

多脉冲激光冲击微胀形的成形极限及断裂模式

刘铮^{1,2}, 郑超^{1,2*}, 宋立彬^{1,2}, 季忠^{1,2}

¹ 山东大学材料液固结构演变与加工教育部重点实验室, 山东 济南 250061;

² 山东大学材料科学与工程学院, 山东 济南 250061

摘要 针对 T2 紫铜箔材开展了多脉冲激光冲击微胀形实验,研究了激光功率密度、初始晶粒尺寸和箔材厚度对胀形极限的影响,分析了断裂工件的宏观和微观断口形貌,讨论了箔材在多脉冲激光冲击微胀形时的断裂模式,并分析了各断裂模式的产生机理。研究表明:激光功率密度会显著影响箔材断裂前可承受的最大脉冲次数,但多脉冲成形方式不能提高箔材的胀形成形极限;晶粒尺寸和特征尺寸对多脉冲激光冲击微胀形成形极限具有显著影响;紫铜箔材在多脉冲激光冲击微胀形时存在拉伸断裂、剪切断裂、混合断裂和层裂 4 种断裂模式。

关键词 激光技术;成形极限;激光冲击微胀形;断裂模式

中图分类号 TN249

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.0302004

Forming Limit and Fracture Mode in Multiple-Pulse Laser Shock Micro-Bulging Process

Liu Zheng^{1,2}, Zheng Chao^{1,2*}, Song Libin^{1,2}, Ji Zhong^{1,2}

¹ Key Laboratory for Liquid-Solid Structural Evolution and Processing of Materials, Ministry of Education, Shandong University, Jinan, Shandong 250061, China;

² School of Materials Science and Engineering, Shandong University, Jinan, Shandong 250061, China

Abstract Multiple-pulse laser shock micro-bulging experiments of T2 pure copper foils are conducted. The effects of laser power density, initial grain size and foil thickness on forming limit are investigated. Macro and micro fracture morphology of broken work are analyzed. The fracture mode of copper foils in multiple-pulse laser shock micro-bulging is discussed, and the mechanisms of four fracture modes are analyzed. Research results show that the laser power density has a significant influence on the maximum pulse number before fracture occurrence. In addition, the forming limit of foil cannot be increased through multiple-pulse forming method. Both grain size and feature size have a significant impact on the forming limit of multiple-pulsed laser shock micro-bulging. There are four fracture modes in multiple-pulse laser shock micro-bulging, that is, tensile fracture, shear fracture, mixed fracture and spallation.

Key words laser technique; forming limit; laser shock micro-bulging process; fracture mode

OCIS codes 140.3390; 160.3900

1 引 言

随着微机电系统技术的快速发展和逐步实用化,人们对于微型产品的需求日益增长,产品微型化已成为工业界的趋势之一,特别是在航空航天、通讯电子、仪器仪表、生物医疗和国防军工等领域,微型产品的应用前景十分广阔。利用塑性变形的的方法成形微型件具有工艺简单、成形效率高、材料利用率

高、产品精度高且性能优异等优点,因此,塑性变形是批量制造微型零部件的重要加工方法之一^[1]。近年来,超声辅助微成形、电辅助微成形、电磁微成形和激光冲击微成形等非传统微塑性成形工艺获得了广泛关注和迅速发展,丰富了微塑性成形的理论与方法,拓宽了微塑性成形工艺的适用范围。

激光冲击微胀形工艺是激光冲击微成形的基础性工艺,该工艺利用短脉冲强激光诱发的等离子冲

收稿日期: 2018-07-30; 修回日期: 2018-10-09; 录用日期: 2018-12-04

基金项目: 国家自然科学基金(51205232, 51575314)、山东省自然科学基金(ZR2017BEE006)

* E-mail: zhengchao@sdu.edu.cn

击波压力使金属箔材的厚度减薄,表面积增大,从而获得具有期望形状和尺寸的微型零件。与传统的微胀形工艺不同,激光冲击微胀形工艺利用激光辐照诱致的高幅冲击波压力来代替刚性凸模,充分发挥强激光束作为“光工具”能量密度高、可达性好、易于调控、柔性程度高等优势,既可应用于箔材的整体胀形成形,又可应用于局部胀形结构特征的获取。Niehoff 等^[2]通过实验研究了铝和不锈钢箔材的激光冲击微胀形工艺,分析了激光器类型、离焦量、约束层厚度、激光功率密度和凹模孔径等对胀形高度的影响规律;Zheng 等^[3]结合数值模拟和工艺实验研究了 T2 紫铜箔材的激光冲击微胀形变形机理,讨论了不同激光能量、凹模孔径及箔材厚度下箔材的变形行为;Gao 等^[4]发现,由于激光冲击作用的时间极短,箔材因变形过程的应变速率极高,从而呈现出超塑性变形的特性,与准静态微成形工艺相比更易于获得更大程度的塑性变形;周建忠等^[5]提出了一种激光冲击驱动飞片复合成形的办法,在该方法中,箔材首先发生剪切变形形成飞片,高速运动的飞片贴合胀形模具发生塑性变形,最终可以获得成形效果良好的微胀形件;张文昊等^[6]采用一种多层金属激光冲击柔性微成形工艺实现了镍/铜/镍金属箔材的微胀形,且界面状况良好,无裂纹或层裂缺陷产生;Shen 等^[7]以橡胶软模作为传力介质,分析了 T2 紫铜箔材在激光冲击微胀形时的断裂行为,结果发现箔材的断裂位置受激光功率密度的影响较大,在一定条件下还会出现绝热剪切带。以上研究成果揭示了金属箔材在单脉冲激光冲击微胀形时的变形机理、工艺参数影响规律以及断裂机理等,并提出了一些新的工艺实施方法,从而拓宽了激光冲击微胀形的应用领域。

