# 中国嘉光

## 搅拌摩擦焊与激光冲击复合工艺的应力场仿真

### 李康妹,何幸哲,蔡宇,胡俊\*

东华大学机械工程学院,上海 201620

摘要 采用激光冲击(LP)的方法对铝锂合金搅拌摩擦焊(FSW)焊接区域进行改性强化,对于促进搅拌摩擦焊接工 艺在航空航天等领域的应用具有重要意义。以航空铝锂合金为加工对象,对搅拌摩擦焊与激光冲击强化复合工艺 下焊板的残余应力场进行了有限元仿真模拟。通过与文献中的试验结果进行对比,验证了所建仿真模型的准确 性。模拟了搅拌摩擦焊、激光冲击及两者复合的工艺过程,对比了经不同工艺处理的焊板上的残余应力分布,并研 究了应力波的传递规律。仿真结果表明:激光冲击能有效减小搅拌摩擦焊在铝锂合金表面及亚表面引入的残余拉 应力;搅拌摩擦焊引入的残余应力越大,激光冲击对残余应力的减小效果越明显;复合工艺处理引起的应力波衰减 率略大于仅激光冲击处理引起的应力波衰减率,从而使得复合工艺中的激光冲击引起的残余应力减小量大于仅激 光冲击引起的残余应力减小量。

关键词 激光技术;铝锂合金;搅拌摩擦焊;激光冲击;残余应力;有限元仿真
 中图分类号 TN249 文献标志码 A doi: 10.3788/CJL202148.1802008

#### 1 引 言

目前,铝锂合金已被广泛应用于航空、航天等工 业领域<sup>[1]</sup>,其难以焊接的特性使得人们通常采用铆 接工艺实现铝锂合金零部件的连接<sup>[2]</sup>。搅拌摩擦焊 是一种固相连接方法<sup>[3]</sup>,可以解决铝锂合金难以焊 接的问题<sup>[4]</sup>。然而,在搅拌摩擦焊接过程中容易在 接头中引入残余拉应力,影响接头的机械特性<sup>[5]</sup>,从 而限制了搅拌摩擦焊在航空航天等领域的应用。

激光冲击是一种利用瞬时巨大的激光冲击压力 对冲击件进行强化的技术,能够改变材料的力学性 能<sup>[6-13]</sup>,并在材料表面及亚表面引入残余压应力<sup>[5]</sup>。 2015年,Shadangi等<sup>[6]</sup>学者发现,无间隙原子钢(IF 钢)经激光冲击强化处理后,屈服强度和抗拉强度都 得到了提升。2019年,张兴权课题组<sup>[7]</sup>利用激光冲 击技术对 304不锈钢进行了处理,结果发现冲击引 入的残余压应力会使裂纹源向试样内部转移,降低 裂纹扩展速率,提高钢的抗疲劳性能。Yang等<sup>[8-9]</sup> 研究了激光冲击强化对 2195 铝锂合金组织和性能 的影响,结果发现,激光冲击产生的残余应力和细小 晶粒可以抑制裂纹的萌生和扩展。葛茂忠课题 组<sup>[10]</sup>研究了激光冲击对 GH3039 高温合金疲劳寿 命的影响,结果发现,残余压应力和晶粒细化是 GH3039 高温合金疲劳寿命延长的关键因素。2020 年,刘马宝课题组<sup>[11]</sup>发现,经激光冲击处理的钛合 金的残余应力层比经机械喷丸处理的更深,抗疲劳 性能也更好。周建忠课题组<sup>[12]</sup>发现,在超冷环境 下,激光冲击可以使试样表层产生大量的位错和细 小晶粒,从而提高了试样的阻尼比和振动寿命。此 外,激光冲击也被用于金属焊缝的改性方面[14-16], 如:2012 年,孔德军课题组<sup>[14]</sup>利用激光冲击波对 X70 管线钢埋弧焊缝进行了表面改性处理,结果发 现,焊缝处的残余拉应力转变为压应力,对裂纹产生 了闭合作用,从而使得焊缝的抗盐雾腐蚀性能得到 提高;2018年,黄潇等<sup>[16]</sup>发现激光冲击可以在TC4 钛合金激光焊接接头中引入残余压应力,并细化焊 缝周围的马氏体组织,从而抑制裂纹扩展,提高了焊 接接头的抗疲劳性能。除了试验研究之外,采用有

收稿日期: 2020-12-22; 修回日期: 2021-01-27; 录用日期: 2021-03-29

基金项目:国家自然科学基金(51605296)、数字制造装备与技术国家重点实验室开放课题(DMETKF2021019)、上海市高性能纤维复合材料协同创新中心开放课题(X12812001/047)

通信作者: \*laserdhu@126.com

限元分析的方法模拟激光冲击过程也是常用的研究 手段<sup>[17-20]</sup>。2011年,张洁等<sup>[17]</sup>对激光冲击SiCp/Cu 基复合材料电火花堆焊焊缝的过程进行了仿真,结 果发现,经过激光冲击处理后,焊缝的表面残余拉应 力减小或被抵消。2016年,张兴权课题组<sup>[18]</sup>利用有 限元软件模拟预测了激光单次冲击圆杆件诱导的残 余应力场,并发现激光功率密度和冲击次数会显著 影响塑性强化层的深度,而冲击角度则几乎没有影 响。2017年,鲁金忠课题组<sup>[19]</sup>模拟了激光冲击 316L不锈钢焊缝的过程,结果发现,激光冲击能在 焊缝表面诱导出残余压应力层,但压应力的大小以 及压应力层的厚度增幅随脉冲能量的增加而减小。 2020年,Kumar等<sup>[20]</sup>通过改变激光参数对残余应 力和变形程度具有显著影响。

