

黄铜材料激光微造型过程及其机理研究

毛亚洲¹, 杨建奎^{1*}, 徐文静²¹ 河南科技大学机电工程学院, 洛阳 河南 471003;² 洛阳铁路信息工程学校电气工程系, 洛阳 河南 471900

摘要 基于 Neumann 边界条件建立了激光微造型的热学模型, 分析了激光微造型过程中反射率、折射率与消光系数之间的关系, 以及材料在不同温度和波长下的吸收率、表面蒸气压强、质量迁移率与成形效率, 进一步研究了不同参数对激光微造型中热学模型、热应力与损伤阈值的影响, 并采用扫描电镜和能谱仪对成形后的微凹坑进行分析, 得到了微造型的成形机理。研究表明: 为保证对激光能量的较低反射率 R (例如 $<15\%$), 当消光系数 K 在 $[0, 0.019]$ 范围内时, 材料的折射率 n 应在 $1\sim 2.5$ 范围内进行选择; 波长越长, 吸收率越小; 温度越高, 吸收率越大; 激光半径、轴向距离与微凹坑深度越大, 温度越低; 脉宽越窄, 蒸气压强越大, 液态金属的迁移量越多。微凹坑成形效率经历了稳定不变、迅速上升与逐渐下降的三个阶段。进一步研究后发现, 压应力是材料发生损伤的重要机制, 且环向热应力是微凹坑直径扩展的主要因素, 熔融损伤引起径向材料的熔化。在微造型过程中不仅生成了 CuO 与 ZnO 等氧化物, 还出现了能量从 1# 区域向边缘 3# 区域逐渐减小的变化。

关键词 激光技术; 微造型; 激光; 热应力; 熔融损伤; 成形机理

中图分类号 TB39; TN249

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202148.1002111

1 引言

微造型已成为改善摩擦副摩擦学性能的一种有效手段^[1], 并在轴承、缸套与活塞环等工程领域扮演着越来越重要的角色。微造型方法^[2-5]中的激光加工技术, 是由非接触式逐层加工微体积材料发展而来的, 能够加工传统加工方式无法制造的微米级结构。近年来, 激光加工技术以其加工效率和加工表面质量高^[6]、不污染环境等优点在材料表面微处理方面具有独特的优势, 已经成为各类材料表面处理的首选^[7]。随着该技术的发展, 激光与材料表面的成形过程及其作用机理逐渐成为研究人员重点关注的课题。

采用激光技术加工的微造型不仅包括圆形、方形、椭圆形, 还包括凸起与鱼鳞形等。圆形微凹坑微造型具有加工工艺简单、易于加工、可一次成形以及

便于进行数值模拟等特点, 因此, 研究人员将圆形微凹坑作为微造型的首选。国内外学者针对圆形微凹坑微造型成形过程及其机理开展了大量的研究工作, 如: 赵莹等^[8]研究了黄铜微造型在成形过程中的工艺参数对激光能量吸收率的影响, 结果表明, 粗糙度、织构深度与氧化物等会对微造型产生影响; Qin 等^[9-10]基于数值模拟和半解析模型研究了不同工艺参数下的微造型成形规律; Zhang 等^[11]采用改进水平集的方法模拟了微造型成形的规律; 陈根余等^[12]通过开展金刚石在不同激光工艺参数下的微造型成形实验, 探究了激光加工阈值的变化规律; Spiro 等^[13]采用激光对多种金属材料进行了加工, 并对加工阈值和加工机理进行了阐述; Wang 等^[14]通过分析前脉冲引起的表面形貌与烧蚀阈值的变化, 建立了激光加工模型, 并用该模型研究了材料成形过程中烧蚀表面的演化规律; Mustafa 等^[15]根据烧蚀阈

收稿日期: 2020-08-13; **修回日期:** 2020-10-15; **录用日期:** 2020-11-18

基金项目: 国家科技重大专项项目(21010098)、国家国防科工局项目(科工技[2011] 869 号)、河南省高性能轴承技术重点实验室开发基金(2016ZCKF02)

* **E-mail:** 9901450@haust.edu.cn

值确定了单脉冲激光和多脉冲激光的热烧蚀机理; Eberle 等^[16]和 Nakajima 等^[17]利用激光进行了材料微造型的成形试验, 结果发现, 材料的除材机理为热熔化; 姚燕生等^[18]采用复合加工方法在水下对 Si_3N_4 进行热加工, 研究了 Si_3N_4 在水下的热加工模型与材料的去除机理; Mao 等^[19]采用长脉冲激光对黄铜材料进行了微造型试验, 并对微造型的摩擦学性能进行了研究; Zhang 等^[20]通过试验研究了长脉冲激光作用下的材料表面成形演化过程; 王玲等^[21]采用长脉冲进行了微造型试验, 研究了工艺参数对微造型的影响。