Niehoff 等^[2]采用多脉冲激光冲击微胀形工艺对铝箔进行加工,结果发现,随着脉冲次数增多,铝箔胀形高度增大,直至发生破裂;Li 等^[8]系统分析了脉冲次数对铝箔激光冲击微胀形过程中变形行为的影响,并认为采用多脉冲冲击方式可以避免断裂过早出现,有助于获得更大程度的变形,且工件的厚度分布更均匀。然而,目前针对多脉冲激光冲击微胀形成形极限的研究工作尚不系统,还鲜有多脉冲冲击时箔材断裂模式方面的报道。此外,已有研究表明,微米尺度下微细工件在塑性变形时会出现尺寸效应,从而会影响材料的变形行为和工件成形质量^[9]。Zheng 等^[10]分析紫铜箔材单脉冲激光冲击微胀形成形件的晶粒尺寸效应后发现,初始晶粒尺

寸对工件的胀形高度、板厚分布、表面形貌等均有显著影响。所查资料显示,目前还鲜有人研究尺寸效应对多脉冲激光冲击微胀形成形极限及断裂模式的影响,为此,本文采用多脉冲冲击方式对 T2 紫铜箔材进行激光冲击微胀形实验,讨论了不同激光功率密度、初始晶粒尺寸和箔材厚度下的最大脉冲次数和极限胀形高度;通过分析断裂工件的断口形貌,揭示了金属箔材在多脉冲激光冲击微胀形下的断裂模式及机理。

2 实验材料与方法

2.1 实验材料

实验材料为 T2 紫铜箔材,选择厚度分别为 50, 80, 100 μm 的箔材,用以研究特征尺寸效应的影响。为获得不同的初始晶粒尺寸,采用真空管式炉对紫铜箔材进行退火处理,退火温度分别为 450, 600, 750 $^{\circ}\text{C}$,保温时间均为 1 h,箔材随炉冷却至室温。在热处理过程中,通入氩气作为保护气体,以防止箔材氧化。

采用冷镶嵌法制备金相试样^[10]。镶嵌后的试样依次使用 240 #、400 #、800 #、1200 # 砂纸打磨,然后采用 PG-2B 金相试样抛光机进行机械抛光,抛光后采用 5 g $\text{FeCl}_3 + 15 \text{ mL HCl} + 100 \text{ mL H}_2\text{O}$ 溶液进行腐蚀处理,腐蚀时间为 15 ~ 20 s。采用 OLYMPUS GX51 光学显微镜观察晶粒的形貌,根据直线截点法计算箔材厚度方向上晶粒的平均尺寸^[11]。铜箔厚度、退火温度及退火后的平均晶粒尺寸如表 1 所示。

表 1 T2 紫铜箔材热处理参数及对应的晶粒尺寸
Table 1 Heat treatment parameters and corresponding grain sizes of T2 pure copper foil

Thickness / μm	Annealing temperature / $^{\circ}\text{C}$	Grain size / μm
50	450	12.56
80	450	13.10
80	600	24.57
80	750	38.40
100	450	14.88

2.2 实验与检测方法

多脉冲激光冲击微胀形实验装置示意图如图 1 所示。实验原理如下:从脉冲激光器发出的激光束穿过玻璃约束层辐照到黑漆吸收层表面,黑漆吸收激光能量并瞬时产生高温高压的等离子体,等离子体快速膨胀形成的冲击波通过硅橡胶板传播到铜箔表面,当冲击波压力大于铜箔的动态屈服强度时,铜

箔发生塑性变形,最终获得微胀形零件。实验中采用 Nimma 型 Nd:YAG 固体激光器,波长为 1064 nm,脉宽为 7.5 ns。采用光学石英玻璃作为约束层,以强化激光与材料的相互作用。选用深圳市彩虹精细化工股份有限公司生产的高品质黑色喷漆作为吸收层,在实验前将黑漆均匀地喷涂于硅橡胶板表面,将硅橡胶板作为冲击波压力的传力介质。已有研究表明,橡胶板的使用不仅可使冲击波压力的空间分布更为均匀^[12],而且可避免残余黑漆的后续清理工序,缩短了工艺流程^[13]。利用激光切割技术在厚度为 2 mm 的不锈钢板上加工圆形通孔作为微胀形凹模。为研究激光功率密度对箔材成形极限及断裂模式的影响,考虑到不同箔材厚度和初始晶粒尺寸试样的成形需求,选用激光功率密度 I_0 。

的范围为 $0.82 \times 10^{13} \sim 2.99 \times 10^{13} \text{ W} \cdot \text{m}^{-2}$ 。主要实验参数如表 2 所示。