以上研究均采用激光冲击作为改性强化手段, 但其强化对象均为金属材料和传统的熔焊焊缝。目

#### 第48卷第18期/2021年9月/中国激光

前,针对搅拌摩擦焊接区域的激光冲击强化研究还 鲜有报道,尤其是针对该复合工艺的有限元仿真模 拟更为缺乏。目前,仅 Carney 等<sup>[21]</sup>进行了相关仿 真研究,但他们仅验证了其仿真模型的准确性,未进 行更深入系统的分析。本文以 2195 铝锂合金为加 工对象,建立了搅拌摩擦焊与激光冲击复合工艺 的有限元仿真模型,通过对比分析搅拌摩擦焊、激 光冲击及两者复合工艺处理后试样表面及亚表面 的残余应力场分布,探究激光冲击对铝锂合金搅 拌摩擦焊缝区域残余应力的影响,为激光冲击强 化铝锂合金搅拌摩擦焊缝的应用提供一定的理论 基础。

#### 2 仿真原理与方法

根据复合工艺的先后顺序,将仿真分析分为搅 拌摩擦焊(FSW)和激光冲击(LP)两个过程。图 1 所示为仿真流程图。



图 1 搅拌摩擦焊+激光冲击复合工艺的有限元仿真流程图

Fig. 1 Finite element simulation flowchart of friction stir welding (FSW) and laser peening (LP) composite process

#### 2.1 搅拌摩擦焊工艺的有限元仿真

考虑到模型的对称性,仅对焊接板的 1/2 模型 进行分析。建立尺寸为 600 mm×150 mm× 12.5 mm的模型进行焊接模拟,如图 2(a)所示。由 于焊缝是重点关注的区域,因此,对焊缝区域的网格 进行了细化处理。同时,激光冲击区域的网格尺寸 应进一步细化,以确保冲击模拟的准确性。具体的 网格划分方案如图 2(b)所示。由图 1 可知搅拌摩 擦焊接过程采用顺序热力耦合法进行仿真模拟,故 仿真分为两个阶段,分别为热传递仿真和应力演变 仿真。其中,热传递仿真时采用 DC3D8 单元,应力 演变仿真时采用 C3D8R 单元。

搅拌摩擦焊在焊接过程中会产生热效应和力效 应,其中热效应占主导作用,会直接影响残余应力数



size is 2.5 mm  $\times$  2.5 mm; (3) is the transition area; (4) is the laser peened area, the grid size is 0.675 mm  $\times$  0.675 mm

图 2 有限元模型。(a)整体模型;(b)网格划分策略

(b) meshing strategy

Fig. 2 Finite element model. (a) Overall model;

值的量级。Khandkar 等<sup>[22]</sup>在仅考虑热效应的情况 下模拟了搅拌摩擦焊接过程,结果发现,模拟得到的 残余应力分布趋势与试验结果吻合良好,但在数值 上略有偏差。张正伟[23]指出,焊缝区域材料的屈服 极限约为母材屈服极限的 38%~75%。在仅考虑 热效应的情况下,调整焊缝区域的屈服极限可使模 拟结果与试验结果吻合良好,故本文仅考虑焊接模 拟过程的热效应。根据多次模拟结果,最终设置焊 缝区域的屈服极限为母材的 38%,此时残余应力分 布的模拟结果与试验结果最为吻合。根据 Yu 等<sup>[24]</sup> 给出的搅拌摩擦焊热源模型的计算公式,总热源 Q 可以分为轴肩与试样之间的表面热源 Q。以及搅拌 针与试样之间的体积热源 Q。两部分,其中表面热 源主要作用于模型上表面,而体积热源则主要作用 在与搅拌针接触的侧面。

搅拌摩擦焊搅拌头的轴肩为平面环形盘状,因

#### 第48卷第18期/2021年9月/中国激光

此轴肩与试样上表面之间的摩擦产热为

$$Q_{s} = \int_{\text{sholder}} \sigma_{s}(T) \omega r \, \mathrm{d}s + \int_{0}^{2\pi} \int_{r_{1}}^{r_{2}} \omega \sigma_{s}(T) r^{2} \, \mathrm{d}\theta \, \mathrm{d}r = \frac{2\pi}{3} \omega \sigma_{s}(r_{1}^{3} - r_{2}^{3}), \qquad (1)$$

式中: $\sigma_{s}(T)$ 为铝锂合金随温度(T)变化的屈服强 度;ω 为搅拌针的转速;r 为轴肩上任意位置到轴肩 中心的距离;s 为摩擦产热的接触面积;θ 为接触面 积的圆心角;r1为轴肩半径;r2为搅拌针半径。