长脉冲激光加工技术相较于其他短/超短脉冲激光加工技术具有加工成本低、性能稳定且技术较为成熟等优势, 人们在其加工理论与试验探究等方面也积累了大量经验。而短/超短脉冲激光加工的实际工业化应用仍需一段时间的等待, 当前乃至今后一段时间内的材料表面处理工业化应用仍将以长脉冲激光作为首选。以上学者虽然对短/超短脉冲激光作用下的材料成形机理进行了研究, 但是对长脉冲激光微造型机理还未能给出合理的解释。不同材料的激光成形机理不同。黄铜具有强度高、塑性和韧性好、耐腐蚀、减摩性能良好等优点, 在机械化工、军事、空间技术等领域均有重要应用。基于此, 本文采用长脉冲激光对黄铜进行微造型加工, 从激光微造型加工模型入手, 开展了黄铜材料微造型成形过程及成形机理的研究, 为黄铜激光微造型在实际中的应用奠定基础。

2 激光微造型的理论基础

2.1 激光微造型的反射与吸收特性

2.1.1 材料的反射率分析

激光束在材料表面的入射、反射、折射光束的电场强度用上标 i, r 与 t 表示。根据 Maxwell 方程组可以推导出激光束正入射在介质表面时的电场强度为

$$E_0^i = \frac{\hat{n} + \mu}{\hat{n} - \mu} E_0^r, \quad E_0^t = \frac{2\mu}{\hat{n} + \mu} E_0^i, \quad (1)$$

因此, 激光作用在材料表面时的反射率为

$$R = |E_0^r/E_0^i|^2 = \frac{(n - \mu)^2 + K^2}{(n + \mu)^2 + K^2}, \quad (2)$$

式中: \hat{n} 表示复折射系数; μ 表示磁导率; n 表示材料的折射率; K 表示消光系数 (复折射率的虚部)。一般情况下 $\mu \approx 1$, 因此材料对激光能量的反射率为

$$R \approx \frac{(n - 1)^2 + K^2}{(n + 1)^2 + K^2}. \quad (3)$$

当激光与介质表面相互作用时, 由于介质材料表面存在折射与反射, 因此, 激光能量不可能完全作用于介质表面。如何使激光能量尽可能多地作用于材料表面, 减少不必要的损耗, 以便快速制造出工程所需的形状是研究人员关心的问题。故, 探究介质表面的反射率、折射率和消光系数三者之间的关系尤为重要。介质表面的反射率、折射率和消光系数的关系如图 1 所示。在图 1 中, 为了保证激光正入射的介质材料表面对激光束能量具有较低的反射率 R , 例如 $R < 15\%$, 当消光系数 K 在 $[0, 0.019]$ 时, 就需要介质材料的折射率 n 在 $1 \sim 2.5$ 范围内。

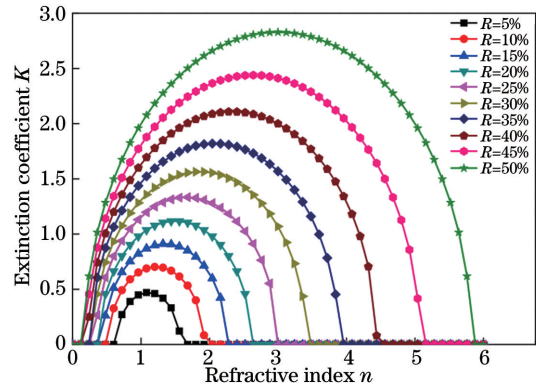


图 1 反射率、折射率和消光系数的关系

Fig. 1 Relationship between reflectivity, refractive index and extinction coefficient

2.1.2 材料的吸收率分析

激光束对材料表面进行微造型时, 材料表面会对激光能量产生不同的吸收, 其中一部分能量会被材料中的自由电子吸收, 一部分会被材料的晶格与电子结构吸收, 还有一部分会被反射至周围环境中。分析不同材料对激光能量的吸收率对于激光加工具有一定意义。

基于 Fresnel 公式可知, 当激光近似垂直辐照靶材 ($\frac{\sigma}{\omega\epsilon_0} \geq 1$) 时, 若不考虑激光束的透射率, 则材料表面对激光能量的吸收率为

$$A = 2 \sqrt{\frac{2\epsilon_0\omega}{\sigma}} = 4 \sqrt{\nu\pi\epsilon_0} \sqrt{\frac{\rho_c}{\lambda}}, \quad (4)$$

式中: σ 表示电导率; ω 表示频率; ϵ_0 表示真空介电常数; ν 表示真空中的光速; ρ_c 表示电阻率; λ 表示激光波长。由 (4) 式可知, 材料对激光能量的吸收率不仅与激光波长有关, 还与电阻率有密切关系。电阻率在某一温度下是恒定不变的, 随着激光不断照