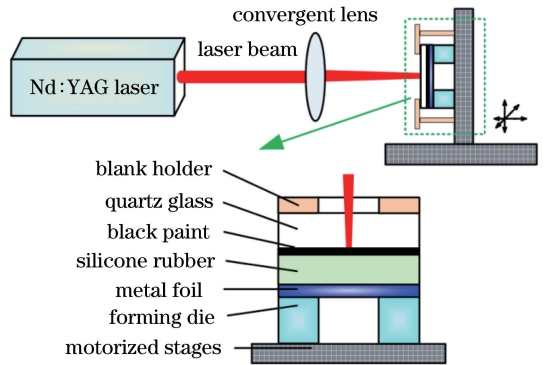


图 1 多脉冲激光冲击微胀形实验装置示意图

Fig. 1 Schematic of experimental set-up for multiple-pulse laser shock micro-bulging process

表 2 主要实验参数

Table 2 Main experimental parameters

Parameter	Laser beam diameter /mm	Rubber sheet thickness / μm	Quartz glass thickness /mm	Black paint thickness / μm	Die hole diameter /mm
Value	2.5	200	2	≈ 50	1.4

在多脉冲激光冲击微胀形实验过程中,为确保成形极限统计数据的可靠性,在每完成一次冲击成形后,将工件从模具中取出,测量此时工件的胀形高度,观察工件表面是否出现裂纹;如工件未发生破裂,再将工件小心地放入模具中进行下一次冲击。实验获得的微胀形件及胀形高度测量位置如图 2 所示。为便于对比胀形成形结果,将工件变形区域凸起处的最高点定义为胀形高度。使用 VMS-4030F 型影像测量仪测量微胀形件的胀形高度,每种工况下取 3 个试样的平均值,并计算标准差,以衡量实验值的波动程度。采用 DX-200 型超景深显微镜观察

微胀形件的表面形貌以及断裂工件的宏观断口形貌,采用 ZEISS-SUPRA™ 55 型场发射扫描电子显微镜观察断裂工件的微观断口形貌。

3 实验结果与分析

3.1 激光功率密度对微胀形成形极限的影响

激光功率密度对紫铜箔材微胀形成形极限的影响如图 3 所示。图 3 对应的工艺条件如下:箔材厚度为 $80 \mu\text{m}$,初始晶粒尺寸为 $13.10 \mu\text{m}$,激光功率密度 I_0 的范围为 $0.82 \times 10^{13} \sim 2.17 \times 10^{13} \text{ W} \cdot \text{m}^{-2}$ 。可以看出:随着激光功率密度增大,箔材可承受的最大脉冲次数(指发生破裂前累计施加的脉冲次数)逐渐减小;在 I_0 为 $1.63 \times 10^{13}, 1.90 \times 10^{13} \text{ W} \cdot \text{m}^{-2}$ 时,箔材仅能发生单脉冲成形。此外,当 I_0 升高至 $2.17 \times 10^{13} \text{ W} \cdot \text{m}^{-2}$ 时,首次冲击即导致箔材破裂,说明此时的激光功率密度过高,产生的冲击波压力高于材料的强度极限,不宜用于激光冲击微胀形工艺。当 I_0 为 $0.82 \times 10^{13} \text{ W} \cdot \text{m}^{-2}$ 时,此时的激光功率密度较低,每个脉冲作用所能引发的塑性变形量有限,导致需要较多脉冲次数才能达到材料的成形极限,成形效率低下。因此,为确保多脉冲激光冲击微胀形工艺的顺利实施,激光功率密度不宜过高或过低,应依据待变形材料力学性能和工件成形尺寸确定合适的值。

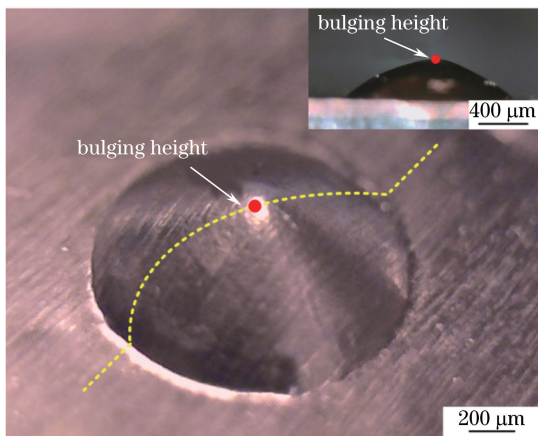


图 2 胀形高度测量位置

Fig. 2 Measurement position of bulging height

对比单脉冲和多脉冲条件下箔材的胀形成形极

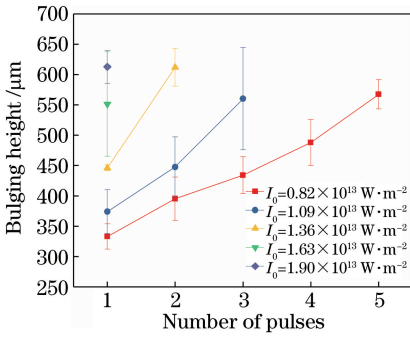


图3 激光功率密度对微胀形成形极限的影响

Fig. 3 Influence of laser power density on forming limit of micro-bulging

限可以发现,两种成形方式下箔材所能达到的极限变形量相差不大。当 I_0 为 1.63×10^{13} , $1.90 \times 10^{13} \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$ 时,箔材发生单脉冲成形,成形极限分别为 $551.3, 612.6 \mu\text{m}$; 当 I_0 为 0.82×10^{13} , 1.09×10^{13} , $1.36 \times 10^{13} \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$ 时,箔材发生多脉冲成形,成形极限分别为 $567.3, 560.1, 611.9 \mu\text{m}$ 。考虑到箔材力学性能的个体差异,可以认为通过多脉冲成形方式并不能显著提高箔材的胀形成形极限。

