

## 铝箔的激光温冲击压印工艺及机理研究

杨海峰<sup>1,2</sup>, 满家祥<sup>1\*</sup>, 熊飞<sup>1</sup>, 时明天<sup>1</sup><sup>1</sup>中国矿业大学机电工程学院, 江苏 徐州 221116<sup>2</sup>中国矿业大学矿山机电装备江苏省重点实验室, 江苏 徐州 221116

**摘要** 为了研究冲击温度和冲击次数对激光温冲击压印(WLSI)铝箔成形质量的影响并揭示 WLSI 的机理, 分别进行了不同温度和不同冲击次数下的 WLSI 成形实验, 对 WLSI 的成形高度、表面质量、表面硬度和显微组织进行了测试和分析。采用 ABAQUS 软件对冲击过程中的成形件残余应力、变形速度进行了仿真。结果显示: 在较高的冲击温度下可以获得大的成形高度和均匀的残余应力分布, 但是冲击温度过高会导致成形微结构的过度氧化; 在 200 °C 下进行多次冲击, 可以获得较大的成形高度和较好的表面质量。WLSI 实验和数值仿真结果表明, WLSI 过程包含材料的高应变率塑性变形硬化过程和动态回复软化过程, 其中变形硬化起主导作用。

**关键词** 激光技术; 激光温冲击压印; 铝箔; 冲击硬化; 回复软化; 残余应力

中图分类号 TN249

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202148.0602118

## 1 引言

激光冲击技术是利用激光脉冲诱导的高压等离子冲击波实现材料强化与成形的制造技术, 其在多个领域中已获得广泛应用。激光冲击喷丸(LSP)以实现金属材料表面性能强化为目的, 材料表面性能主要包括硬度、耐磨性、抗拉强度、耐腐蚀性和抗疲劳强度等<sup>[1-4]</sup>。为了获得更佳的强化效果, 2010 年, Liao 等<sup>[5]</sup>提出了激光温冲击喷丸(WLSP)技术, 该技术基于 LSP, 具有动态应变时效和动态析出的优点, 能够在材料内部制备具有高稳定性的微观结构。江苏大学周建忠课题组在 WLSP 方面也开展了广泛的研究工作<sup>[6]</sup>。

2006 年, Cheng 等<sup>[7]</sup>首次提出激光冲击压印(LSI)技术, 并成功制造出周期为 300  $\mu\text{m}$  的微结构。随后, 江苏大学的王霄课题组初步建立了 LSI 技术的理论模型和实验系统, 并分析了该工艺的成形特点<sup>[8]</sup>。山东大学的季忠课题组在该领域也进行了深入的研究<sup>[9]</sup>。Gao 等<sup>[10]</sup>通过实验和仿真发现, 该技术能够有效改善微结构的力学性能。Ehrhardt<sup>[11]</sup>在铜箔上实现了亚微米结构的制造, 并探讨了微结构

的微观组织。2014 年, Gao 等<sup>[12]</sup>在铝箔表面制造出特征尺寸小于 10 nm 的微结构, 并分析了成形过程中纳米晶粒的微观演化过程以及铝箔的形变机理。国内外在 LSI 领域已开展了大量的研究工作, 但 WLSI 的冲击硬化与回复/再结晶软化的机理还有待进一步研究。

本文以铝箔为研究对象, 研究了冲击温度和连续多次冲击对 WLSI 铝箔微结构成形高度和成形质量的影响, 分析了 WLSI 高应变率塑性变形硬化和动态回复软化之间的关系, 揭示了 WLSI 的成形和强化机理。

## 2 实验原理与方法

### 2.1 WLSI 原理

WLSI 的实验装置如图 1 所示, 激光脉冲频率为 1 kHz, 波长为 355 nm, 脉宽为 10 ns, 透明约束层选择 2 mm 厚的 K9 玻璃。在单次 WLSI 实验中, 吸收层选择 10  $\mu\text{m}$  厚的铝箔, 激光脉冲能量为 109  $\mu\text{J}$ , 同时选用 10  $\mu\text{m}$  厚的铝箔作为实验材料。在多次 WLSI 实验中, 为了保证吸收层不被完全烧蚀, 吸收层的厚度增加至 30  $\mu\text{m}$ , 脉冲能量为

收稿日期: 2020-07-17; 修回日期: 2020-08-20; 录用日期: 2020-09-04

基金项目: 中央高校基本科研业务费(2020ZDPYMS21)、江苏省高校优势学科(PAPD)

\*E-mail: 4841@cumt.edu.cn

120  $\mu\text{J}$ ,且在多次 WLSI 过程中不更换约束层和吸收层。选用具有阵列方孔结构的铜质网格作为微模具,方孔边长和深度分别为 90  $\mu\text{m}$  和 15  $\mu\text{m}$ ,两方孔之间的肋宽为 35  $\mu\text{m}$ 。在实验过程中,K9 玻璃、吸收层、金属层和微模具紧密贴合,通过电热恒温加热板对冲击温度进行调控。热板采用盘形电阻丝加热,温度均匀,比例-积分-微分控制(PID)的温度控

制精度为  $\pm 1\text{ }^\circ\text{C}$ 。在 WLSI 实验前,将微模具、金属层、吸收层和约束层夹紧后放置于加热板上,对恒温加热板进行预热,温度升至设定值并稳定后进行 WLSI 实验。当激光脉冲诱导的冲击波压力超过铝箔的动态屈服强度时,铝箔的下表面将依照其下方的微模具发生塑性变形,并产生残余应力,出现加工硬化现象,最终具有表面微结构的成形件得以实现。

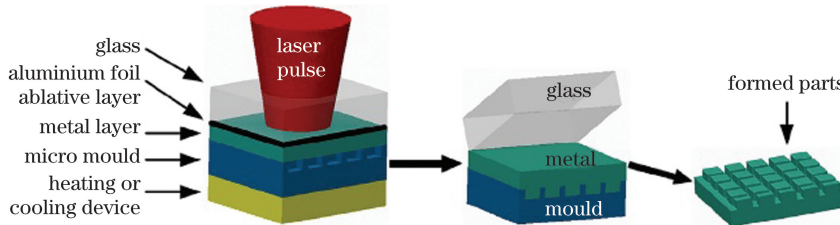


图 1 WLSI 的实验装置示意图

Fig. 1 Schematic of experimental device of WLSI

### 2.2 显微结构的表征与测量

为了对比不同参数下 WLSI 后的微结构,采用三维光学轮廓仪进行三次测量并将平均值作为成形高度;采用扫描电子显微镜和透射电子显微镜(TEM)对成形件的表面形貌和显微组织进行表征;采用能量色散谱仪(EDS)和纳米压痕仪对成形件的表面元素含量和分布、纳米硬度和弹性模量进行测量。

### 2.3 数值模拟

选用 ABAQUS/Explicit 模块对 WLSI 过程进行瞬态力学效应分析。选择 Johnson-Cook 应变敏感塑性模型,该模型适用于高应变率条件下的材料变形,考虑了应变和温度对等效屈服强度的影响、金属材料弹性特性和流动应力的温度依赖性。该模型的表达式<sup>[13]</sup>为

$$\sigma_e = (A + B\epsilon_{pl}^n)(1 + C \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}) \left[ 1 - \left( \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right], \quad (1)$$

