断裂。与 FSW-T 试样仅出现一条裂纹不同, 在 T-FSW 试样中观察到较多的裂纹分支, 裂纹分支的形成增加了总裂纹长度, 有效降低了裂纹尖端的等效应力强度, 从而减缓了裂纹的扩展速度<sup>[26]</sup>。

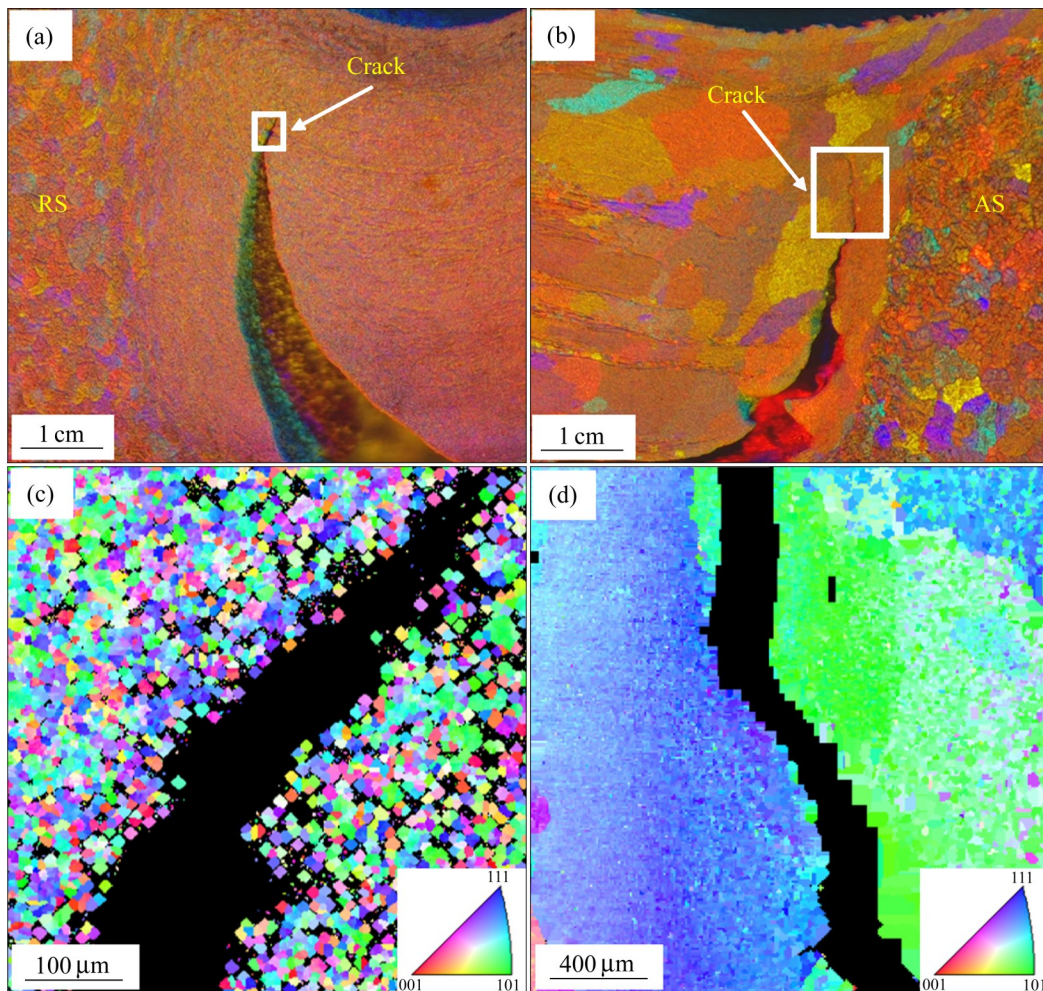


图 10 裂纹处晶粒形貌

Fig. 10 Grain morphologies at crack location: (a) T-FSW sample; (b) FSW-T sample; (c) EBSD image of magnified local area indicated in Fig. 10(a); (d) EBSD image of magnified local area indicated in Fig. 10(b)