值得注意的是,在多脉冲成形条件下,首次冲击时的胀形高度对工件最终胀形高度的贡献较大。当 I_0 为 0.82×10^{13} , 1.09×10^{13} , $1.36 \times 10^{13} \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$ 时,箔材在首次冲击后的胀形高度与工件最终胀形高度的比值分别为 58.7% , 66.9% , 72.9% , 这与 Vollertsen 等^[14]激光冲击微拉深成形的实验结果较为吻合。此外,以 $I_0 = 0.82 \times 10^{13} \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$ 为例考察脉冲次数与胀形高度增加量的关系,可知在经过第2、第3、第4、第5次冲击后,工件胀形高度分别增加了 $62.2, 38.8, 53.9, 79.4 \mu\text{m}$ 。与首次冲击后的胀形高度相比,后续冲击时获得的胀形高度增加量明显要小,其原因在于:1)第2次及以后的冲击时,玻璃约束层与已变形箔材之间存在空隙,削弱了玻璃对等离子体膨胀的空间约束作用,降低了随后形成的冲击波压力幅值;2)应变硬化和应变率硬化效应的共同作用使已变形材料的强度增大,导致箔材的后续塑性变形相对更困难。

3.2 初始晶粒尺寸对微胀形成形极限的影响

为研究初始晶粒尺寸对铜箔胀形成形极限的影响,选取厚度为 $80 \mu\text{m}$,初始晶粒尺寸分别为 $13.10, 24.57, 38.40 \mu\text{m}$ 的试样,在激光功率密度 I_0 为 $0.82 \times 10^{13} \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$ 的条件下进行胀形成形极限实验,结果如图4所示。从图4可以看出:3种不同初始晶粒尺寸的箔材均能发生多脉冲成形;初始晶粒

尺寸为 $13.10 \mu\text{m}$ 时,箔材的最大脉冲次数(5次)多于其余两种初始晶粒尺寸试样(均为3次);在极限变形量方面,初始晶粒尺寸为 $13.10 \mu\text{m}$ 的试样最终达到的极限胀形高度($567.3 \mu\text{m}$)略高于另两种工况($504.7, 536.9 \mu\text{m}$);在相同的冲击次数下,初始晶粒尺寸越大的试样极限胀形高度越大。以上实验结果表明,多脉冲激光冲击微胀形成形极限存在较为明显的晶粒尺寸效应。

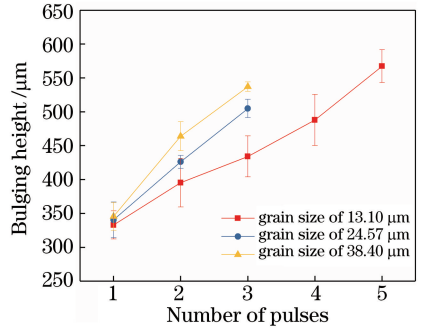


图4 初始晶粒尺寸对微胀形成形极限的影响

Fig. 4 Influence of initial grain size on forming limit of micro-bulging

分析认为,初始晶粒尺寸的不同会导致铜箔的力学性能出现差异,从而影响到箔材的塑性变形行为与变形结果。与准静态成形类似,高应变速率成形时多晶体材料屈服强度和晶粒尺寸之间的关系仍可用 Hall-Petch 公式表示^[15],即

$$\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-1/2}, \quad (1)$$

式中: σ_s 为多晶体的屈服强度; σ_0, K 为与材料有关的常数; d 为晶粒的平均直径。(1)式表明,晶粒尺寸越大,屈服强度越低,箔材越容易发生塑性变形。因此,在同一冲击次数下,初始晶粒尺寸较大的试样能够获得更大的胀形高度。

3.3 箔材厚度对微胀形成形极限的影响

对 $50, 80, 100 \mu\text{m}$ 三种厚度铜箔进行退火处理,退火温度为 $450 \text{ }^\circ\text{C}$,保温时间为 1 h ,获得的初始晶粒尺寸分别为 $12.56, 13.10, 14.88 \mu\text{m}$;随后将这三种晶粒尺寸的铜箔在激光功率密度 I_0 为 $0.82 \times 10^{13} \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}$ 下进行胀形成形极限实验,图5所示为箔材厚度对微胀形成形极限的影响。值得注意的是,厚度为 $100 \mu\text{m}$ 的铜箔在经过9次冲击后仍未发生破裂,但胀形高度从第7次冲击后就不再明显增大,说明此时形成的冲击波压力已不足以使箔材继续发生塑性变形,故将7次作为该厚度下的最大脉冲次数。由图5可以看到,三种厚度的箔材均能发生多脉冲成形,且随厚度增大,最大脉冲次数增