式中: $\sigma_e$  是等效屈服强度; $\epsilon_{pl}$  是真实塑性应变; $\dot{\epsilon}_0$

是参考应变率,通常  $\dot{\epsilon}_0 = 1\text{ s}^{-1}$ ;  $T_r$  是室温 (25  $^\circ\text{C}$ );  $T_m$  是金属的熔点;  $A$  (150)、 $B$  (157)、 $C$  (0.016)、 $m$  (1.7) 和  $n_y$  (0.167) 是材料常数,仅与材料的自身性能相关。冲击波压力随时间变化的函数  $f(t)$  可以通过定义关键点来拟合冲击波加载的曲线。通常认为冲击波的加载时间为激光脉冲宽度  $t_p$  的 3 倍<sup>[14]</sup>。然而,由于冲击波压力非常大,当加载完成时,靶材局部会获得较大的位移或较高的变形速度,在惯性力的作用下,材料将继续发生变形。因此,为了获得精确而稳定的仿真结果,要根据靶材的变形情况来决定具体的加载时间。首先,分析激光冲击波的峰值压力范围为 1~5 GPa 的靶材变形过程,计算时间预设 6000 $t_p$ ,加载力-加载时间的曲线如图 2(a) 所示,其中  $P$  为冲击波产生的冲击力,  $P_{max}$  为冲击力的最大值(峰值压力)。最终获得不同峰值压力下的靶材变形量随时间变化的关系,如图 2(b) 所示。可以看出,在靶材变形过程中,存在着明显的振动阶段。随着加载时间的增长,其变形量

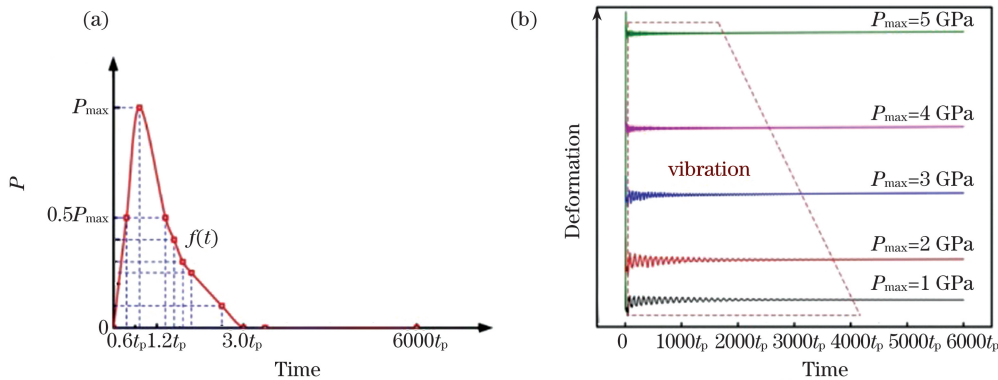


图 2 加载曲线及时间步的确定。(a) 加载曲线; (b) 变形量-时间曲线

Fig. 2 Loading curve and determination of time steps. (a) Loading curve; (b) deformation versus time

在稳定值上下浮动,并最终趋于稳定。因此,在本文的数值仿真过程中,为了保证靶材变形过程的充分进行,并获得稳定的残余应力场,仿真结束时间设为  $6000t_p$ 。

### 3 结果与讨论

#### 3.1 温度对 WLSI 的影响

图 3 所示为不同温度(25,150,225,300 °C)下的 WLSI 成形高度和表面质量。当压印温度为 25 °C 时,成形高度约为 8.2  $\mu\text{m}$ ;当压印温度为 150 °C 和 225 °C 时,成形高度增加,平均值皆为 9.3  $\mu\text{m}$ ,相比室温 25 °C 下的成形高度约增加了 13.4%;但是,当压印温度为 300 °C 时,成形高度

反而下降到 8.35  $\mu\text{m}$  左右。根据金属材料力学性能与温度的关系可知,铝箔强度随温度的升高而降低,塑性随温度的升高而增加。在本实验中,相比室温 25 °C,压印温度为 150 °C 和 225 °C 时铝箔的抵抗变形能力减小,成形更加容易;但是,随着温度的继续升高,在冲击压印后的成形件冷却过程中,微结构的形变发生一定程度的收缩回弹,从而成形高度减小。临界剪切应力随温度的增加而减小,从而依赖于扩散的位错运动更容易发生,最终铝箔的动态屈服强度和流变应力降低;然而,压印温度越高,在随后的冷却中,微结构成形高度的形变回弹量和冷却收缩量越大,成形件的成形高度则越小。

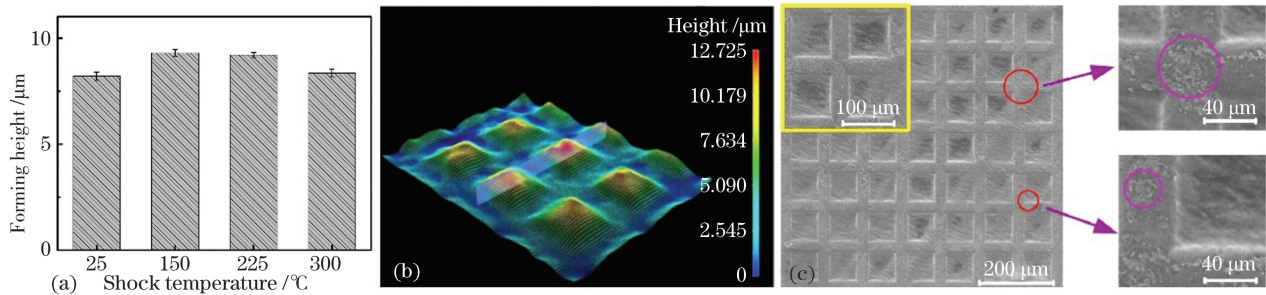


图 3 不同温度下的 WLSI 成形高度及形貌。(a)成形高度;(b)150 °C 下的形貌;(c)300 °C 下的形貌

Fig. 3 Forming heights and morphologies of WLSI at different temperatures. (a) Formation height ; (b) morphology at 150 °C ; (c) morphology at 300 °C

图 3(b)、(c)所示分别为 150 °C 和 300 °C 下成形微结构的表面形貌。当压印温度为 150 °C 时,铝箔表面的微结构清晰,呈现出较好的成形质量。当压印温度为 300 °C 时,成形件的表面存在严重的氧化现象,这大大降低了铝箔的表面成形质量。采用 EDS 在成形件表面测量氧元素的分布情况和氧化程度。图 4(a)所示为原始铝箔表面的氧元素分布,氧的原子数分数为 3.41%;在室温下(25 °C)激光冲击后,成形件表面的氧元素分布如图 4(b)所示,氧的原子数分数为 3.57%,与原铝箔相比增加了 4.7%,这表明室温下 WLSI 对成形件表面的氧化起到了一定的促进作用。该现象主要归因于以下三点:第一,激光冲击破坏了铝箔表面的原始氧化膜,并进一步氧化其亚表面;第二,铝箔塑性变形引起粗糙度增加<sup>[15]</sup>,促进铝箔表面氧化;第三,激光冲击压印过程是超高应变率的绝热过程,压印变形导致热量的产生,材料温度升高<sup>[12,16]</sup>,从而加速了铝箔的表面氧化。但是,当压印温度为 300 °C 时,成形件表面的氧化严重,氧的原子数分数达到 8.13%,相比室温下的压印成形,其氧的原子数分数增幅高达