搅拌针与试样之间的摩擦产热分为搅拌针圆柱 面与试样之间的摩擦产热以及搅拌针底面与试样之 间的摩擦产热,可用公式表示为

$$Q_{p} = \int_{pin} \sigma_{s}(T) \omega r_{2} ds + \int_{pintip} \sigma_{s}(T) \omega r_{2} ds = 2\pi \sigma_{s} h_{p} r_{2}^{2} + \frac{2}{3} \pi \omega \sigma_{s} r_{2}^{3}, \qquad (2)$$

式中:h。为搅拌针的高度。仿真参数如表1所示。 表1 搅拌摩擦焊仿真参数

Table 1         Simulation parameters for friction stir welding						
Stirring head shoulder	Stirring needle	Stirring needle	Feed rate $/$	Rotational speed $/$		
radius /mm	radius /mm	height /mm	$(mm \cdot s^{-1})$	$(r \cdot min^{-1})$		
20	7.5	12.5	2.5	300		

. . . .

此外,由(1)式可知,在轴肩作用区域,表面热源 沿着轴肩半径方向逐渐变大。由(2)式可知,体积热 源中搅拌针圆柱面与试样之间的产热呈均匀分布的 状态,底面与试样之间的产热沿着搅拌针半径逐渐 变大。

根据以上公式,利用 Fortran 语言编写 Dflux 热源子程序。仿真设置过程中,在载荷部分添加两 个热载荷,分别为表面热载荷和体积热载荷。表面 热载荷的作用区域选择模型的上表面,而体积热载 荷的作用区域选择整个模型。在分析计算时调用 Dflux 子程序,有限元软件会根据编写进子程序的

(1)、(2)式自动计算所选区域各节点的热量。

搅拌摩擦焊过程主要分为三个部分,分别为焊 接预热阶段、平稳焊接阶段和冷却阶段。分别设定 各阶段的分析步长进行模拟分析。

搅拌摩擦焊仿真包含两个阶段,分别为热传递 分析阶段和应力演变分析阶段,两次分析所需的边 界条件不同,因此需要分别进行设定。图 3 所示为 模型边界条件示意图。

在热传递分析阶段,试样上下表面和三个非焊 缝侧面与外界进行热对流,因此对这五个面设置相 应的热对流系数,而对焊缝侧面添加理想的完全绝



Fig. 3 Schematics of model boundary conditions. (a) Heat transfer analysis; (b) stress evolution analysis

热对称边界条件。在应力演变分析过程中的预热阶段和平稳焊接阶段,焊缝外侧面受到夹具的约束,故该面的自由度设定为完全固定,而焊缝侧面则添加 对称边界。在冷却阶段,无需设置边界条件。

由于本文采用顺序热力耦合法进行仿真模 拟,所以要将热传递分析计算结束后得到的焊接 过程温度场作为预定义条件,添加到应力演变模 型中进行分析计算,最终得到搅拌摩擦焊后的仿 真应力场数据。

#### 2.2 激光冲击强化工艺的有限元仿真

激光冲击是一个具有高应变率的弹塑性变形过程。在激光冲击作用下,材料的应变率范围可以达到 10<sup>5</sup>~10<sup>7</sup> s<sup>-1</sup>。为精确分析材料在高应变率下的应力-应变关系,采用 Johnson-Cook 模型作为本构模型。由 于激光冲击强化过程是基于激光力学效应的过程,无 需考虑热效应,因此,Johnson-Cook 模型可以简化为

 $\sigma = (A + B\epsilon^{n})(1 + C\ln \epsilon^{*}),$  (3) 式中: $\sigma$ 为 von Mises 流动应力; A 为屈服强度; B、n分别为应变强化参数; C 为经验性应变率敏感系数;  $\epsilon$ 为等效塑性应变;  $\epsilon^{*}$ 为相对等效塑性应变率。 Carney 等<sup>[21]</sup>给出了 2195 铝锂合金应力-应变的变 化趋势图,由此可以推算出 2195 铝锂合金的 Johnson-Cook 模型参数, 具体参数如表 2 所示。

表 2	2195 铝锂合金的 Johnson-Cook 模型参数
Table 2	Johnson-Cook model parameters of 2195
	aluminum lithium alloy

A /MPa	B /MPa	С	n
500	362	0.013	0.922

激光冲击压力随时间的变化趋势主要分为两个 阶段,分别为激光辐照阶段和绝热膨胀阶段。在激 光辐照阶段,激光穿过透明的约束层被吸收层吸收, 吸收层受热后气化成等离子体并产生等离子体爆 炸,形成的冲击波在约束层的作用下向材料内部传播;在绝热膨胀阶段,冲击波的压力逐渐减小,直至降为0。本文所采用的压力曲线如图4所示。



Fig. 4 Diagram of pressure change over time<sup>[21]</sup>

采用 ABAQUS 显式分析模块模拟激光冲击诱导冲击波的传播过程,通过 Vdload 子程序实现多点连续冲击的仿真。为平衡计算精度和时间,显式求解时间经多次优化后设为 2×10<sup>5</sup> ns。求解完毕后进行回弹分析,最后得到稳定的应力场。