射,温度不断升高,电阻率会随温度升高而变化。电阻率与温度 T 的关系为

$$\rho_e = \rho_{20} [1 + \gamma(T - 20)], \quad (5)$$

式中: γ 表示电导率随温度变化的系数; ρ_{20} 表示 20 °C 时材料的电阻率。

材料在不同波长和温度下的吸收率如图 2 和图 3 所示。图 2 给出了不同材料在不同波长下的吸收率。在图 2 中,随着波长不断增大,各材料的吸收率均不断减小,且在同一波长下,各材料的吸收率也不同($A_{\text{aluminum}} > A_{\text{gold}} > A_{\text{copper}} > A_{\text{silver}} > A_{\text{zinc}}$)。图 3 中给出了不同温度下不同材料的吸收率,可以看出,随着温度不断升高,各材料的吸收率均不断增大,且在同一温度下各材料的吸收率也不相同。在激光的瞬态作用下,基体材料处于一种高吸收率状态,从而导致材料表面瞬间产生设计者所需的结构形状。

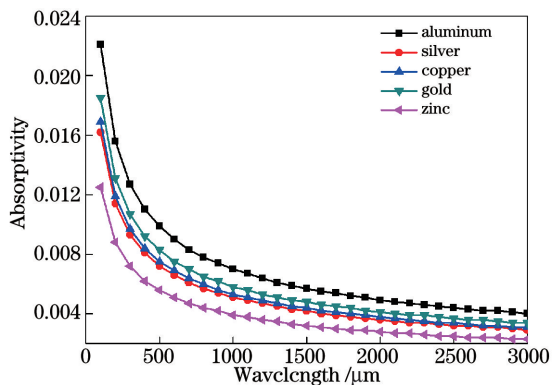


图 2 吸收率随波长的变化规律

Fig. 2 Variation of absorptivity with wavelength

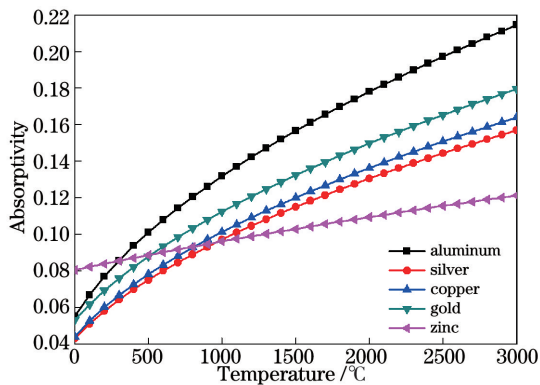


图 3 吸收率随温度的变化规律

Fig. 3 Variation of absorptivity with temperature

2.2 材料的热加工性能

激光束作用于黄铜材料表面的脉冲能量绝大多数被材料表面所吸收,其余部分则消散于周围环境中。黄铜材料在常温条件下的物理性能如表 1 所示。本文选用线切割加工出半径为 1 cm、高度为 3 cm 的黄铜试样,试样的表面粗糙度为 $1.6 \mu\text{m}$ 。

表 1 黄铜材料的物理性能

Table 1 Physical properties of brass material

Parameter	Value
Density $\rho / (\text{kg} \cdot \text{m}^{-3})$	8960
Specific heat capacity $c / (\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$	386
Thermal conductivity $k / (\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$	401
Melting temperature T_m / K	1358
Gasification temperature T_v / K	2836
Boiling point temperature T_b / K	2836
Latent heat of fusion $L_m / (10^5 \text{J} \cdot \text{kg}^{-1})$	2.047
Latent heat of gasification $L_v / (10^6 \text{J} \cdot \text{kg}^{-1})$	4.796
Absorptivity A	0.02
Tensile strength σ_{th} / MPa	286
Poisson's ratio η	0.3
Elastic modulus E_1 / GPa	106
Coefficient of thermal expansion $\alpha_1 / (10^{-5} \text{K})$	1.75

黄铜材料的热失效值反映了该材料抵抗外部激光能量的耐热性能,可用热应力断裂抵抗因子常数 R^1 来表示,即^[18]

$$R^1 = \frac{\sigma_f(1 - \eta)}{\alpha_1 \cdot E_1}, \quad (6)$$

式中: σ_f 表示材料抵抗激光能量的断裂强度; η 表示材料的泊松比; α_1 表示材料的热膨胀系数; E_1 表示材料的弹性模量。黄铜兼具低热膨胀系数以及高抗断裂性能和抗热损伤性能。

激光加工过程中的加工阈值反映了去除材料所需的最低能量。黄铜材料的加工阈值在材料分解或蒸发时所需的激光功率密度 I 可表示为^[18]

$$I = \frac{(T_s - T_0)\kappa}{2} \sqrt{\frac{\pi}{at}}, \quad (7)$$

式中: T_s 表示表面温度; T_0 表示外部环境温度; α 表示热扩散系数且 $\alpha = \kappa / (\rho \cdot c)$; κ 表示热传导率; t 表示时间。黄铜材料形成微凹坑的条件是 $I(r) > I$, $I(r)$ 表示激光功率密度。