127.7%,如图 4(c)所示。在通常情况下,铝箔的氧化过程可划分为三个阶段,依次是氧元素的吸附、氧化膜( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )的横向生长与氧化膜的纵向生长。在室温下,氧元素的吸附和氧化膜的横向生长这两个阶段均迅速发生,形成了一层薄而致密的氧化膜,从而阻碍了第三阶段的发生。然而,在高温条件下,温度的升高却可以加速第三阶段<sup>[17]</sup>。在本研究中,压印温度的升高将使氧化膜的纵向生长深度增加,并提高成形件表面氧的原子数分数。

为了研究冲击温度对成形件内部残余应力的影响,本文对压印温度为 25,150,225,300 °C 时的 WLSI 进行了数值分析,仿真结果如图 5 所示。图 5(a)、(b)为插图中虚线框所示区域的仿真结果,横坐标的零点对应虚线框内微结构的中心位置,插图 25 °C 时仿真得到的变形速度和应力云图。图 5(a)是冲击波压力达到最大值时(0.6 $t_p$ )的变形速度,在 300 °C 的压印温度下,铝箔的最大变形速度约为 41.8 m/s,比室温下铝箔的最大变形速度(37.8 m/s)提高了 10.6%。这表明高温降低了铝箔变形过程中的流动应力和动态屈服强度。



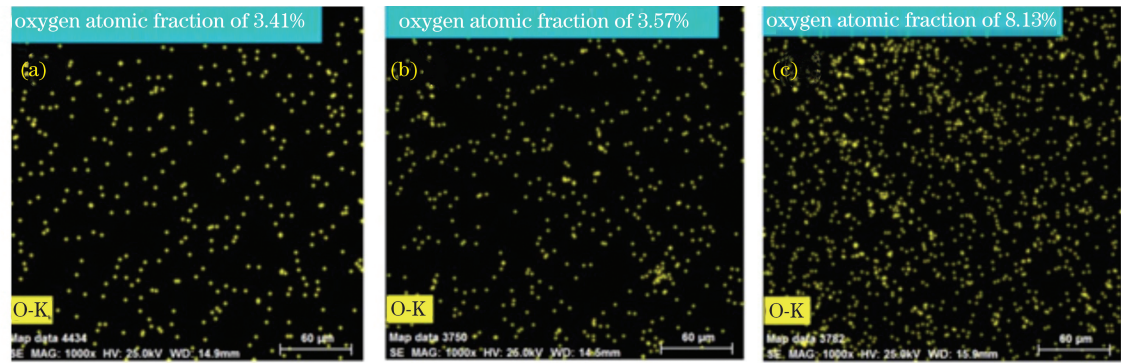


图 4 不同冲击温度下成形件表面氧的原子数分数及分布。(a)25 °C;(b)150 °C;(c)300 °C

Fig. 4 Atomic fractions and distributions of surface oxygen element of formed part at different impact temperatures. (a) 25 °C ; (b) 150 °C ; (c) 300 °C

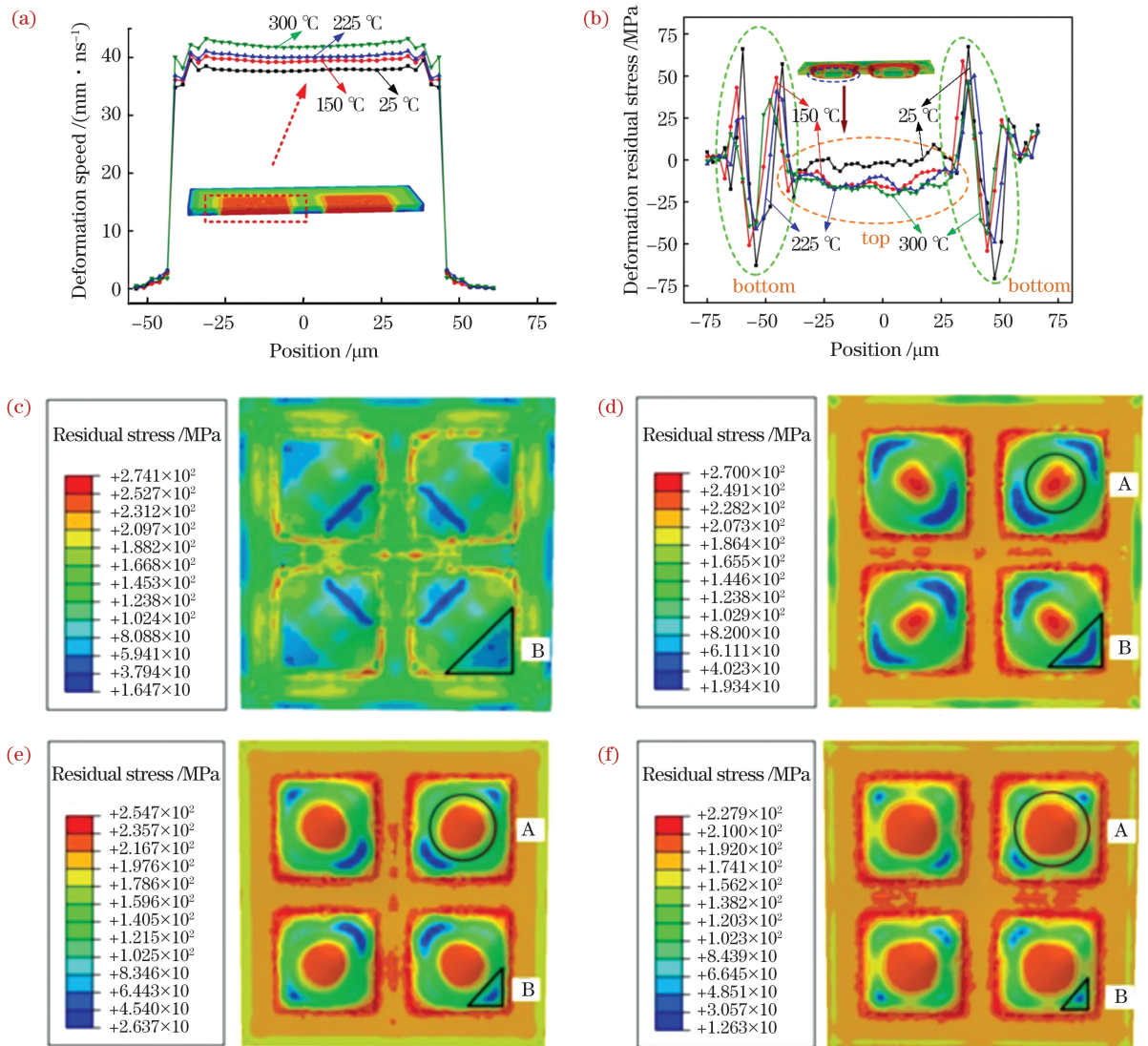


图 5 不同压印温度下成形件的变形速度和应力图。(a)变形速度;(b)横截面的 S33 应力曲线;(c)25 °C 下的应力图;(d)150 °C 下的应力图;(e)225 °C 下的应力图;(f)300 °C 下的应力图

Fig. 5 Deformation speeds and stress maps at different imprinting temperatures. (a) Deformation speed; (b) stress curves of cross section (S33); (c) stress map at 25 °C ; (d) stress map at 150 °C ; (e) stress map at 225 °C ; (f) stress map at 300 °C