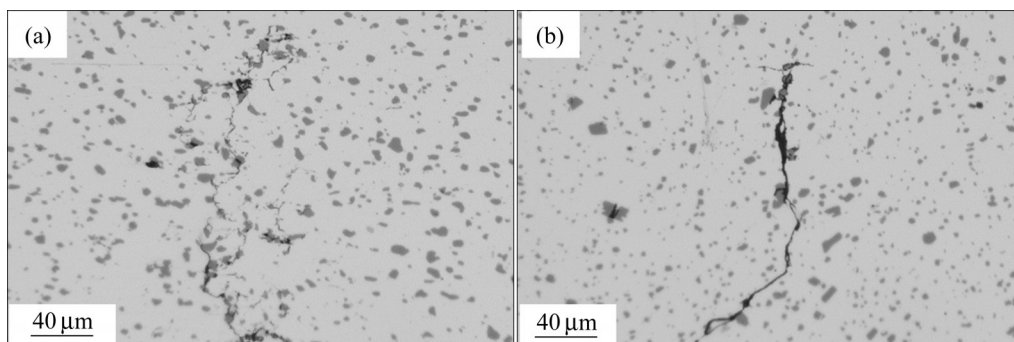


图11 裂纹尖端形貌

Fig. 11 Crack tip morphologies: (a) T-FSW sample; (b) FSW-T sample

### 3 分析与讨论

综上所述,在两种不同的焊接工艺下,接头的力学性能表现出显著差异。对于T-FSW试样,尽管其拉伸性能相对较弱,接头系数仅为76.95%,但断裂韧性较好。而FSW-T试样展现出较优的拉伸性能,接头系数高达96.19%,但断裂韧性较弱,UIE和UPE均不及T-FSW试样的60%。影响力学性能的微观组织主要包括晶粒、硅颗粒和析出相组织等。因此,必须分析这些微观组织特征差异对力学性能造成的影响。

#### 3.1 拉伸性能差异分析

接头的抗拉强度通常由接头中力学性能最弱的区域决定。T-FSW试样的析出相分布极不均匀,根据图4(a)~(d)的结果和GALLAIS等<sup>[27]</sup>研究,可以得知由于焊接过程中热效应的影响,HAZ、TMAZ和NZ的 $\beta''$ 相组织发生了不同程度的溶解和粗化,从而使接头横截面的显微硬度大致呈现中部低、两侧高的分布,其中横向硬度最低点一般在HAZ或TMAZ(见图5(a))。而FSW-T试样的析出相组织为充分析出的 $\beta''$ 相,接头横截面所有区域的显微硬度都较高(见图5(b))。因此,相较于T-FSW试样,FSW-T试样的抗拉强度更高。此外,在拉伸过程中,试样的变形均匀性对其伸长率具有重要影响。所有T-FSW试样均在强度较低的HAZ或TMAZ发生断裂,这些区域变形量较高,而强度较高的BM变形量较小。相比之下,FSW-T试样各区域的强度相近,变形更均匀充分。另外,尽管FSW-T试样

中NZ发生了AGG,但试样的断裂位置并未在NZ,说明AGG并未对组织的延展性造成不利影响,原因可能是NZ中硅颗粒分布较细小均匀,不容易产生应力集中。因此,FSW-T试样的伸长率高于T-FSW试样。

#### 3.2 断裂韧性差异分析

接头的断裂韧性主要取决于焊核区的裂纹形核和扩展过程。在裂纹形核过程中,应力集中主要发生在硅颗粒和析出相与基体的界面处,并由此形成微孔,进而促使裂纹形核<sup>[28]</sup>。对于硅颗粒而言,在微孔形成后,尺寸大于 $10\ \mu\text{m}$ 的硅颗粒易发生断裂,而尺寸小于 $10\ \mu\text{m}$ 的硅颗粒则倾向于沿颗粒/基体界面处发生断裂,后者所需的临界应力显著高于前者<sup>[15]</sup>。本研究两种接头试样NZ的硅颗粒尺寸均远小于 $10\ \mu\text{m}$ ,裂纹形核时均易沿硅颗粒/基体界面发生断裂,因此硅颗粒尺寸的差异对断裂过程影响不大。两种试样NZ的析出相组织差异较大。根据图4(c)~(f)所示,T-FSW试样NZ的析出相数量较少,主要为与基体呈半共格关系的 $\beta'$ 相;而FSW-T试样NZ的析出相数量较多,主要为与基体呈共格关系的 $\beta''$ 相。大量细小的析出相有助于提升基体强度,但同时更易产生应力集中,特别是在晶界附近,容易形成微小裂纹<sup>[29]</sup>。因此,FSW-T试样更易发生裂纹形核,导致其UIE值较低。