2.3 激光微造型的理论模型

2.3.1 微造型的热传导理论

本文在柱坐标系下建立的毫秒激光照射材料表面的轴对称模型如图 4 所示。激光垂直照射在半径为 R' 的材料表面, O 表示坐标轴的原点, z 轴为对称轴, r 和 δ 分别表示材料的径向和厚度。

在微凹坑加工过程中,激光作用在材料表面时涉及一系列的物理和化学变化,这部分内容将在第

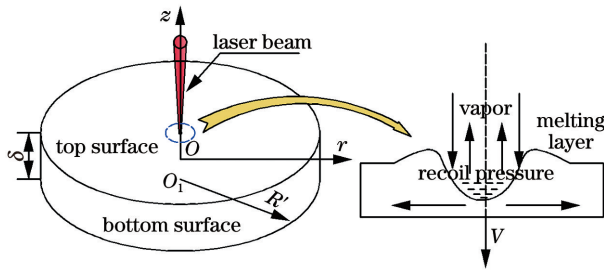


图 4 微凹坑的毫秒激光加工模型

Fig. 4 Millisecond laser processing model of dimple

4 节进行详细讨论。微凹坑的激光加工是通过热传导来实现的,其温度是不同边界条件下非线性瞬态热传导方程的解。对于柱坐标系下的各向同性材料,激光加工的热传导控制方程可表示为

$$\frac{\partial T}{\alpha \partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2}, \quad (8)$$

式中: T 表示温度。

如图 4 中所示,在微造型过程中,材料与空气完全接触,需要考虑空气的热对流作用。除了上表面受到激光束影响外,黄铜的其他表面同外界不存在热交换,这符合 Neumann 边界条件。因此,选择 Neumann 边界条件用于分析激光微造型成形过程及其机理的研究。与之相应的 Neumann 边界条件为

$$z = 0, \quad -\kappa \frac{\partial T}{\partial z} = AI(r). \quad (9)$$

激光微造型成形过程中的激光功率密度 $I(r)$ 为

$$I(r) = I_0 \exp\left(-\frac{2r^2}{a_0^2}\right), \quad I_0 = \frac{2E}{\pi\tau a_0^2}, \quad (10)$$

式中: a_0 表示激光束的半径; E 表示激光能量; τ 表示激光脉宽。基于柱坐标热传导理论方程(8),可知激光微造型过程中的温度^[22]为

$$T = \frac{AI(r)a_0^2}{\rho c \sqrt{\pi\alpha}} \int_0^t \frac{dt}{\sqrt{t(4\alpha t + a_0^2)}} \times \exp\left(-\frac{r^2}{4\alpha t + a_0^2} - \frac{z^2}{4\alpha t}\right). \quad (11)$$

图 5(a)是激光微造型在径向的温度分布。由图 5(a)可以看出:微凹坑在成形过程中的温度分布呈现“帽子”形状的对称分布,且中心位置($r = 0$ mm)处的温度最高;低脉宽(0.4 ms)和高功率密度(4.46×10^7 W/cm²)下的温度高于高脉宽(1 ms)和低功率密度(6.37×10^6 W/cm²)下的温度;在相同的功率密度下,中心点的温度随着脉宽的增大而逐渐降低,而在相同的脉宽下,中心点的温度随着功率密度的增大而逐渐增大。

图 5(b)是激光微造型在轴向的温度分布。图 5(b)中 $z = 0$ mm 时的表面温度低于图 5(a)中 $r = 0$ mm 时的表面温度,表明激光作用在黄铜材料表面时率先进行微凹坑直径的扩展,之后才进行深度方向的烧蚀。根据图 5(a)、(b),若要使黄铜表面获得较高和较集中的能量,应选择低脉宽(0.4 ms)和高功率密度(4.46×10^7 W/cm²)且入射方向与材料表面垂直的激光。

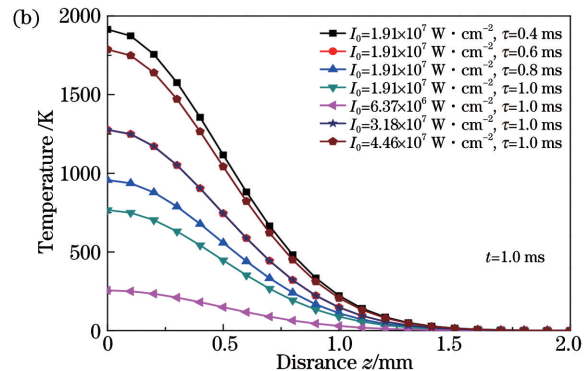
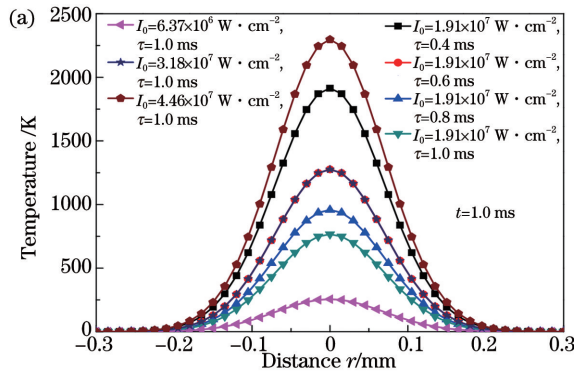