图 5(b)为成形件在厚度方向(S33)的残余应力分布曲线,室温时微结构顶部和底部的残余应力分布极不均匀,而温度的升高能降低成形件顶部和底部残余应力分布的不均匀程度;另外,温度的升高还提高了成形件微结构顶部的残余压应力值,而残余压应力的增加将有利于改善成形件的性能。由图 5(c)~(f)可知,WLSI 在微结构的顶部引入了超高的残余应力区 A,随着温度的升高,A 区的面积逐渐增大,超低应力区 B 的面积逐渐减小。此外,温度的升高使得成形件内部的最大残余应力逐渐降低,最大内应力与最小内应力的差值也逐渐降低,如表 1 所示。这些结果表明,温度的升高能够改善成形件内部的残余应力分布,提高其均匀性;当冲击温度过高时,在冲击压印完成后的成形件冷却过程中,微结构的形变发生一定程度的恢复,从而成形高度减小;同时,过高的冲击温度也会导致铝箔表面发生氧化,从而降低铝箔表面成形微结构的质量。

表 1 不同压印温度下成形件的残余应力值

Table 1 Residual stress values of formed parts at different imprinting temperatures

Temperature / °C	Minimum stress /MPa	Maximum stress /MPa	Stress difference /MPa
25	16.5	274.1	257.6
150	19.3	270.0	250.7
225	26.4	254.7	228.3
300	12.6	227.9	215.3

### 3.2 冲击次数对 WLSI 的影响

为了研究冲击次数对 WLSI 的影响,根据 150 °C 和 225 °C 时的 WLSI 成形高度实验,选择在 200 °C 的压印温度下分别进行单次、连续两次与连

续三次的 WLSI 实验。图 6 是不同冲击次数下成形件的成形高度和连续三次 WLSI 后的成形件轮廓图。相比单次冲击获得的成形高度(3.8  $\mu\text{m}$ ),连续两次冲击(5.8  $\mu\text{m}$ )和连续三次冲击(7.4  $\mu\text{m}$ )的成形高度分别增加了 52.6% 和 94.7%。由图 6(b)所示的成形件轮廓图可以看出,方形凸起微结构被均匀地复制到铝箔表面,其形状与微模具保持一致。图 7 所示是三种冲击次数下成形件的表面氧元素分布图,单次冲击后成形件的氧原子数分数为 4.90%,连续两次冲击后和连续三次冲击后成形件的氧原子数分数分别为 5.32% 和 5.37%,相较单次冲击压印分别提升了 8.6% 和 9.6%。实验结果表明,在 200 °C 下多次冲击后,成形件表面没有出现过度氧化的情况,表面质量较好。

然而,在多次冲击过程中,每一次压印后成形高度的增加量(下一次压印后的成形高度与上一次压印后的成形高度之差)逐渐减小。造成该结果的原因可归结为三点:第一,根据金属氧化物激光清洗机理的研究结果<sup>[18-19]</sup>可知,激光烧蚀作用会在吸收层表面上形成氧化铝( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ),吸收层纯铝和表面形成的氧化铝的熔点分别为 660 °C 和 2054 °C,再次压印时,氧化铝和铝共同作为吸收层吸收激光能量并产生等离子体,等离子体高速膨胀产生的冲击波使下一次压印的深度继续增加,但氧化铝的高熔点使得冲击波的强度有所减小;第二,上一次压印时,由于冲击波和光的吸收作用,K9 玻璃表面产生了轻微的损伤和光致变色,因此下一次冲击时激光能量发生损失;第三,在上一次压印过程中,吸收层和金属层在冲击波的作用下发生塑性变形,这在一定程度上引起了加工硬化现象,从而加剧了下一次压印过程中变形的困难程度,对成形高度的继续增加有一

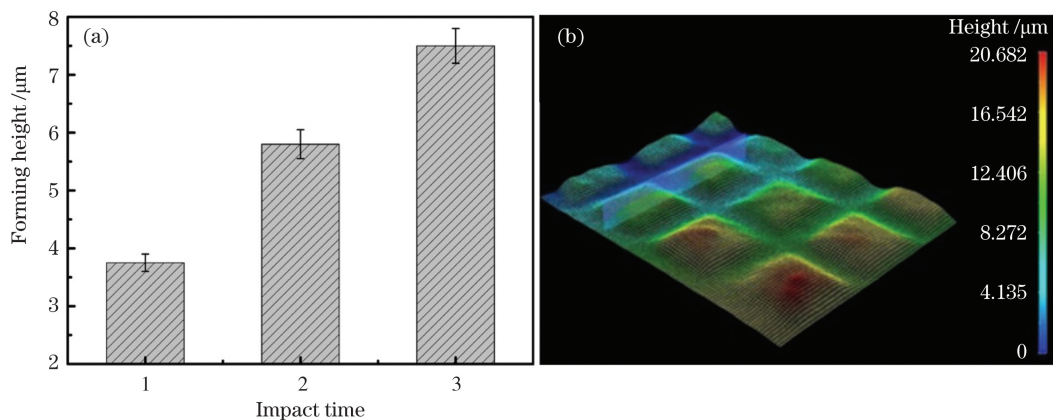


图 6 成形高度和轮廓图。(a)不同冲击次数下的成形高度;(b)连续三次冲击后的轮廓图

Fig. 6 Forming height and contour map. (a) Forming heights at different impact times; (b) contour map after three consecutive impacts

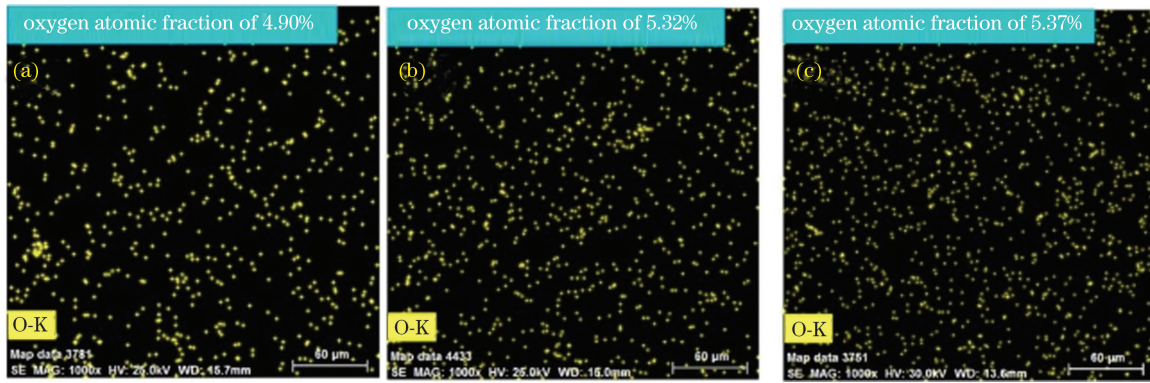


图 7 多次 WLSI 后表面氧的原子数分数与分布。(a)1 次;(b)2 次;(c)3 次

Fig. 7 Atomic fractions and distributions of surface oxygen element after multiple WLSI. (a) One time; (b) two times; (c) three times