#### 3 仿真模型验证与结果分析

#### 3.1 模型准确性验证

Hatamleh 等<sup>[25]</sup> 对 2195 铝锂合金搅拌摩擦焊 试样的焊缝区域进行了激光冲击强化试验,并研究 了焊缝处的残余应力分布和应力释放现象。为了验 证本文仿真模型的准确性,本文参考文献[25]中的 试验参数进行了复合工艺的模拟仿真。对试样上下 两个表面同时进行激光冲击,重复冲击三次,每次冲 击都偏移 33%,激光光斑采用边长为 4.72 mm 的 方形光斑,激光功率密度为 5 GW/cm<sup>2</sup>,Y 方向的冲 击范围为 0~40 mm,X 方向的冲击范围为 0~ 20 mm。具体的冲击策略如图 5 所示。



图 5 激光冲击策略

Fig. 5 Laser peening strategy

#### 第 48 卷 第 18 期/2021 年 9 月/中国激光

模拟得到的经搅拌摩擦焊处理后的应力分布如 图 6(a)所示,图 6(b)为试样截面的金相图,图 6(c) 为原点处沿 Y 轴的截面应力分布模拟图。由图 6 (a)中的应力数值可以看出,靠近试样上表面的残余 拉应力的区域范围大、数值高,而靠近下表面的残余 拉应力的区域范围小、数值低。这是由于焊接时上 表面产热的轴肩面积大于下表面产热的搅拌针面 积,上表面温度高于下表面,这与实际的焊接结果相符。由图 6(b)可以看出,焊接区主要分为焊核(WNZ)、热机影响区(TMAZ)、热影响区(HAZ)和母材(BMZ)四个区域。结合图 6(b)、(c)可以看出,仿真得到的应力分布与实际焊缝截面的四个区域相对应,即焊缝区域的应力分布图与金相图基本符合,初步验证了仿真模型的准确性。





(c) cross-sectional stress distribution

图 7 为经搅拌摩擦焊处理后试样上表面沿 Y 轴方向残余应力的试验值和仿真值对比图。图 7 中 提到的前进侧(AS)和后退侧(RS)的位置如图 8 所 示。由图 7(a)可知:在试验数据中,Z=0 mm 处的 焊缝区域呈现残余拉应力状态且残余拉应力相对平 稳,而焊缝外围区域的残余应力迅速下降最终呈现 压应力状态;在模拟数据中,应力的最大值为 193.2 MPa,而在试验数据中,前进侧与后退侧的最 大应力分别为 205 MPa 与 197.2 MPa,模拟结果与 试验结果接近,误差分别为 6.1%和 2.1%。由 图 7(b)可知:在 Z=6.4 mm 处的焊缝区域内,仿真 得到的残余应力的变化趋势与试验数据吻合良好, 均呈现先升高后降低的趋势;在焊缝外围区域,残余 应力值快速下降,随后在较长的范围内保持稳定。 上述对比结果进一步证明了搅拌摩擦焊仿真模型具 有较高的准确性。



图 7 搅拌摩擦焊处理后 Y 轴方向残余应力的试验值和仿真值对比图。(a)Z=0 mm;(b)Z=6.4 mm Fig. 7 Comparison of experimental and simulated residual stress in the Y-axis direction after treating by friction stir welding. (a) Z=0 mm; (b) Z=6.4 mm



图 8 搅拌摩擦焊板前进侧和后退侧示意图 Fig. 8 Schematic of advancing side (AS) and retreating side (RS) of the friction stir welded plate

图 9 为经复合工艺处理后试样上表面残余应力 的试验值和仿真值对照图,可以看出,残余应力仿真 数值的变化趋势与后退侧试验数据的变化趋势吻合 良好,且两者在焊缝区域内均呈平稳状态,而在焊缝 外围迅速下降。同时,比较图 9 中的三条曲线可以 看出,与试验结果相比,仿真得到的残余应力数值偏 大。这是由于在进行激光冲击试验前,为了冲击方 便,会将试样切割成面积较小的试样,该过程导致了 焊接应力的释放,因而出现了冲击后残余应力小于 仿真值的现象。综上所述,复合工艺模型可以较好 地模拟出冲击后焊接区域残余应力的变化趋势,具 有较高的准确性。



仿真值对比图

Fig. 9 Comparison of experimental and simulated residual stress in the Y-axis direction after treating by composite processing

#### 3.2 不同工艺处理前后的残余应力分布

本文分别针对搅拌摩擦焊、激光冲击以及两者 的复合工艺进行仿真。为了缩短计算时间,在分析 阶段对材料只进行一次激光冲击。图 10 为经不同 工艺处理后的焊板上的残余应力分布云图,从图中 可以看到,搅拌摩擦焊引入了残余拉应力,激光冲击 引入了残余压应力,而复合工艺处理的焊缝区域的



- 图 10 不同工艺处理后焊板上的残余应力分布云图。 (a)搅拌摩擦焊;(b)激光冲击;(c)搅拌摩擦焊+激 光冲击
- Fig. 10 Residual stress distributions of welded sheet treated by different processes. (a) Friction stir welding; (b) laser peening; (c) friction stir welding+laser peening