裂纹扩展的方式主要受两个因素影响:一是晶内与晶界之间的强度差异,该差异越大,位错越容易在晶界处堆积,裂纹更倾向于沿晶界扩展<sup>[30]</sup>;二是晶粒尺寸,晶粒越大,晶界总面积越小,裂纹在扩展过程中遇到的阻碍作用也相应减小<sup>[31]</sup>。T-FSW

试样NZ为细小的等轴晶粒结构,其大面积的晶界对裂纹扩展有较强的阻碍作用。每当裂纹从晶内扩展至晶界时,裂纹会在晶界处被有效阻断,并被迫从其他薄弱区域继续扩展,从而形成多分支的裂纹形貌(见图11(a))。相比T-FSW试样,FSW-T试样NZ晶粒度更大,晶内与晶界之间的强度差更大,所以对裂纹扩展的抗性较低。这导致了其裂纹扩展路径单一(见图11(b)),更趋向于沿晶界扩展(见图10(b)、(d))。因此,在脆性混合断裂机制的作用下,FSW-T试样在较小的弯曲变形量下即发生完全断裂,断口未能形成如T-FSW试样中明显的剪切唇区域(参见图8(a)和图9(a))。这导致了FSW-T试样的URE值相对较低。

## 4 结论

1) 采用焊后热处理的工艺能够有效防止焊接过程中引起的接头软化现象,促进 $\beta''$ 相充分析出,从而显著提升FSW接头的硬度和拉伸性能。但是,由于焊核区晶粒发生异常长大以及晶内与晶界间强度差异的增加,导致FSW接头的断裂韧性下降。T-FSW试样的UIE和UPE分别为(109.92±5.39) N/mm和(116.84±4.59) N/mm,而FSW-T试样的UIE和UPE仅为(61.51±12.92) N/mm和(42.66±22.32) N/mm。

2) 在缺口三点弯曲实验中,FSW-T试样主要表现为沿晶断裂模式,裂纹扩展路径单一,断裂机制为微孔聚集型断裂,同时伴随少量准解理型断裂;而T-FSW试样则以穿晶与沿晶混合断裂为主,裂纹扩展路径复杂,断裂机制为微孔聚集型断裂。