定的限制作用。为了验证 WLSI 导致加工硬化的推论,在 200 °C 下对多次 WLSI 制备的成形件进行了纳米压痕测试,结果如图 8 所示。结果表明:单次冲击压印下成形件所需的最大压入载荷为 1158.2  $\mu\text{N}$ ,连续两次冲击压印下和连续三次冲击压印下成形件所需的最大压入载荷分别为 1373.8  $\mu\text{N}$  和 1493.1  $\mu\text{N}$ ,相较单次冲击压印分别增加了 18.6% 和 28.9%;单次冲击压印下成形件的纳米硬度和弹

性模量分别为 0.36 GPa 和 7.5 GPa,连续两次冲击压印下成形件的纳米硬度和弹性模量分别为 0.41 GPa 和 9.9 GPa,相较单次冲击压印分别提高了 13.9% 和 32.0%;连续三次冲击压印下成形件的纳米硬度和弹性模量分别为 0.44 GPa 和 10.5 GPa,相较单次冲击压印分别提高了 22.2% 和 40.0%。由此可见,多次 WLSI 能够增强成形件的抗变形能力,对铝箔的机械性能具有很好的强化效果。

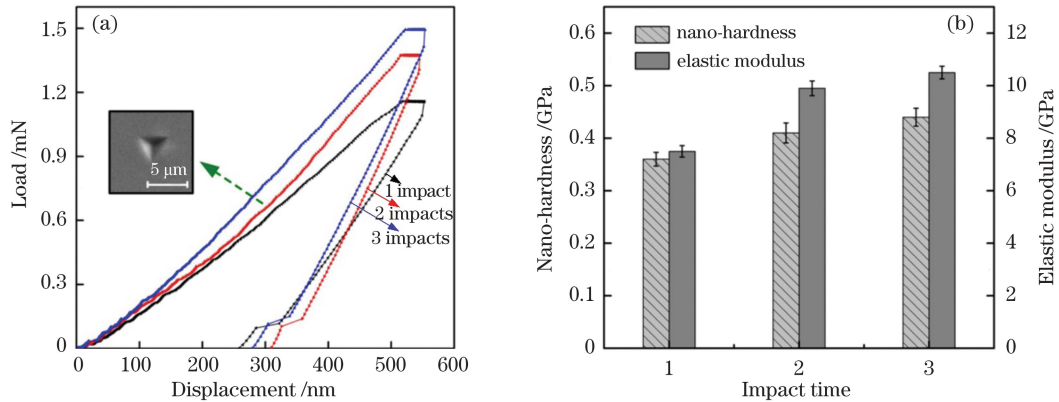


图 8 WLSI 的纳米压痕测试结果。(a)载荷-位移曲线;(b)纳米硬度和弹性模量

Fig. 8 Nano-indentation test results of WLSI. (a) Load-displacement curves; (b) nano-hardness and elastic modulus

### 3.3 WLSI 过程中的硬化与软化机制

在多次 WLSI 过程中,硬度逐次增加,成形高度的增加量逐次减小,这说明硬化过程占主导作用,软化过程起次要作用。因此,利用 TEM 和 ABAQUS 仿真软件对冲击后的显微组织及瞬态过程进行研究。图 9 所示为 WLSI 前后铝箔的 TEM 显微照片。WLSI 前退火铝箔的晶粒尺寸约为 10  $\mu\text{m}$ ,并有较少位错,如图 9(a)、(b)所示;单次 WLSI 后,在晶粒内出现了高密度位错及尺寸约为 1  $\mu\text{m}$  的胞状亚结构,没有发现细化的晶粒和孪晶,如图 9(c)~(f)所示。由此可见,WLSI 过程包含材料的高应变

率塑性变形硬化过程和动态回复软化过程。

首先,对于高应变率塑性变形硬化过程而言,滑移和孪晶是材料的主要变形机理,如本课题组对铜箔进行激光冲击处理,处理过程中同时存在位错引起的滑移和孪生引起的孪晶<sup>[14]</sup>;江苏大学的鲁金忠团队对不锈钢进行激光冲击时发现,孪生是其主要的变形方式<sup>[20]</sup>。而在本文中,铝是高层错能金属,其扩展位错宽度较小,不易形成孪晶。根据 Fabbro 模型和 Johnson-Cook (J-C)<sup>[21]</sup>,本实验中 WLSI 的冲击波峰值压力高达 3.8 GPa,应变率大于  $10^4 \text{ s}^{-1}$ ,WLSI 过程触发了不同滑移面上的位错滑移,在晶



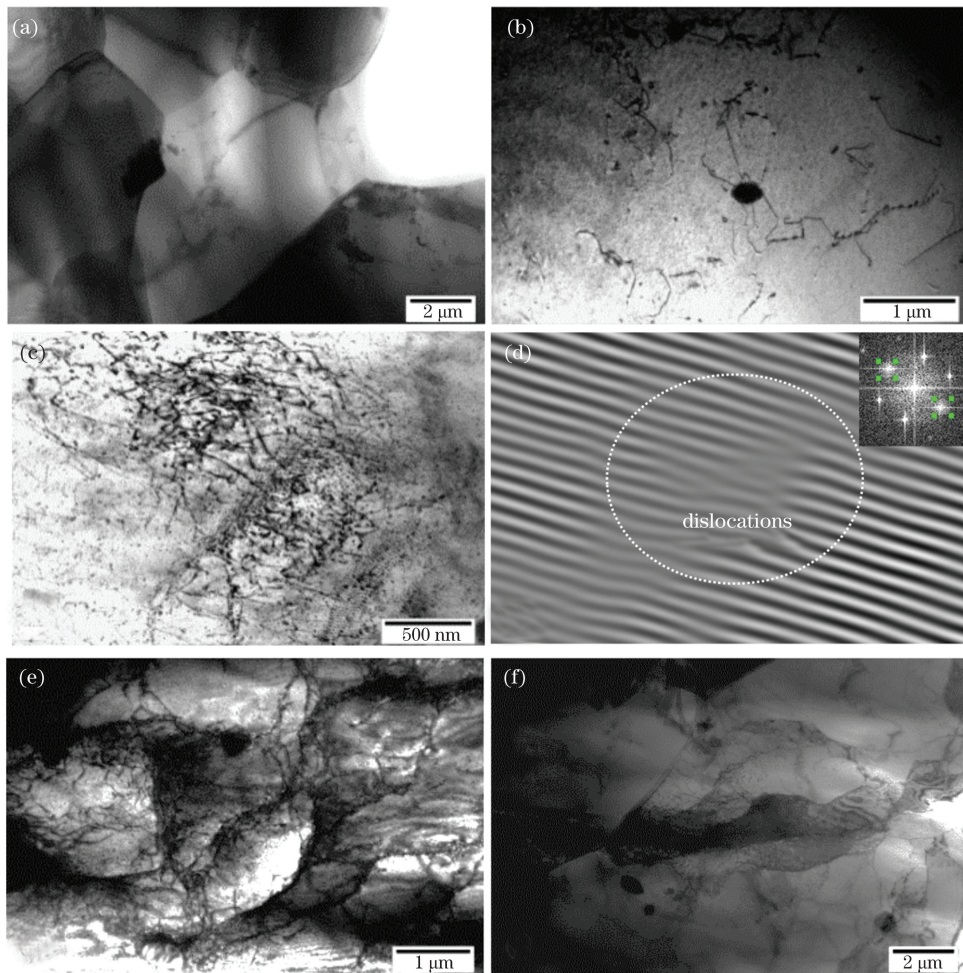


图 9 单次 WLSI 前后铝箔的 TEM 显微结构。(a) WLSI 前的晶粒形态；(b) WLSI 前的低密度位错；(c) WLSI 后的高密度位错；(d) WLSI 后高密度位错的傅里叶逆变换图；(e) WLSI 后的位错胞；(f) WLSI 后的亚晶结构