#### 残余拉应力得到了有效降低。

为进一步定量比较三种工艺处理后焊板上的残 余应力分布,在焊板上沿三条路径(X、Y、Z 方向)提 取相应节点处的残余应力进行分析。图 11 为不同 工艺处理前后焊板上表面残余应力的仿真结果。从 图 11(b)中可以看出:仅进行搅拌摩擦焊接处理的 焊板上的残余拉应力值保持平稳,平均值为 191 MPa: 仅进行激光冲击处理的焊板的冲击区域 引入了残余压应力,与未受任何处理的区域相比,应 力最大减小了 98.4 MPa,并且冲击影响范围的宽度 约为43 mm,影响区域延伸至冲击区域外;在搅拌 摩擦焊缝上进行激光冲击处理后,焊缝处的残余拉 应力大幅减小(与未进行激光冲击处理的焊缝区域 相比,残余应力最大减小了167.3 MPa),并且冲击 影响范围的宽度同样约为43 mm,与仅进行激光冲 击处理的焊板相比冲击范围未发生改变。对比仅经 过激光冲击处理和经过复合工艺处理的焊板可以发 现,由于初始的残余应力不同,激光冲击引起的残余 应力减小量也不同。由此可见,激光冲击引起的残 余应力减小量与焊接引入的残余应力值有关,而激 光冲击影响的区域范围与焊接引入的残余应力值 无关。

由图 11(c)可以看出:仅进行焊接处理的焊板

的残余应力在焊缝区域保持平稳(平均值为 189 MPa),但焊缝外围区域的残余应力迅速下降; 仅进行激光冲击处理的焊板表面引入了残余压应 力,残余压应力的平均值为-75.9 MPa;进行复合 工艺处理的焊板表面的残余应力在焊缝区域保持平 稳(平均值为56.2 MPa),但在焊缝外围区域则迅速 下降,其趋势与仅进行搅拌摩擦焊接处理的焊板一 致。结合三条曲线可以看出,复合工艺处理产生的 残余应力场,并不等于激光冲击产生的残余应力场 与搅拌摩擦焊产生的残余应力场的线性叠加,而是 由两者的耦合作用决定的,与材料自身复杂的弹塑 性应变紧密相关。

由图 11(d)可见:仅进行焊接处理的焊板的应 力值随深度增加而逐渐减小,上下表面的残余应力

#### 第48卷第18期/2021年9月/中国激光

分别为 193.2 MPa 和 120.5 MPa,这是因为焊接时 焊板上表面的温度高于下表面的温度;仅进行激光 冲击处理的试样,其上下表面的压应力层深约为 2.4 mm;与仅进行搅拌摩擦焊接处理的试样相比, 经复合工艺处理的焊板上表面的残余应力减小了 134.4 MPa,下表面的残余应力减小了 98 MPa,进 一步验证了激光冲击引起的残余应力减小量与搅拌 摩擦焊引入的残余应力有关的结论。此外,进行激 光冲击处理和复合工艺处理的焊板上的残余应力在 深度方向上均呈现"M"形。其中,仅进行激光冲击 处理的焊板上的残余应力由上至下表现为"压→ 拉→零→拉→压",与 Zhang 等<sup>[26]</sup>的结论一致。出 现这种现象的原因是双面冲击过程中应力波的相互 叠加以及材料内部应力自我平衡的结果<sup>[27]</sup>。



图 11 不同工艺处理后焊板上的残余应力仿真结果对比。(a)数据提取路径;(b)X 向的残余应力;(c)Y 向的残余应力; (d)Z 向的残余应力

Fig. 11 Comparison of simulated residual stress of welded sheet treated by different processes. (a) Data extraction paths;(b) residual stress along X direction; (c) residual stress along Y direction; (d) residual stress along Z direction

为进一步探究激光冲击引起的残余应力减小量 与焊接引入的残余应力之间的关系,本课题组对比 研究了搅拌摩擦焊接和复合工艺处理后,焊板上表 面沿 Y 轴方向焊缝外围区域的残余应力值,数据提 取路径如图 12(a)所示。由图 12(b)可见,仅进行搅 拌摩擦焊接处理的焊板上的残余应力沿数据提取路 径逐渐减小。将两个试样之间的残余应力差值定义 为 Δσ,即残余应力减小量。图 12(c)所示为残余应 力减小量 Δσ 的变化趋势图,从图中可以看出,虽然 曲线后半段出现了波动性下降现象,但曲线整体呈 下降趋势,所以激光冲击引起的残余应力减小量随 着搅拌摩擦焊引入的残余应力的减小而减小,即残 余应力减小量与搅拌摩擦焊引入的残余应力成正相 关关系。此外,图中残余应力减小量 Δσ 的最小值 为 94.4 MPa,与之对应的焊接引入的残余应力为 23 MPa;结合前文所述在未经任何处理的铝锂合金







Fig. 12 Comparison of simulated residual stress under different initial tensile stress states. (a) Data extraction path;(b) comparison chart of residual stress; (c) change trend of residual stress reduction value

表面(初始应力为 0 MPa)进行激光冲击后,其平均 残余应力减小量仅为 75.9 MPa 的结果,再一次佐证 了残余应力减小量与搅拌摩擦焊引入的残余应力成 正相关关系的结论。