## REFERENCES

- [1] MA Z Y. Preface to the special issue: Friction stir welding and processing[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2020, 33(1): 1–2.
- [2] RAJENDRAN C, SRINIVASAN K, BALASUBRAMANIAN V, et al. Feasibility study of FSW, LBW and TIG joining process to fabricate light combat aircraft structure[J]. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, 2021, 4(4): 480–490.
- [3] DANIYAN I A, MPOFU K, ADEODU A O. Investigating the thermal properties of carbon steel STKM13a for the welding assembly of rail car suspension system[J]. *Procedia CIRP*, 2019, 81: 886–891.
- [4] HAGSHENAS M, GERLICH A P. Joining of automotive sheet materials by friction-based welding methods: A review[J]. *Engineering Science and Technology, an International Journal*, 2018, 21(1): 130–148.
- [5] LU J, YANG Z, FAN K, et al. Characteristics and mechanical properties of retractable pin-tool friction stir welded joints of A356-alloy LPDC hollow hubs[J]. *Materials Characterization*, 2024, 210: 113707.
- [6] OGUNSEMI B T, ABIOYE T E, OGEDENGBE T I, et al. A review of various improvement strategies for joint quality of AA 6061-T6 friction stir weldments[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 11: 1061–1089.
- [7] 王希靖, 孙桂苹, 张杰, 等. 焊后热处理对高强铝合金搅拌摩擦焊接头的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2009, 19(3): 484–489.
- [8] WANG X J, SUN G P, ZHANG J, et al. Effects of heat treatment after welding on friction stir welding joints of high-strength aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2009, 19(3): 484–489.
- [9] LI G, CHEN T, FU B, et al. Semi-stationary shoulder bobbin-tool: A new approach in tailoring macrostructure and mechanical properties of bobbin-tool friction stir welds in magnesium alloy[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2023, 317: 117984.
- [10] WAHID M A, KHAN Z A, SIDDIQUEE A N. Review on underwater friction stir welding: A variant of friction stir welding with great potential of improving joint properties[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2018, 28(2): 193–219.
- [11] 叶绍勇, 贺地求, 杨坤玉, 等. 超声辅助搅拌摩擦焊对焊缝残余应力的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2013(7): 1843–1847.
- [12] YE S Y, HE D Q, YANG K Y, et al. Effect of ultrasonic assisted friction stir welding on residual stress of welded joint[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(7): 1843–1847.
- [13] 孙广达, 闫中宪, 周利, 等. 外加能场辅助搅拌摩擦焊研究现状[J]. *焊接学报*, 2024, 45(4): 109–119, 135–136.
- [14] SUN G D, YAN Z X, ZHOU L, et al. Research progress of energy field-assisted friction stir welding[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2024, 45(4): 109–119, 135–136.
- [15] TAN L, YANG Z, LU J, et al. Modified Humphreys' model-based investigation of the mechanism of abnormal grain growth in friction-stir welded joints in A356 aluminum

- alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2025, 56(4): 1252–1265.
- [13] MA Z Y, SHARMA S R, MISHRA R S. Effect of multiple-pass friction stir processing on microstructure and tensile properties of a cast aluminum-silicon alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2006, 54(9): 1623–1626.
- [14] MA Z Y, SHARMA S R, MISHRA R S. Microstructural modification of as-cast Al-Si-Mg alloy by friction stir processing[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2006, 37(11): 3323–3336.
- [15] NELATURU P, JANA S, MISHRA R S, et al. Influence of friction stir processing on the room temperature fatigue cracking mechanisms of A356 aluminum alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 716: 165–178.
- [16] JANA S, MISHRA R S, BAUMANN J B, et al. Effect of friction stir processing on fatigue behavior of an investment cast Al-7Si-0.6 Mg alloy[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(3): 989–1003.
- [17] LI Y, LU P, WANG B, et al. Evaluation of the fracture toughness of butt-welded joints using the boundary effect model[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2022, 274: 108777.
- [18] SUN G, SUN W, ZHOU L, et al. Microstructure, mechanical and fracture properties of friction stir welded 2195 Al-Li alloy joints[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2024, 37(1): 345–361.
- [19] 韦卫昌, 马志民, 张梦晗, 等. Cu含量对Al-9.0Zn-1.5Mg-xCu合金断裂韧性的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2022, 32(11): 3245–3256.
- WEI W C, MA Z M, ZHANG M H, et al. Effect of Cu content on fracture toughness of Al-9.0Zn-1.5Mg-xCu alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2022, 32(11): 3245–3256.
- [20] YANG Z, KANG C G, SEO P K. Evolution of the rheocasting structure of A356 alloy investigated by large-scale crystal orientation observation[J]. *Scripta Materialia*, 2005, 52(4): 283–288.
- [21] TEICHMANN K, MARIOARA C D, ANDERSEN S J, et al. HRTEM study of the effect of deformation on the early precipitation behaviour in an AA6060 Al-Mg-Si alloy[J]. *Philosophical Magazine*, 2011, 91(28): 3744–3754.
- [22] OLEA C A W, ROLDO L, DOS SANTOS J F, et al. A sub-structural analysis of friction stir welded joints in an AA6056 Al-alloy in T4 and T6 temper conditions[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 454/455: 52–62.
- [23] LIU F, ZHAO H, XU Z. Effect of post-weld heat treatment on the microstructure and mechanical properties of SSFSW HVDC AlSiMgMnCu alloy[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 21: 3686–3702.
- [24] BAGHDADI A H, RAJABI A, SELAMAT N F M, et al. Effect of post-weld heat treatment on the mechanical behavior and dislocation density of friction stir welded Al6061[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 754: 728–734.
- [25] DAI Q, LIANG Z, CHEN G, et al. Explore the mechanism of high fatigue crack propagation rate in fine microstructure of friction stir welded aluminum alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 580: 184–190.
- [26] LEE F T, MAJOR J F, SAMUEL F H. Effect of silicon particles on the fatigue crack growth characteristics of Al-12 Wt Pct Si-0.35 Wt Pct Mg-(0 to 0.02) Wt Pct Sr casting alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1995, 26(6): 1553–1570.
- [27] GALLAIS C, DENQUIN A, BRÉCHET Y, et al. Precipitation microstructures in an AA6056 aluminium alloy after friction stir welding: Characterisation and modelling[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 496(1/2): 77–89.
- [28] KAPOOR R, RAO V S H, MISHRA R S, et al. Probabilistic fatigue life prediction model for alloys with defects: Applied to A206[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(9): 3447–3462.
- [29] LI B, WANG X, CHEN H, et al. Influence of heat treatment on the strength and fracture toughness of 7N01 aluminum alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 678: 160–166.
- [30] VASUDÉVAN A K, DOHERTY R D. Grain boundary ductile fracture in precipitation hardened aluminum alloys[J]. *Acta Metallurgica*, 1987, 35(6): 1193–1219.
- [31] XING J, LEI G, WANG Z, et al. Fracture toughness and fracture mechanism of Al-Mg-Si alloy sheet subjected to pre-cryorolling and subsequent bake hardening[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, 1008: 176665.