Fig. 9 TEM microstructures of aluminum foil before and after single WLSI. (a) Grain shape before WLSI; (b) low density dislocations before WLSI; (c) high density dislocations after WLSI; (d) inverse Fourier transform graph of high density dislocations after WLSI; (e) dislocation cells after WLSI; (f) sub-grains after WLSI

粒内形成了密集的位错和位错缠结,如图 9(c)、(d)所示。纷乱的位错缠结将高低密度位错区分开,形成了图 9(e)、(f)所示的胞状亚结构和亚晶。Nagarajan 等<sup>[22]</sup>在研究金属的 LSP 过程中也发现了类似的现象。

高密度位错、胞状亚结构和亚晶对材料的性能有很大影响。前人的研究表明,位错交互作用产生的阻力与材料的屈服强度有关,塑性变形抗力  $\sigma$  与晶粒内部位错密度的关系为

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha_0 G b \rho_d^{1/2}, \quad (2)$$

式中: $\sigma_0$  是材料初始的塑性变形抗力; $\alpha_0$  是强化系数; $G$  是材料的切变模量; $b$  是柏氏矢量大小; $\rho_d$  是材料内部的位错密度。位错密度的增加增大了材料位错滑移所需要的剪应力,即位错起动力,因此靶材将产生附加强化效应。

另外,当晶粒组织由大角度晶粒和亚晶粒的混合组织构成时,其屈服应力也在一定程度上有所增加,表达式为

$$\sigma_s = \sigma_0 + k_y d^{1/2} (1 - f_s) + k_s d_s^{1/2} f_s, \quad (3)$$

式中: $\sigma_s$  是材料的屈服应力; $k_y$  是组织仅由大倾角晶粒构成时  $\sigma_s$  与晶粒直径的关系; $k_s$  是全部组织由亚晶粒构成时与亚晶粒尺寸相关的系数; $d_s$  为亚晶粒直径; $f_s$  为亚晶粒的体积率。这也进一步证实了,本实验中高密度位错[图 9(c)、(d)]和细小胞状亚结构、亚晶[图 9(e)、(f)]在一定程度上增加了铝箔的强度和硬度,从而使得第二次和第三次 WLSI 的变形增加量减小。

根据变形条件的不同,WLSI 中的软化过程分为动态回复过程和动态再结晶过程。相对于中等层错能材料而言,高等和低等层错能材料的细化方式



更为单一<sup>[23]</sup>。铝箔属于高层错能材料,位错滑移与动态再结晶的共同作用造成晶粒细化。但在本实验中,并没有观察到晶粒细化现象,仅仅发现了大量的位错胞和亚晶。可能的原因主要包括以下四点:第一,铝的再结晶温度一般在 250~300 °C 之间,本实验中 WLSI 的温度为 200 °C,不足以达到再结晶温度;第二,由文献[12]可知,LSI 过程属于绝热过程,材料内部的温度可达 300 °C,但温度持续时间非常短;第三,铝的扩展位错很窄,容易发生交滑移和攀移,异号位错相互抵消,使得亚晶组织中的位错密度下降,储存能下降,不足以引起动态再结晶;第四,材料的变形量也将影响动态再结晶过程。文献[20]表明,大的塑性变形量将触发动态再结晶从而细化晶粒,反之,将不会发生动态再结晶。因此,在本实验中,由于温度低、变形时间短、变形程度小、层错能

高,仅发生了动态回复而无动态再结晶,没有发生晶粒细化,晶粒中仍保留有大量的胞状亚结构和高密度位错。

通过 TEM 分析发现,WLSI 中存在着材料冲击硬化和回复软化双重作用。下面通过 ABAQUS 数值仿真进一步说明硬化和软化在 WLSI 过程中所起的作用。当压印温度为 200 °C,冲击次数分别为 1、2、3 时,通过 ABAQUS 对铝箔进行仿真分析,结果如图 10 所示,其中图 10(d)、(e)中(0,0)位于微结构的中心位置。图 10(a)~(c)为不同冲击次数下成形件的应力云图,成形件凸起微结构的顶部存在大面积的低应力区,且多次冲击后,低应力区依然存在;随着冲击次数的增加,总残余应力的最大值和最小值均呈现上升趋势,这表明 WLSI 能够提高成形件整体的残余内应力,如表 2 所示。图 10(d)展

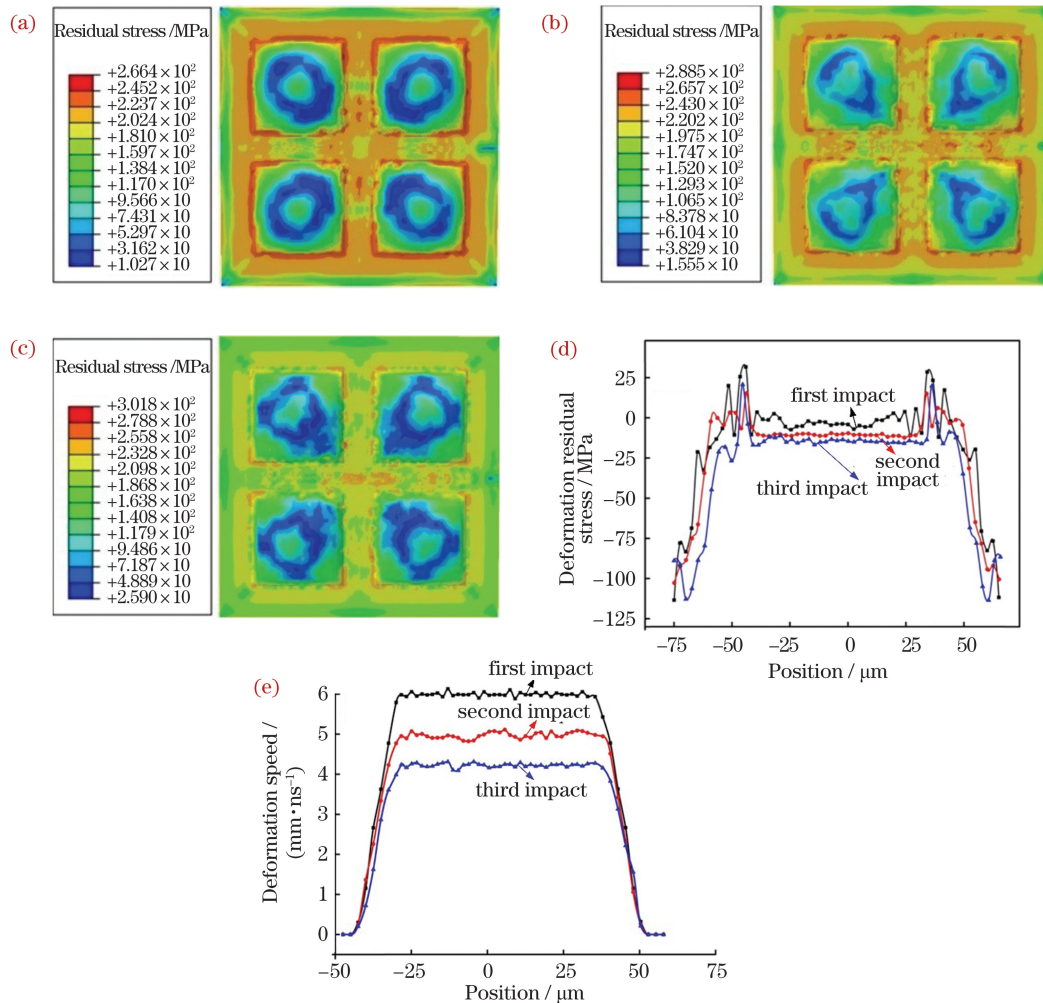


图 10 不同冲击次数下的变形速度与应力。(a)一次冲击下的应力图;(b)二次冲击下的应力图;(c)三次冲击下的应力图;(d)横截面的 S33 应力曲线;(e)变形速度