图 5 微造型的温度分布。(a)径向温度分布;(b)轴向温度分布

Fig. 5 Temperature distribution of surface texturing. (a) Radial temperature distribution; (b) axial temperature distribution

图 6 是微造型温度随着激光半径和时间的变化。在微造型成形过程中,随着激光束半径的增大,微造型的温度却在逐渐降低,如图 6(a)所示。由图 6(b)可以看出,微凹坑的深度越浅,表面温度越高。这是因为激光作用于黄铜材料表面,导致其表面温度升高且温升速率最快,随着时间的

逐渐推移,热量逐渐向轴向和径向传导,热传导的能量也随着时间的推移而逐渐衰减。此外,由图 6(b)可以看出,在 z 由 0.2 mm 变化到 0.8 mm 的过程中,峰值温度出现了延迟。这表明随着时间的推移,织构上下表面的温差越来越大。

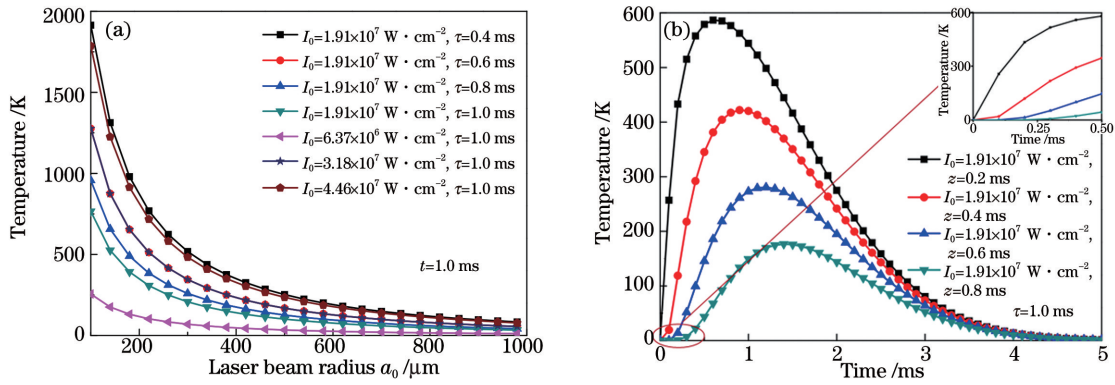


图 6 温度随激光半径和时间的分布。(a)温度随激光半径的变化;(b)温度随时间的变化

Fig. 6 Temperature distribution with laser radius and time. (a) Variation of temperature with laser radius; (b) variation of temperature with time

2.3.2 蒸气压强效应分析

在激光作用下,材料内部温度升至蒸发温度,蒸发产生的蒸气膨胀导致材料表面发生蒸气压强效应。根据 Clausius-Clapeyron 方程,材料表面的饱和蒸气压 p_s 可以为

$$p_s = p_0 \exp \left[\frac{L_v M}{k_b T_s} \left(\frac{T_s}{T_b} - 1 \right) \right], \quad (12)$$

式中: T_s 表示表面温度; T_b 表示蒸发温度; L_v 表示气化潜热; M 表示原子质量; p_0 表示蒸发温度下的饱和蒸气压; k_b 表示玻尔兹曼常数。

在激光作用下发生熔融变化的材料表面会产生蒸发现象,随着激光持续作用在材料表面,蒸气温度持续升高,一旦熔融金属液体产生气化现象,蒸气压强效应下的气化金属液体粒子就会离开材料表面并扩散至周围环境中,最终材料在极短的时间内形成微凹坑。

材料表面的饱和蒸气压强分布如图 7 所示。在图 7 中,微凹坑中心点位置 ($z = 0 \text{ mm}$) 的蒸气压强最强,激光脉宽越窄,蒸气压强越大。随着凹坑深度增加,压强逐渐减小,中心位置的蒸气压强约高于外

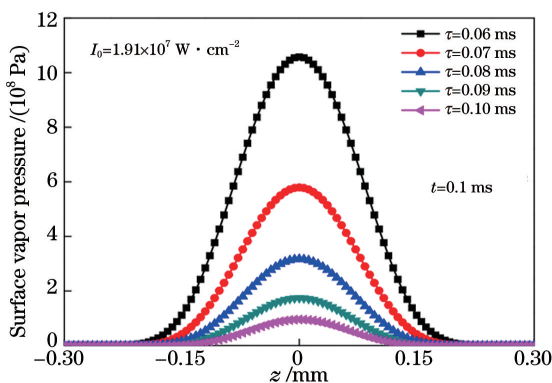


图 7 表面蒸气压强随深度的变化

Fig. 7 Variation of surface vapor pressure with depth

部环境压强三个数量级,这有利于熔融的金属液体从微凹坑(熔池)边缘向外喷溅,最终引起液态金属的迁移。喷溅而出的液态金属会重新凝结在微凹坑边缘附近,且呈辐射状分布。

材料蒸气的挤压作用是液态金属迁移的重要原因。单位时间内从单位光斑面积上迁移的液态金属的质量,即为液态金属的质量迁移率。液态金属质量迁移率^[23]和激光微凹坑成形效率 ζ 的计算公式分别为