为探究激光冲击引起的残余应力减小量与搅拌 摩擦焊引入的残余应力成正相关关系的原因,本课 题组进一步研究了激光冲击应力波的传播过程。应 力波随着到上表面距离的变化趋势如图 13 所示。 从图13中可以看出,经不同工艺处理的试样,其应 力波衰减均呈指数型变化趋势。由图中的应力峰值 耦合曲线可以看出,离试样表面越近,应力峰值越 大,并且应力波在材料内部传播初期衰减得较快,然 后逐渐变慢。这是因为在应力传播初期,大量的应 力波动能转化成不可恢复的塑性变形能,因而应力 波衰减较快。随着应力波逐渐向材料内部传播,部 分应力波从塑性波转变成了弹性波,由于弹性形变 可以恢复,该阶段应力波动能和弹性能是部分可逆 的,因而应力波的衰减相对于初期较慢<sup>[28]</sup>。





图 14 是从图 13 中提取出来的应力峰值绝对值 对比图,从图中可以看出,与单纯的激光冲击工艺相 比,复合工艺产生的应力波的衰减速度要略快。这 可能是由搅拌摩擦焊引入的残余拉应力引起的。在 冲击初期,由于两种焊板中大部分的应力波动能转 变为塑性变形能,所以应力衰减速度相差不大。随 着传播深度的增加,仅进行激光冲击处理的焊板内 部部分应力波转变为弹性波,而经过焊接处理的试 样内部存在残余拉应力,由于残余应力的形成往往 伴随着不均匀的塑性变形或相变,此时塑性变形能





造成的反方向形变抵消了引起残余拉应力的形变, 使得试样内部的残余拉应力变小,因此材料内部的 弹性波转化率小于仅进行激光冲击处理的试样,应 力波衰减率和应力波动能转变为材料内部塑性变形 能的转化率大于仅进行激光冲击处理的试样。上述 现象可以解释前文提到的激光冲击引起的残余应力 减小量与搅拌摩擦焊引入的残余拉应力成正相关关 系的原因。

4 结 论

本课题组构建了搅拌摩擦焊和激光冲击复合工 艺的有限元仿真模型。通过与相关文献中的试验结 果进行对比,验证了模型的准确性。利用模型进行 搅拌摩擦焊、激光冲击及两者复合工艺的模拟仿真, 对比了经不同工艺处理的焊板上的残余应力分布差 异,并探究了激光冲击应力波在材料中的传播规律。 得到的主要结论如下:

 1)搅拌摩擦焊会在铝锂合金表面及亚表面引 入残余拉应力,而激光冲击则会在表面及亚表面引 入残余压应力,两种工艺的复合可以有效减小因焊 接引入的残余拉应力。

2)激光冲击引起的残余应力减小量与搅拌摩擦焊引入的残余应力有关,两者成正相关关系;激光冲击影响的区域范围与焊接引入的残余应力无关。

3)复合工艺中激光冲击应力波的衰减率大于 单纯激光冲击过程中的应力波衰减率,因而,在相同 的激光参数下,复合工艺中激光冲击引起的残余应 力减小量大于仅激光冲击引起的残余应力减小量, 即激光冲击对铝锂合金搅拌摩擦焊缝的强化效果优 于对铝锂合金的强化效果。

#### 参考文献

- [1] Li J N, Su M L, Qi W J, et al. Mechanical property and characterization of 7A04-T6 aluminum alloys bonded by friction stir welding [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 52: 263-269.
- [2] Yang D, Qu W W, Ke Y L. Local-global method to predict distortion of aircraft panel caused in automated riveting process[J]. Assembly Automation, 2019, 39(5): 973-985.
- [3] Srinivasan P B, Arora K S, Dietzel W, et al. Characterisation of microstructure, mechanical properties and corrosion behaviour of an AA2219 friction stir weldment [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 492(1/2): 631-637.
- [4] Kumar R, Singh R, Ahuja I P S, et al. Weldability

of thermoplastic materials for friction stir welding: a state of art review and future applications [J]. Composites Part B: Engineering, 2018, 137: 1-15.

- [5] Sano Y, Masaki K, Gushi T, et al. Improvement in fatigue performance of friction stir welded A6061-T6 aluminum alloy by laser peening without coating[J]. Materials & Design, 2012, 36: 809-814.
- [6] Shadangi Y, Chattopadhyay K, Rai S B, et al. Effect of laser shock peening on microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of interstitial free steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2015, 280: 216-224.
- [7] Wang J, Li M, Wang J X, et al. Effects of laser shock processing on fatigue life of 304 stainless steel
  [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46 (1): 0102003.
  汪军,李民,汪静雪,等.激光冲击强化对 304 不锈 钢疲劳寿命的影响[J].中国激光, 2019, 46 (1): 0102003.
- [8] Yang Y, Zhou K, Li G J. Surface gradient microstructural characteristics and evolution mechanism of 2195 aluminum lithium alloy induced by laser shock peening [J]. Optics & Laser Technology, 2019, 109: 1-7.
- [9] Yang Y, Lian X L, Zhou K, et al. Effects of laser shock peening on microstructures and properties of 2195 Al-Li alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 781: 330-336.
- [10] Tang Y, Ge M Z, Wang T M, et al. Effect of laser shock peening on fatigue life of GH3039 superalloy
  [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2019, 56 (22): 221401.
  汤洋,葛茂忠,王太明,等.激光冲击处理对 GH3039 高温合金疲劳寿命的影响[J].激光与光电子学进展, 2019, 56(22): 221401.
- Liu Y P, Shi Z J, Zhao Y Z, et al. Cut-off value of detail fatigue rated strength of TC4 titanium alloy with compound strengthening treatment by laser shock peening and shot peening [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0502006.
  刘亚鹏, 史志俊, 赵一昭,等.激光冲击与喷丸复合 强化对 TC4 钛 合 金 细 节 疲 劳 额 定 强 度 截 止 值 DFR<sub>cutoff</sub> 的 影 响 [J]. 中 国 激光, 2020, 47(5): 0502006.
- [12] Huang Y, Zhou J Z, Li J, et al. Effects of cryogenic laser peening on damping characteristics and vibration fatigue life of TC6 titanium alloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(4): 0402011. 黄宇,周建忠,李京,等. 深冷激光喷丸对 TC6 钛合 金阻尼特性及振动疲劳寿命的影响[J]. 中国激光, 2020, 47(4): 0402011.