Fig. 10 Deformation speeds and stresses at different impact times. (a) Stress map after one impact; (b) stress map after two impacts; (c) stress map after three impacts; (d) stress curves of cross section (S33); (e) deformation speed

示了微结构在厚度方向(S33)的残余内应力分布曲线,随着冲击次数的增加,微结构绝大部分位置的残余应力均有所提高,且大部分位置的残余内应力均为负值,即微结构横截面的内应力为残余压应力。因此,如图 10(e)所示,随着冲击次数的增加,铝箔在持续变形过程中受到的阻力增大,铝箔的变形速度减小;当冲击波的压力达到最大值时( $0.6t_p$ ),第一次冲击时的变形速度为 6.0 m/s,第二次和第三次冲击时的最大变形速度分别为 4.9 m/s 和 4.2 m/s,相比于第一次冲击,最大变形速度分别降低了 18.3% 和 30.0%。这也间接证明了在多次 WLSI 过程中,冲击硬化起主导作用。尽管在回复过程中,出现了空位、间隙原子等点缺陷的结合和沉没且异号位错抵消,但有残存的高密度位错和胞状亚结构(图 9),硬度逐次增大(图 8),残余压应力逐次增加[图 10(d)],变形速度逐次减小[图 10(e)],这些都证明了多次 WLSI 过程中冲击硬化的主导作用。

表 2 不同冲击次数下成形件的残余应力值

Table 2 Residual stress values of formed parts at different impact times

Imprinting time	1	2	3
Minimum stress /MPa	10.3	15.6	25.9
Maximum stress /MPa	266.4	288.5	301.8

综上所述,残余内应力的提高增加了成形件的强度和硬度,但降低了塑性,从而导致在下一阶段的冲击成形过程中,铝箔的动态屈服强度升高,其塑性变形需要更高的冲击波压力。冲击次数提高了微凸起的残余内应力,这很好地解释了多次冲击过程中冲击次数对成形高度变化量以及机械性能的影响规律。

## 4 结 论

研究了多次 WLSI 时冲击温度和冲击次数对铝箔微结构成形高度、成形质量的影响,并结合数值仿真和 TEM 显微组织,分析了多次 WLSI 过程中冲击硬化和回复软化的机理,得出以下结论。

1)随着冲击温度的升高,铝箔塑性变好,流变应力变小,成形更加容易;当压印温度为 150 °C 时,成形件具有较大的成形高度和较好的表面质量;当压印温度为 300 °C 时,由于回弹和收缩的影响,成形高度下降,同时氧化导致表面质量变差;温度的升高增加了成形件残余应力分布的均匀性。

2)随着压印次数的增加,成形件的成形高度逐渐增大,但每一次压印时成形高度的增加量逐次减小;在 200 °C 下多次冲击后,成形件的表面没有出现过度氧化的情况,表面质量较好;多次 WLSI 能够增强成形件的抗变形能力,对铝箔的机械性能具有强化作用。

3)在多次 WLSI 过程中,铝箔受冲击硬化和回复软化的双重作用,其中冲击硬化起主导作用,最终导致晶粒内有大量残余的位错和胞状亚结构,残余应力逐次增加,变形速度逐次减小,硬度逐次增加,成形高度的增加量逐次减小。

## 参 考 文 献

- [1] 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的影响[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0502006.
- [2] Zhou J Z, Yang J C, Zhang Y K, et al. A study on super-speed forming of metal sheet by laser shock waves [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2002, 129(1/2/3): 241-244.
- [3] 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.
- [4] Tian X L, Zhou J Z, Li J, et al. Effect of cryogenic laser peening on microstructure of 2024-T351 aluminum alloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(9): 0902004.  
田绪亮, 周建忠, 李京, 等. 深冷激光喷丸强化对 2024-T351 铝合金微观组织的影响[J]. 中国激光, 2019, 46(9): 0902004.
- [5] Liao Y L, Ye C, Kim B J, et al. Nucleation of highly dense nanoscale precipitates based on warm laser shock peening[J]. Journal of Applied Physics, 2010, 108(6): 063518.
- [6] Zhou J Z, Meng X K, Huang S, et al. Effects of warm laser peening at elevated temperature on the low-cycle fatigue behavior of Ti6Al4V alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 643: 86-95.
- [7] Cheng G J, Pirzada D. Characterizations on

- microscale laser dynamic forming of metal foil [EB/OL]. (2008-10-02) [2020-04-25]. <https://appliedmechanics.asmedigitalcollection.asme.org/MSEC/proceedings-abstract/MSEC2006/47624/29/319862>.
- [8] Liu H X, Shen Z B, Wang X, et al. Micromould based laser shock embossing of thin metal sheets for MEMS applications [J]. *Applied Surface Science*, 2010, 256(14): 4687-4691.
- [9] Zheng C, Zhang X, Zhang Y L, et al. Effects of laser power density and initial grain size in laser shock punching of pure copper foil [J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2018, 105: 35-42.
- [10] Gao H, Cheng G J. Laser-induced high-strain-rate superplastic 3-D microforming of metallic thin films [J]. *Journal of Microelectromechanical Systems*, 2010, 19(2): 273-281.
- [11] Ehrhardt M. Processes at multi-pulse laser embossing of submicron surface structures [J]. *Journal of Laser Micro*, 2014, 9(3): 252-256.
- [12] Gao H, Hu Y, Xuan Y, et al. Large-scale nanoshaping of ultrasmooth 3D crystalline metallic structures [J]. *Science*, 2014, 346 (6215): 1352-1356.
- [13] Yang H F, Xiong F, Liu K, et al. Research on temperature-assisted laser shock imprinting and forming stability [J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2019, 114: 95-103.
- [14] Yang H F, Xiong F, Wang Y, et al. Manufacturing profile-free copper foil using laser shock flattening [J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2020, 152: 103542.
- [15] Yang H F, Jia L, Liu K, et al. High precision complete forming process of metal microstructure induced by laser shock imprinting [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, 108(1/2): 143-155.
- [16] Li Y H, He W F, Zhou L C. The strengthening mechanism of laser shock processing and its application on the aero-engine components [J]. *Scientia Sinica (Technologica)*, 2015, 45(1): 1-8.
- 李应红, 何卫锋, 周留成. 激光冲击复合强化机理及在航空发动机部件上的应用研究 [J]. *中国科学: 技术科学*, 2015, 45(1): 1-8.
- [17] Wang Y, Xu J X, Zhang J, et al. Tribochemical reactions and graphitization of diamond-like carbon against alumina give volcano-type temperature dependence of friction coefficients: a tight-binding quantum chemical molecular dynamics simulation [J]. *Carbon*, 2018, 133: 350-357.
- [18] Tong Y Q. Study on mechanism and application fundamentals of laser removal of metal oxides [D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2014.
- 佟艳群. 激光去除金属氧化物的机理与应用基础研究 [D]. 镇江: 江苏大学, 2014.
- [19] Tong Y Q, Lu Q H, Zhou J Z, et al. On - line plasma spectrum detection of laser cleaning of aluminum alloy before welding [J]. *Spectroscopy and Spectral Analysis*, 2020, 40(1): 255-260.
- 佟艳群, 陆勤慧, 周建忠, 等. 铝合金焊前激光清洗的等离子体光谱在线检测 [J]. *光谱学与光谱分析*, 2020, 40(1): 255-260.
- [20] Lu J Z, Deng W W, Luo K Y, et al. Surface EBSD analysis and strengthening mechanism of AISI304 stainless steel subjected to massive LSP treatment with different pulse energies [J]. *Materials Characterization*, 2017, 125: 99-107.
- [21] Fabbro R, Fournier J, Ballard P, et al. Physical study of laser-produced plasma in confined geometry [J]. *Journal of Applied Physics*, 1990, 68(2): 775-784.
- [22] Nagarajan B, Castagne S, Wang Z K, et al. EBSD analysis of plastic deformation of copper foils by flexible pad laser shock forming [J]. *Applied Physics A*, 2015, 121(2): 695-706.
- [23] An X H, Lin Q Y, Wu S D, et al. Significance of stacking fault energy on microstructural evolution in Cu and Cu-Al alloys processed by high-pressure torsion [J]. *Philosophical Magazine*, 2011, 91(25): 3307-3326.