$$\dot{m}_q \approx \left[\frac{2\alpha}{R_s} \ln \left(\frac{T_s}{T_m} \right) \right]^{1/2} \rho^{3/4} [2(p_s - p_0)]^{1/4}, \quad (13)$$

$$\zeta = \dot{m}_q / I(r), \quad (14)$$

式中: R_s 表示气化井的半径; T_m 表示材料的熔化温度。

激光作用下液态金属的质量迁移率如图 8 所示。随着激光能量的增加,液态金属的质量迁移率逐渐增加,且脉宽越宽,液态金属的质量迁移率相对越小。液态金属的质量迁移率仅与蒸气反冲压强相关,蒸气压强越大,微凹坑内的熔融液体承

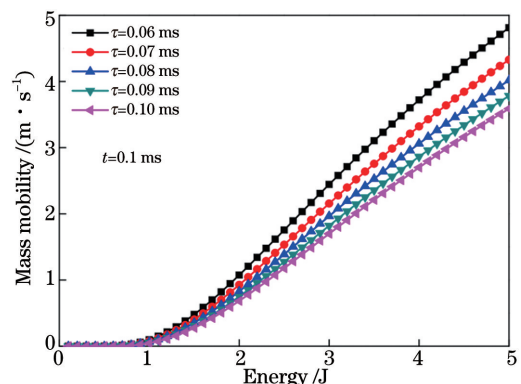


图 8 蒸气压强下液态金属的质量迁移率

Fig. 8 Mass mobility of liquid metal under vapor pressure

受的压力越大,相应的液态金属的质量迁移率也就越大。

作为衡量激光微凹坑成形效率的重要指标 ζ ,其数值的大小直接决定了激光能量利用率的高低。图 9 给出了微凹坑成形效率随激光能量的变化规律,可以看出,不同脉宽下微凹坑成形效率随能量的变化规律相似,因此本文选择时间 $t=0.1 \text{ ms}$ 来阐述微凹坑成形效率随能量变化的规律。

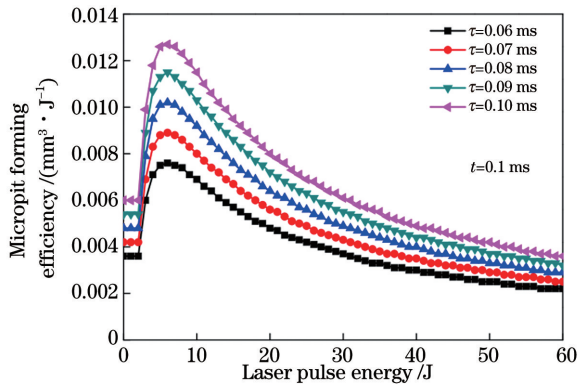


图 9 微凹坑成形效率随能量的变化规律

Fig. 9 Variation of micropit forming efficiency with energy

可将图 9 所示的微凹坑成形效率划分为三个不同的阶段。第一阶段,激光能量低于 3 J,此时的熔融液体仍然存在于微凹坑内,并且蒸发是唯一去除材料的方式,成形效率也保持不变。第二阶段,激光能量在 3~6 J 范围内,饱和蒸气压克服熔融金属液体的表面张力,促使其向外喷溅。此过程中熔融液体的去除方式是蒸发与喷溅二者兼具。在此阶段,随着激光能量从 3 J 变化到 6 J,微凹坑成形效率逐渐增大,并且成形效率在激光能量为 6 J 时达到最大。第三阶段,激光能量高于 6 J,此时激光作用在材料表面形成的微凹坑逐渐趋于稳定。此阶段熔融液体的蒸发速率逐渐高于液态金属的质量迁移

率,能量虽然在逐渐增加,但微凹坑成形效率却在降低。一旦蒸发速率大于液态金属的质量迁移率或者二者逐渐靠近时,微凹坑的成形效率也就不再发生变化。

2.3.3 微造型过程中的热应力分析

在激光微造型过程中,黄铜材料内部面心立方晶格上的各节点都发生了不同程度的高温热膨胀。然而,晶格上各个节点的热膨胀不是无限制的,而是受到约束的。无限制的晶格产生热变形,受约束的晶格则产生热应力。晶格不但在激光微造型过程中产生热应力,而且在冷却过程中同样也会产生热应力。这是因为在熔融前后和冷却过程中,晶格密度分布是不均匀的,各个晶格节点的瞬态温度分布也是不均匀的,较高温度区域的晶格要膨胀,膨胀的晶格受到较低温度区域的约束作用,故而较高温度区域的晶格产生压应力,而较低温度区域的晶格产生拉应力。激光加工过程中产生的热应力可分为压应力与拉应力。无论是压应力还是拉应力,它们均是黄铜材料内部面心立方晶格热应力的一种微观表现。