#### 第48卷第18期/2021年9月/中国激光

#### 研究论文

- [13] Zan Y X, Jia W J, Zhao H Z, et al. Effect of laser shock processing on residual stress and microstructure of Ti834 titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48 (11): 3535-3540.
  督垚旭, 贾蔚菊, 赵恒章, 等.激光冲击对 Ti834 合 金残余应力及显微组织的影响[J]. 稀有金属材料与 工程, 2019, 48(11): 3535-3540.
- [14] Wu Y Z, Kong D J, Long D, et al. Effects of laser shock wave on salt spray corrosion of X70 pipeline steel welded lines [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2012, 33(12): 101-105, 118.
  吴永忠,孔德军,龙丹,等.激光冲击对 X70 管线钢 焊缝盐雾腐蚀的影响[J]. 焊接学报, 2012, 33(12): 101-105, 118.
- Wang J T, Zhang Y K, Chen J F, et al. Effects of laser shock peening on stress corrosion behavior of 7075 aluminum alloy laser welded joints [J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 647: 7-14.
- [16] Huang X, Cao Z W, Chang M, et al. Effects of laser shock processing on fatigue performances of TC4 titanium alloy single-side laser modification welding joints[J]. China Mechanical Engineering, 2018, 29 (1): 104-109.
  黄潇,曹子文,常明,等.激光冲击强化对 TC4 钛合

金单面修饰激光焊接接头疲劳性能的影响[J].中国 机械工程,2018,29(1):104-109.

[17] Zhang J, Sun A H, Zhu L, et al. Finite element simulation of laser shock processing on the welding line restored by electro-spark overlaying [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40 (S2): 529-532.
张洁,孙爱华,祝乐,等.激光冲击电火花堆焊焊缝

表面的有限元模拟[J].稀有金属材料与工程,2011,40(S2):529-532.

- [18] Wang J X, Zhang Y, Zhang X Q, et al. Numerical simulation of residual stress field induced in round rod part affected by laser parameters[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(8): 0802007.
  汪静雪,章艳,张兴权,等.激光参数对圆杆件残余应力场影响的数值模拟[J].中国激光, 2016, 43 (8): 0802007.
- [19] Lu H F, Lu J Z, Zhang W Q, et al. Simulation analysis and experimental study of 316L stainless steel weldments processed by laser shock peening[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2017, 54(10): 101411.

卢海飞,鲁金忠,张文泉,等.激光冲击 316L 不锈 钢焊接件的模拟分析与试验研究[J].激光与光电子 学进展,2017,54(10):101411.

- [20] Kumar G R, Rajyalakshmi G. FE simulation for stress distribution and surface deformation in Ti-6Al-4V induced by interaction of multi scale laser shock peening parameters[J]. Optik, 2020, 206: 164280.
- [21] Carney K S, Hatamleh O, Smith J, et al. A numerical simulation of the residual stresses in laser-peened friction stir-welded aluminum 2195 joints [J]. International Journal of Structural Integrity, 2011, 2(1): 62-73.
- [22] Khandkar M Z H, Khan J A, Reynolds A P, et al. Predicting residual thermal stresses in friction stir welded metals [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 174(1/2/3): 195-203.
- [23] Zhang Z W. Investigations on residual state and fatigue life of friction stir welded structure [D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2014: 88-89.
  张正伟. 搅拌摩擦焊接构件残余状态和疲劳寿命研究[D]. 大连:大连理工大学, 2014: 88-89.
- [24] Yu H D, Zheng B, Lai X M. A modeling study of welding stress induced by friction stir welding [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 254: 213-220.
- [25] Hatamleh O, Rivero I V, Swain S E. An investigation of the residual stress characterization and relaxation in peened friction stir welded aluminum-lithium alloy joints [J]. Materials &. Design, 2009, 30(9): 3367-3373.
- [26] Zhang X Q, Li H, Duan S W, et al. Modeling of residual stress field induced in Ti-6Al-4V alloy plate by two sided laser shock processing[J]. Surface and Coatings Technology, 2015, 280: 163-173.
- [27] Wang C Y, Luo K Y, Lu J Z. Effect of advancing direction on residual stress fields of AM50 Mg alloy specimens treated by double-sided laser shock peening
   [J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43 (3): 0303002.