# Technology and Mechanism on Warm Laser Shock Imprinting of Aluminum Foils

Yang Haifeng<sup>1,2</sup>, Man Jiayang<sup>1\*</sup>, Xiong Fei<sup>1</sup>, Shi Mingtian<sup>1</sup>

<sup>1</sup> School of Mechatronic Engineering, China University of Mining and Technology, Xuzhou, Jiangsu 221116, China;

<sup>2</sup> Jiangsu Key Laboratory of Mine Mechanical and Electrical Equipment, China University of Mining and Technology, Xuzhou, Jiangsu 221116, China

## Abstract

**Objective** Laser shock imprinting (LSI) is a manufacturing technique for material strengthening and forming using high-pressure plasma shock waves induced by laser pulses. It has been widely used in many fields. Warm laser shock peening (WLSP) combines the advantages of laser shock peening, dynamic strain aging, and dynamic precipitation and can produce microstructures with high stability. The LSI technology can produce regular large-area periodic microstructures with different shapes from hundreds of microns to nanometers on a metal foil surface. Corresponding to WLSP, the temperature-assisted LSI technology changes the forming process, forming quality, and forming mechanism of an aluminum foil. Therefore, it is important to conduct a detailed investigation on warm laser shock imprinting (WLSI) and reveal the mechanism of high strain rate plastic deformation hardening and dynamic recovery softening during multiple WLSI.

**Methods** WLSI of an aluminum foil at different imprinting temperatures and imprinting times was conducted using the WLSI experimental devices. The imprinting temperature was controlled using an electric heating plate. We tested the forming height, surface quality, surface hardness, and microstructure of the aluminum foil using an optical profilometer, scanning electron microscope, nano-indenter, and transmission electron microscope, respectively. The ABAQUS/Explicit module was used to analyze the transient mechanical effect of the aluminum foil during the WLSI process, in which the residual stress and deformation speed of the forming parts were also analyzed.

**Results and Discussions** For WLSI at different temperatures, when the imprinting temperature was 25 °C, the forming height was about 8.2 μm. When the imprinting temperatures were 150 °C and 225 °C, the forming height was increased to 9.3 μm, and the microstructure on the aluminum foil surface had a good forming quality. When the imprinting temperature was 300 °C, the forming height was dropped to about 8.35 μm, and the formed part surface had a poor oxidation phenomenon (Fig. 3). The simulation results by the ABAQUS/Explicit module showed that the maximum deformation speed of the aluminum foil at 300 °C was about 41.8 m/s, 10.6% higher than that at 25 °C (37.8 m/s). Furthermore, the WLSI introduced high residual stress at the top of the microstructure. With the increase of imprinting temperature, the area of the high residual stress was increased, the maximum residual stress was decreased, and the difference between the maximum and the minimum internal stresses was decreased gradually (Fig. 5). In the WLSI at different imprinting times, compared with the forming height after single imprinting (3.8 μm), those after two (5.8 μm) and three (7.4 μm) successive imprints were increased by 52.6% and 94.7%, respectively (Fig. 6). It should be noted that slip and twinning are the main deformation mechanisms of materials. Aluminum is a high-fault-energy metal with a small expansion dislocation width but does not easily form twin. In this study, the laser-induced shock pressure was 3.8 GPa, and the strain rate was greater than 10<sup>4</sup> s<sup>-1</sup> during the WLSI shock hardening and softening process. The WLSI process triggered dislocation slip in different slip planes and formed dense dislocation. The grains' dislocation entanglement and chaotic dislocation entanglement separated the high- and low-density dislocations to form cellular substructure and sub-grains. The high-density dislocation, small cellular substructure, and sub-grains made the strength and hardness of the aluminum foil increased, which led to the second and third WLSI deformation increments. We divided the softening process at multiple WLSI into two processes, namely, dynamic recovery and dynamic recrystallization, based on the deformation conditions. Furthermore, we compared the refinement methods for high- and low-fault-energy materials with that for the medium-fault-energy materials. Our results show that the refinement methods for high- and low-fault-energy materials are more simple than that for the medium-fault-energy materials. Owing to the high-fault-energy material of the aluminum foil, dislocation slip and dynamic recrystallization result in grain refinement. However, owing to the low temperature, short deformation time, small deformation degree, and high-fault-energy,

only dynamic recovery occurred in our experiment. Moreover, no dynamic recrystallization and grain refinement occurred, and a large number of cellular substructures and high-density dislocation were retained in the grains (Fig. 9). Therefore, compared with dynamic recovery softening, shock hardening plays a dominant role in multiple WLSI.

**Conclusions** This study demonstrates that an increase in imprinting temperature reduces the flow stress of aluminum foil and makes its formation easy. WLSI leads to a high forming height and good surface quality at 150 °C when the imprinting temperature is 300 °C. Furthermore, the springback and shrinkage of the aluminum foil lead to a small forming height, whereas the oxidation leads to bad surface quality. With the increase of imprinting times, the forming height of the aluminum foil gradually increases, whereas that of each imprinting decreases. After three imprinting times at 200 °C, the forming part surfaces maintain good oxidation state and surface quality. Multiple WLSI can enhance the deformation resistance of the formed parts and strengthen the mechanical properties of the aluminum foil. Thus, the foil is subjected to the dual effects of shock hardening and recovery softening. The shock hardening plays an important role in the experiment, which ultimately leads to the successive increment of the hardness and decrement of the forming height of the aluminum foil.

**Key words** laser technique; warm laser shock imprinting; aluminum foil; shock hardening; recovery softening; residual stress

**OCIS codes** 140.3390; 220.4000; 350.3850; 160.3900