## Effect of post-weld T6 heat treatment on fracture toughness of nugget zone in FSWed A356 aluminum alloy joints

TAN Lijia<sup>1</sup>, WU Jia<sup>1</sup>, YANG Zhao<sup>1</sup>, LU Jianqi<sup>1</sup>, FAN Gangxian<sup>2</sup>

(1. School of Material Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Light metal Research and Development Center,

Kunshan Liufeng Machinery Industry Co., Ltd., Kunshan 215300, China)

**Abstract:** The effect of post-weld heat treatment on the fracture toughness of friction stir welded joints in A356 aluminum alloy was investigated using microhardness test, tensile test, notch three-point bending test, and characterization techniques including optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), and electron backscattered diffractionometry (EBSD). The results show that post-weld T6 heat treatment (FSW-T) samples, compared to post-T6 heat treatment weld (T-FSW) samples, demonstrate significantly enhanced transverse tensile properties with 96.19% welding efficiency, but lower fracture toughness. Specifically, the unit initiation energy (UIE) and unit propagation energy (UPE) are measured at  $(61.51 \pm 12.92)$  N/mm and  $(42.66 \pm 22.32)$  N/mm, which are less than 60% of those in T-FSW samples. The variation in fracture toughness can be attributed to the distinct differences in grain structure and precipitate phase morphology in the nugget zone (NZ) between the two samples. Specifically, FSW-T samples show significant grain coarsening and a higher density of precipitate phases in the NZ, which diminishes the grain boundary's ability to impede dislocation movement and increases the strength disparity between the grain interior and the grain boundary. Consequently, the fracture mode transitions from a mixed transgranular and intergranular fracture to predominantly intergranular fracture, while the fracture mechanism shifts from ductile fracture to ductile-brittle mixed fracture.

**Key words:** friction stir welding; A356 alloy; post weld heat treatment; fracture toughness

**Foundation item:** Project(2022YFE0109600) supported by the National Key Research and Development Program of China

**Received date:** 2025-02-13; **Accepted date:** 2025-06-16

**Corresponding author:** YANG Zhao; Tel: +86-18874028486; E-mail: zyang@csu.edu.cn

(编辑 何学锋)