多;在极限变形量方面,厚度为 100 μm 的试样达到的极限胀形高度(589 μm ,第 7 次冲击后)略高于另两种工况(542.5,567.3 μm);在相同的冲击次数下,厚度越大的试样,其胀形高度越小。上述实验结果表明:多脉冲激光冲击微胀形成形极限存在着较为明显的特征尺寸效应,这可以通过表面层模型予以解释。箔材厚度方向上的晶粒一般可分为表面晶粒和内部晶粒,相对于内部晶粒而言,位于表面的晶粒受到的约束较小,故其流动应力相对较小^[16];当晶粒尺寸一定或相差不大时,随箔材厚度增大,表面晶粒所占比例降低,箔材整体流动应力提高,发生塑性变形更困难。因此,在相同的冲击次数下,厚度越大的试样其胀形高度越小。

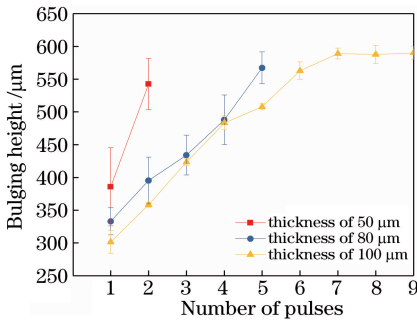


图 5 箔材厚度对微胀形成形极限的影响
Fig. 5 Influence of foil thickness on forming limit of micro-bulging

3.4 多脉冲激光冲击微胀形的断裂模式

在激光冲击微胀形实验中,随着脉冲次数进一步增加,紫铜箔材达到成形极限后将发生断裂。利

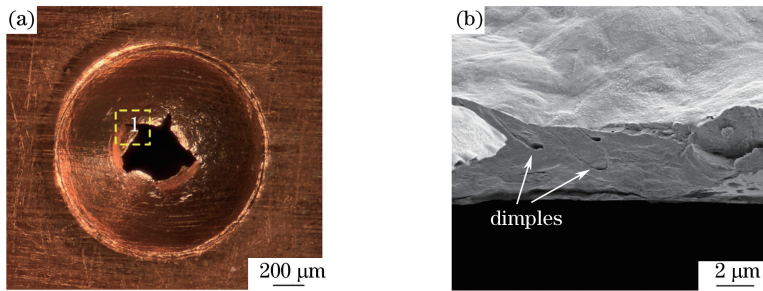


图 6 紫铜箔材的拉伸断裂形貌。(a)断裂后的整体形貌;(b)1 区放大后的断面形貌

Fig. 6 Tensile fracture morphology of T2 pure copper foil. (a) General view of fractured specimen; (b) fracture surface of region 1 after magnification

3.4.2 剪切断裂

图 7 为紫铜箔材发生剪切开裂的图片,其对应的工艺条件是:箔材厚度为 80 μm ,初始晶粒尺寸为 13.10 μm ,激光功率密度 I_0 为 $2.72 \times 10^{13} \text{ W} \cdot \text{m}^{-2}$,试样在第 1 次冲击后即发生断裂。由图 7(a)可以看到,这种断裂发生在凹模入口圆角的对应区域,材

用光学显微镜和扫描电子显微镜分别对断裂工件的宏观断口和微观断口进行分析,结果发现,紫铜箔材在多脉冲激光冲击下主要存在拉伸断裂、剪切断裂、混合断裂和层裂这 4 种模式。

3.4.1 拉伸断裂

图 6 为紫铜箔材发生拉伸断裂的图片,其对应的工艺条件是:箔材厚度为 50 μm ,初始晶粒尺寸为 12.56 μm ,激光功率密度 I_0 为 $0.82 \times 10^{13} \text{ W} \cdot \text{m}^{-2}$,试样在第 3 次冲击后发生断裂。由图 6(a)可以看到,这种断裂发生在工件底部的中心区域,部分材料缺失,导致工件中心区域形成一个空洞,该空洞边缘呈花瓣状,且花瓣形状不规则。图 6(b)是图 6(a)中位置 1 的放大图,可以看到断面处有明显的塑性变形痕迹,断裂位置的厚度减小形成颈缩,且分布有韧窝,说明箔材在断裂前发生了一定的塑性变形,具有微孔聚集断裂的特点^[17]。这种断裂模式出现的原因是:在微胀形过程中,变形区材料承受双向拉应力作用,材料厚度减薄,表面积增大,工件胀形高度随脉冲次数增加而不断增加;当塑性变形达到一定程度时,在材料内部的晶界处或拉应力集中处形成微孔,微孔进一步长大和聚合,最终形成裂纹,导致工件发生断裂。另外,当脉冲激光的空间分布为高斯型时,一般认为形成的冲击波压力具有高斯型空间分布特征,因此工件底部中心区域相比其他位置的材料要承受更大的冲击压力,且随脉冲次数增多而减薄严重,故在底部中心区域发生拉伸断裂。