根据热传导方程(11)、应力应变几何方程、胡克定律和应力平衡方程,在激光与黄铜材料的相互作用过程中,黄铜材料随温度变化的热应力分布表达式为^[24]

$$\begin{cases} \sigma_r = \frac{k'}{1-\eta^2} \{ \epsilon_r + \eta \epsilon_\theta - \alpha_1 T(1+\eta) \} \\ \sigma_\theta = \frac{k'}{1-\eta^2} \{ \epsilon_\theta + \eta \epsilon_r - \alpha_1 T(1+\eta) \} \\ \sigma_z = 0 \end{cases}, \quad (15)$$

式中: ϵ_r 表示径向的热应变; ϵ_θ 表示环向的热应变; k' 表示弹性系数。

图 10 为黄铜材料在径向和轴向的热应力分布。

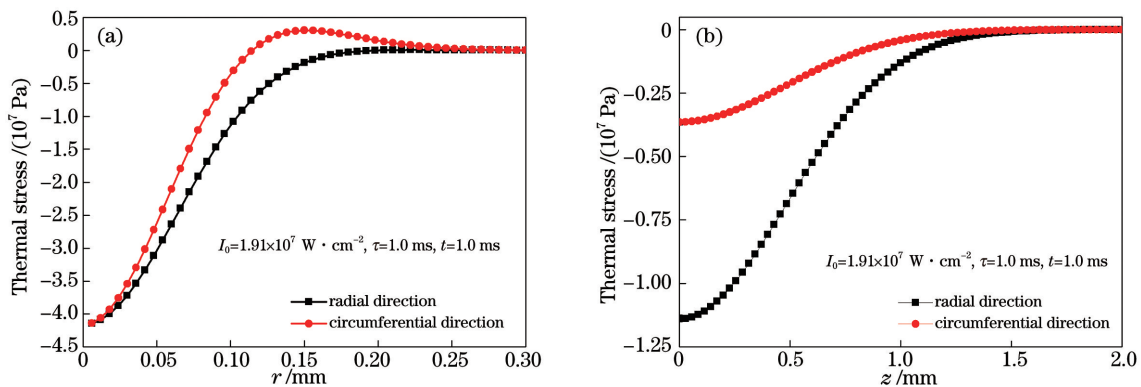


图 10 热应力分布。(a)径向热应力分布;(b)轴向热应力分布

Fig. 10 Thermal stress distribution. (a) Radial thermal stress distribution; (b) axial thermal stress distribution

由图 10 可以看出,在激光作用下,黄铜材料无论是在径向(r)还是在轴向(z)均表现为压应力,且环向压应力高于径向压应力。随着径向和环向距离的增加,材料的热应力(压应力)逐渐减小,并最终趋于稳定,环向热应力的下降速率相对较快,压应力在材料表面的高低温交界附近转变为拉应力。黄铜为塑性材料,具有抗拉强度高于抗压强度的特性,故对压应力较为敏感,一旦受到外部作用,最易受到由压应力导致的损伤破坏,所以压应力是造成黄铜材料发生损伤的一个重要因素。此外,黄铜发生损伤的位置一般集中在激光光斑作用处,且环向热应力(压应力)是造成黄铜材料发生损伤的主要因素。

基于上述分析,本文进一步讨论了环向热应力

在径向和轴向的分布规律。图 11 为环向热应力在径向的分布规律。在相同的作用时间内,较高功率密度($3.18 \times 10^7 \text{ W/cm}^2$)的激光对黄铜材料的损伤更严重,如图 11(a)所示;在相同的激光功率密度下,较窄脉宽(0.4 ms)的激光对材料的损伤更严重,如图 11(b)所示。在图 11 中,最大环向热应力发生在光斑的中心位置处。激光中心区域的温度最高,且其作用的材料表面处发生了热膨胀,导致激光光斑作用区域的热应力值表现负值,即压应力。随着 r 由 0 mm 变化至 0.30 mm,热应力渐渐由负值(压应力)变为正值(拉应力),高低温交汇处的冷热不平衡,导致拉应力达到峰值后又逐渐减小并最终趋于零。