王长雨,罗开玉,鲁金忠.双面激光喷丸条件下冲击 前进方向对 AM50 镁合金试样残余应力场的影响 [J].中国激光,2016,43(3):0303002.

 Hu Y X. Research on the numerical simulation and impact effects of laser shock processing [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2008: 71-76.

胡永祥.激光冲击处理工艺过程数值建模与冲击效应研究[D].上海:上海交通大学,2008:71-76.

## Stress Field Simulation of Friction Stir Welding and Laser Peening Composite Process

Li Kangmei, He Xingzhe, Cai Yu, Hu Jun<sup>\*</sup> College of Mechanical Engineering, Donghua University, Shanghai 201620, China

#### Abstract

**Objective** Aluminum alloy has the advantages of low density and great strength; therefore, it is commonly used in several industries. However, aluminum alloy is difficult to be welded via fusion welding, which limits its utilization in the aerospace field. Friction stir welding (FSW) can conveniently solve this problem. Nevertheless, tensile residual stress is introduced by FSW during the welding process, affecting the mechanical properties of the joint; therefore, strengthening the joint is essential. Laser peening (LP) is a technology that uses instantaneous shock pressure to strengthen the impacted parts, and the mechanical properties of the impacted parts will be improved by introducing compressive residual stress on the surface and subsurface of the materials. Currently, LP is commonly utilized in the modification of metal materials. Simultaneously, research concerning the utilization of LP to modify metal welds is advancing. However, there are few studies regarding LP strengthening for friction stir welding zone, particularly the finite element simulation for the composite process. In this study, a finite element model of the FSW and LP composite processes was developed to investigate the effect of LP on the residual stress in the friction stir welding zone of aluminum-lithium alloy and examine the cause of stress wave attenuation under various processes.

**Methods** In this study, a composite process model was developed using Hypermesh and ABAQUS software. The simulation analysis was divided into two processes: FSW and LP. First, the sequential coupling approach was adopted during the simulation process of FSW. The Dflux subroutine was called as the heat source program to calculate the welding temperature field, and the stress analysis was carried out based on the temperature field. Then, the LP simulation was performed with welding stress filed as the initial condition, and the Vdload subroutine was called as the shock pressure program for LP simulation. Finally, a stable residual field was achieved. Next, the residual stress values along the X, Y, and Z axes were extracted for comparative investigation, taking the center of the welding as the original node. Moreover, the attenuation law of stress wave was summarized by comparing the propagation phenomenon of stress wave after LP and composite process, and the reason for this phenomenon was explained.

By studying the residual stress distribution diagram of the sample under various **Results and Discussions** treatment processes, we discovered that the tensile residual stress was caused by FSW, the residual compressive stress was caused by LP, and the tensile residual stress in the welding zone treated by the composite process substantially decreased (Fig. 10). In addition, by studying the residual stress distribution diagram of the sample after the composite process, we discovered that the residual stress field generated by the composite process was not equal to the linear superposition of the residual stress field generated via LP and the residual stress field generated by FSW but was determined by the coupling effect of the two processes (Fig. 11). The reduction of residual stress caused by LP and the value of residual stress caused by FSW were further studied, and we discovered that the reduction of residual stress was positively correlated with the residual stress caused by FSW (Fig. 12). Based on the stress wave propagation law, we discovered that the attenuation of the internal stress wave of the sample treated by LP and the sample treated by the composite process exhibited an exponential changing trend. As the plastic wave transformed into an elastic wave, the stress wave decayed faster in the initial stage compared with the later stage (Fig. 13). The stress wave generated by the composite process decayed slightly faster compared with the LP process. The possible reason for this phenomenon was that tensile residual stress caused by FSW. The introduced tensile residual stress increased the conversion rate of stress fluctuation energy into plastic deformation energy to offset the tensile residual stress. Consequently, the stress wave attenuation rate of the composite process rapidly decreased (Fig. 14).

**Conclusions** In this study, a finite element simulation model for the composite process of FSW and LP was developed. The accuracy of the model was proven by comparing it with the experimental results in a related study. The model was used to simulate the FSW, LP, and composite processes. The differences among the residual stress distribution of the samples treated via various processes were compared. The study discovered that FSW introduced

tensile residual stress on the surface and subsurface of aluminum-lithium alloy, whereas the LP introduced compressive residual stress. In addition, the tensile residual stress in the welding zone treated by the composite process was effectively reduced. Furthermore, the residual stress caused by FSW was found to be positively correlated with the reduction of residual stress, whereas it did not affect the affected area of LP. The propagation law of the stress wave in the material was investigated, and we discovered that the composite process attenuated the stress wave faster than the LP process. Therefore, under the same laser parameters, the reduction of residual stress caused by the composite process was greater than that caused by LP. Thus, the strengthening impact of LP on the aluminum-lithium alloy's friction stir welding zone was superior to that of aluminum-lithium alloy.

Key words laser technique; aluminum-lithium alloy; friction stir welding; laser peening; residual stress; finite element analysis

**OCIS codes** 350.3390; 310.4925; 120.6660