料沿凹模入口处断裂分离,形成一个直径与胀形凹模孔径一致的圆孔。对圆孔断面进一步放大,得到了该断口的微观形貌,如图 7(b)所示,可以看到断面表现出明显的剪切断裂特性,与传统冲裁断面分布特征类似,这说明箔材是在切应力作用下发生了断裂。通过统计该断裂模式出现的工艺条件发现,

较高的激光功率密度是引发剪切断裂的重要影响因素。这是因为较高的激光功率密度能够增强激光与吸收层材料的相互作用,提高冲击波的压力幅值;当形成的冲击波压力高于材料的强度极限时,紫铜箔材不能发生胀形变形,在首次冲击后即直接被冲出

圆孔。这进一步说明在多脉冲激光冲击微胀形工艺中不宜采用过高的激光功率密度。此外,本实验采用的激光光斑直径(2.5 mm)大于凹模孔径(1.4 mm),这也是在高激光功率密度下易出现剪切断裂的另一原因。

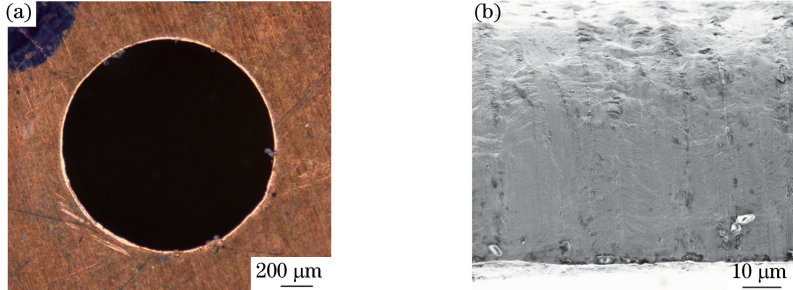


图7 紫铜箔材的剪切断裂形貌。(a)断裂后的整体形貌;(b)放大后的断面形貌

Fig. 7 Shear fracture morphology of T2 pure copper foil. (a) General view of fractured specimen; (b) enlarged fracture surface

3.4.3 混合断裂

除了拉伸断裂和剪切断裂外,实验中还发现部分断裂工件出现了拉伸断裂和剪切断裂两种断裂模式共存的现象,即发生了混合断裂,如图8所示。该工件对应的工艺条件如下:箔材厚度为80 μm,初始晶粒尺寸为13.10 μm,激光功率密度 I_0 为 $2.17 \times 10^{13} \text{ W} \cdot \text{m}^{-2}$,试样在第1次冲击后即发生断裂。由图8可以看出,在工件底部中心区域形成一个空洞,同时在凹模入口圆角对应区域存在着一定程度的断裂分离,说明此时箔材是在拉伸应力和切应力的共同作用下发生了断裂。此时的激光功率密度低于3.4.2节中剪切断裂对应的激光功率密度。在该激光功率密度条件下,一方面,箔材将发生一定程度的胀形变形,底部中心区域因受到双向拉伸应力而断裂,呈现出拉伸断裂的形貌;另一方面,在凹模入口圆角处箔材会受到较高的切应力作用,但未能使箔材沿凹模入口处完全断裂,而是在个别位置出现了剪切分离。

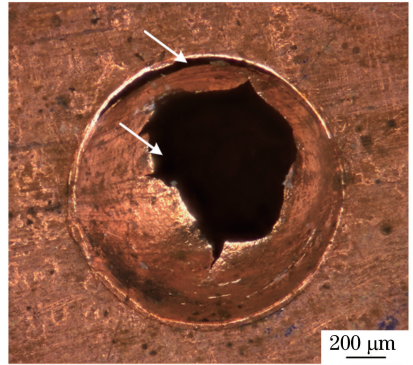


图8 紫铜箔材的混合断裂形貌

Fig. 8 Mixed fracture morphology of T2 pure copper foil

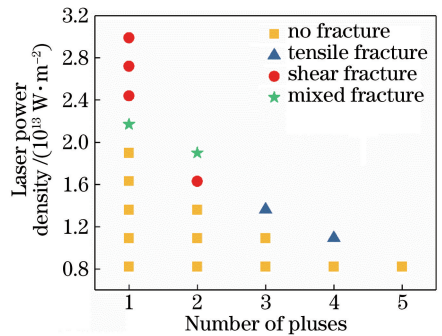


图9 激光功率密度和冲击次数对破裂模式的影响

Fig. 9 Influence of laser power density and number of pulses on fracture mode

切断裂;当激光功率密度处于上述数值之间时,则易出现混合断裂模式。

3.4.4 层裂

对发生拉伸断裂的部分断裂工件的断口进行显微分析后发现,个别断口上出现了层裂现象,如图

图9为80 μm厚铜箔在激光功率密度 I_0 为 $0.82 \times 10^{13} \sim 2.99 \times 10^{13} \text{ W} \cdot \text{m}^{-2}$ 下进行激光冲击微胀形成形极限实验后,断裂模式的统计结果,相应的初始晶粒尺寸为13.10 μm。由图9可知,紫铜箔材的断裂模式受激光功率密度的影响较大,在低激光功率密度(不高于 $1.36 \times 10^{13} \text{ W} \cdot \text{m}^{-2}$)下,箔材一般发生多脉冲成形,破裂通常出现在胀形件底部的中心区域,断裂模式为拉伸断裂;在高激光功率密度(不低于 $2.44 \times 10^{13} \text{ W} \cdot \text{m}^{-2}$)下,箔材仅发生单脉冲成形,易在凹模入口圆角处发生破裂,断裂模式为剪

10 所示。该工件对应的工艺条件如下:箔材厚度为 $80\ \mu\text{m}$, 初始晶粒尺寸为 $13.10\ \mu\text{m}$, 激光功率密度 I_0 为 $1.36 \times 10^{13}\ \text{W} \cdot \text{m}^{-2}$, 试样在第 3 次冲击后发生断裂。图 10(a) 所示为发生层裂工件的整体形貌。与 3.4.1 节中拉伸断裂的典型断面形貌特征类似, 该工件断裂位置位于工件底部中心区域, 有空洞形成, 且空洞边缘呈不规则的花瓣状。对图 10(a) 中的位置 1 进放大, 结果如图 10(b) 所示, 断面处存在明显的层裂。张青来等^[18] 对钼带进行激光冲击成形实验后发现, 钼带在强脉冲激光作用下发生了层裂现象。层裂本质上属于动态拉伸断裂, 但具有特

定的断面形貌与断裂机理, 且发生条件与一般的拉伸断裂相比更为复杂。产生该现象的原因为: 当高功率密度激光脉冲作用于吸收层材料时, 激光与材料发生强烈的相互作用, 形成的等离子体在约束层作用下急速膨胀, 形成一个冲击压缩波, 并随后传入到紫铜箔材内部。由于是脉冲加载, 故而会在冲击压缩波后面跟随一束稀疏波。当冲击压缩波入射到箔材自由表面时, 压缩波卸载并反射形成一束稀疏波, 它与跟随在冲击压缩波后面的稀疏波相遇后, 就会在箔材内部造成拉伸应力, 一旦该拉伸应力高于材料的强度极限, 就会出现层裂。

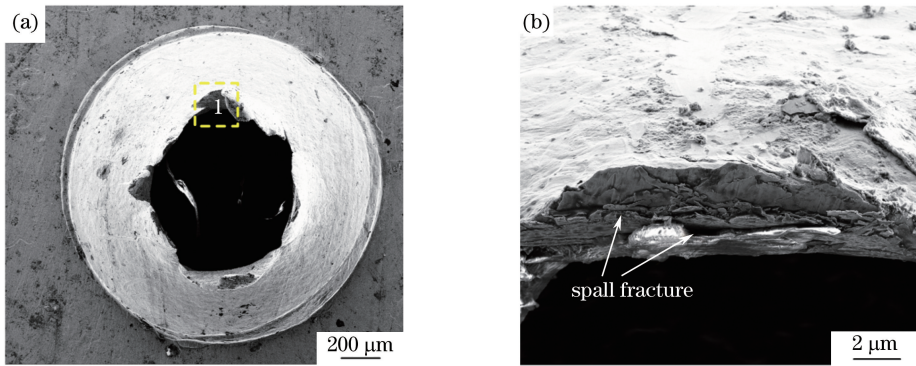


图 10 紫铜箔材的层裂形貌。(a) 层裂试样整体形貌; (b) 1 区放大后的断面形貌

Fig. 10 Spallation morphology of T2 pure copper foil. (a) General view of spallation fractured specimen; (b) fracture surface of region 1 after magnification

在本实验中, 仅在个别发生拉伸断裂的工件中存在层裂现象, 且并未发现层裂与激光功率密度、初始晶粒尺寸或箔材厚度之间存在规律性。已有的研究表明, 晶粒形状与尺寸等材料学因素和加载应力、应变速率、冲击波波等冲击加载条件均会显著影响层裂的过程和结果^[19], 导致层裂发生的工艺条件极为复杂, 这需要在后续工作中予以深入探究。此外, 本研究工作仅考虑了激光功率密度、箔材厚度和初始晶粒尺寸单个因素对多脉冲胀形成形极限和断裂模式的影响, 未对各影响因素之间的关联性进行分析。在后续的研究工作中, 应针对以上影响因素选择合适的取值, 进一步采取多因素实验分析方法, 如正交实验设计方法, 对各影响因素之间的交互作用进行分析, 以更加全面地认识多脉冲冲击时各个影响因素对微胀形成形结果的影响规律。

4 结 论

本课题组对 T2 紫铜箔材开展多脉冲激光冲击微胀形实验, 研究了激光功率密度、初始晶粒尺寸和箔材厚度对箔材胀形极限的影响, 分析了断裂工件

的宏观和微观断口形貌。研究发现: 与单脉冲激光冲击微胀形相比, 多脉冲条件下紫铜箔材的胀形极限并未提高, 这说明改变冲击方式对胀形极限的作用有限; 初始晶粒尺寸和箔材厚度对箔材发生断裂前的最大脉冲次数和极限胀形高度均有重要影响, 说明在多脉冲激光冲击时, 微米级厚度的箔材表现出了较为明显的尺度效应。紫铜箔材在多脉冲激光冲击微胀形时的断裂模式较单脉冲条件下的更为复杂, 出现了拉伸断裂、剪切断裂、混合断裂和层裂 4 种模式。多脉冲激光冲击时层裂产生的机理, 以及激光功率密度、箔材厚度和初始晶粒尺寸等各影响因素之间的交互作用还有待进一步研究。

参 考 文 献

- [1] Shan D B, Xu J, Wang C J, *et al.* The state of the art in plastic micro-forming [J]. *Materials China*, 2016, 35(4): 251-261.
单德彬, 徐杰, 王春举, 等. 塑性微成形技术研究进展 [J]. *中国材料进展*, 2016, 35(4): 251-261.
- [2] Niehoff H S, Vollertsen F. Non-thermal laser stretch-forming [J]. *Advanced Materials Research*,

- 2005, 6/7/8: 433-440.
- [3] Zheng C, Sun S, Ji Z, *et al.* Numerical simulation and experimentation of micro scale laser bulge forming[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2010, 50(12): 1048-1056.
- [4] Gao H, Cheng G J. Laser-induced high-strain-rate superplastic 3-D microforming of metallic thin films [J]. *Proceedings of the IEEE*, 2010, 19(2): 273-281.
- [5] Zhou J Z, Gao B, Huang S, *et al.* Research on laser shock induced composite forming of copper foil flyer [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2012, 39(7): 0703009.
周建忠, 高彬, 黄舒, 等. 激光冲击铜箔飞片及其复合成形研究[J]. *中国激光*, 2012, 39(7): 0703009.
- [6] Zhang W H, Liu H X, Shen Z B, *et al.* Experimental research on laser-shock flexible microforming of multilayer-metal composite sheets [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2017, 44(7): 0702001.
张文昊, 刘会霞, 沈家宝, 等. 多层金属复合板激光冲击柔性微成形实验研究[J]. *中国激光*, 2017, 44(7): 0702001.
- [7] Shen Z B, Liu H X, Wang X, *et al.* Improving the forming capability of laser dynamic forming by using rubber as a forming medium [J]. *Applied Surface Science*, 2016, 369: 288-298.
- [8] Li J, Cheng G J. Multiple-pulse laser dynamic forming of metallic thin films for microscale three dimensional shapes[J]. *Journal of Applied Physics*, 2010, 108(1): 013107.
- [9] Dong X H, Wang Q, Zhang H M, *et al.* The state of the art of size effects in micro-forming[J]. *Scientia Sinica :Technologica*, 2013, 43(2): 115-130.
董湘怀, 王倩, 章海明, 等. 微成形中尺寸效应研究的进展[J]. *中国科学:技术科学*, 2013, 43(2): 115-130.
- [10] Zheng C, Zhang X, Liu Z, *et al.* Investigation on initial grain size and laser power density effects in laser shock bulging of copper foil [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 96(1/2/3/4): 1483-1496.
- [11] China National Standardization Administration. Chinese standard book number: GB/T 6394—2017 [S]. Beijing: China Standard Press, 2017.
中国国家标准化管理委员会. 中国标准书号: GB/T 6394—2017[S]. 北京: 中国标准出版社, 2017.
- [12] Shen Z B, Wang X, Liu H X, *et al.* Rubber-induced uniform laser shock wave pressure for thin metal sheets microforming [J]. *Applied Surface Science*, 2015, 327: 307-312.
- [13] Song L B, Zhang X, Zhang Y L, *et al.* Shortening post-processing and improving forming quality of holes in laser shock punching with the aid of silicone rubber[J]. *Optics & Laser Technology*, 2018, 106: 442-450.
- [14] Vollertsen F, Niehoff H S, Wielage H. On the acting pressure in laser deep drawing[J]. *Production Engineering*, 2009, 3(1): 1-8.
- [15] Ueki R, Kondo D, Takagi Y, *et al.* Grain size effect on high-speed deformation of Hadfield steel [J]. *Journal of Materials Science*, 2012, 47(22): 7946-7953.
- [16] Chan W L, Fu M W, Lu J. The size effect on micro deformation behaviour in micro-scale plastic deformation[J]. *Materials & Design*, 2011, 32(1): 198-206.
- [17] Sun Y H, Zhou J Z, Sheng J, *et al.* Tensile property and fracture analysis of 2024-T351 aluminum alloys by cryogenic laser peening [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2017, 44(8): 0802003.
孙云辉, 周建忠, 盛杰, 等. 深冷激光喷丸强化 2024-T351 铝合金拉伸性能及断口分析[J]. *中国激光*, 2017, 44(8): 0802003.
- [18] Zhang Q L, Wang R, Hong Y X, *et al.* Study on laser shock forming and fracture behavior of metal sheet[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2014, 41(4): 0403010.
张青来, 王荣, 洪妍鑫, 等. 金属板料激光冲击成形及其破裂行为研究[J]. *中国激光*, 2014, 41(4): 0403010.
- [19] Zhang Y J. Effects of annealing on spallation properties of high-purity OFHC [D]. Mianyang: China Academy of Engineering Physics, 2012: 43-69.
张友君. 退火与未退火高纯无氧铜的层裂特性研究[D]. 绵阳: 中国工程物理研究院, 2012: 43-69.