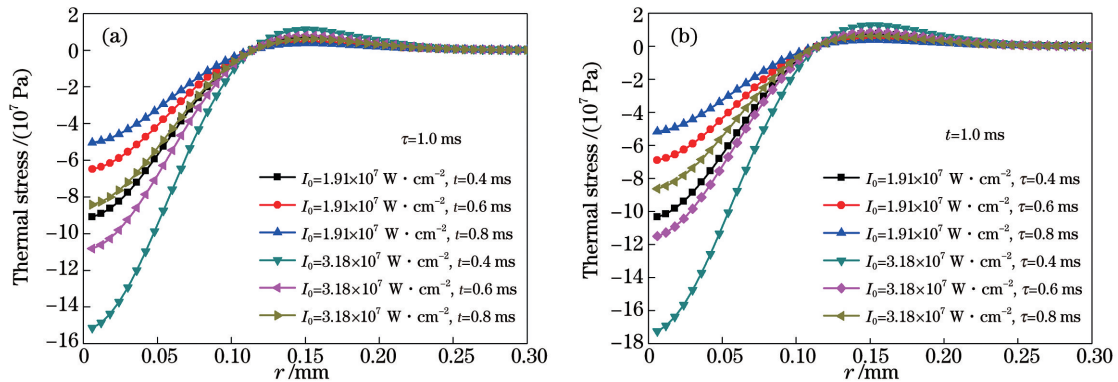


图 11 径向的环向热应力分布。(a)不同功率密度和作用时间下径向的环向热应力;(b)不同功率密度和脉宽下径向的环向热应力

Fig. 11 Radial circumferential thermal stress distribution. (a) Radial circumferential thermal stress under various power densities and action time; (b) radial circumferential thermal stress under various power densities and pulse widths

图 12 为环向热应力在轴向的分布规律。由图 12(a)可以看出,在相同的轴向位置与激光功率密度下,黄铜材料表面的环向热应力随着时间推移(0.4 ms→0.8 ms)而不断增大。由图 12(b)可以看出,在激光与黄铜材料相互作用的有效时间内,轴向

的环向热应力随着脉宽的增加(0.4 ms→0.8 ms)而不断减小。环向热应力在黄铜材料表面呈现出较强的压应力,并且随着轴向距离的逐渐增加,微凹坑的压应力逐渐减小。因此,在瞬态激光的作用下,环向压应力随着轴向位置的增加而逐渐减小,直至

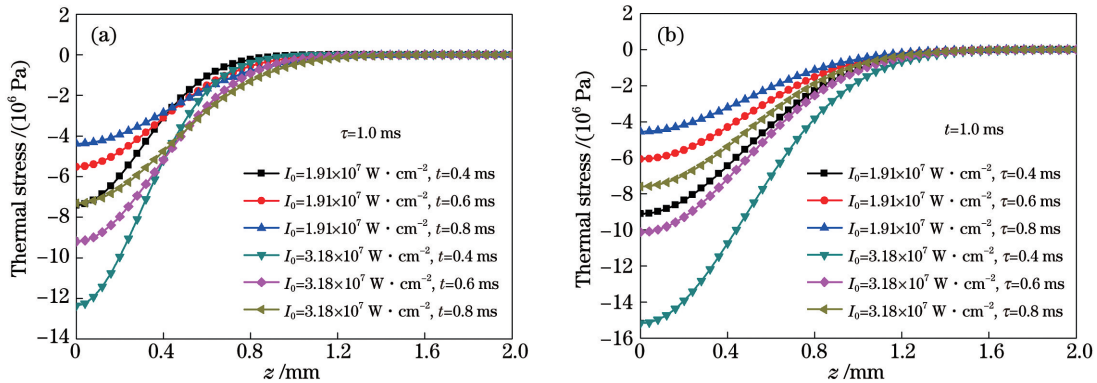


图 12 轴向的环向热应力分布。(a)不同功率密度和作用时间下轴向的热应力;(b)不同功率密度和脉宽下轴向的热应力

Fig. 12 Axial circumferential thermal stress distribution. (a) Axial circumferential thermal stress under various power densities and action time; (b) axial circumferential thermal stress under various power densities and pulse widths

趋于零。

2.3.4 微造型过程中的热破坏阈值分析

黄铜微造型过程中的热破坏效应一般可以分为两类:第一类为熔融破坏效应,即黄铜表面温度达到或超过黄铜熔点发生的破坏;第二类是应力破坏效

应,即黄铜表面的热应力达到或超过黄铜的抗压/抗拉强度时发生的破坏。在激光作用下,黄铜表面温升的最大值发生在激光光斑处,热应力最大值发生在 r_p 位置 ($r_p = 0.15 + 1.62a_0^{[25]}$),则黄铜的热破坏阈值为

$$I_{thm}(t) = \frac{I_{melt} \rho c \alpha \pi^{1/2}}{A a_0} \left\{ \arctan \left[\frac{2(at)^{1/2}}{a_0} \right] \exp \left(-\frac{z^2}{4at} \right) \right\}^{-1}, \quad (16)$$

$$I_{th\sigma}(t) = \frac{-\sigma_{th} \rho c \alpha \pi^{1/2} (1-\eta)}{A \alpha_1 E_1 a_0} \left\{ \arctan \left[\frac{2(at)^{1/2}}{a_0} \right] \left\{ (4at + a_0^2) \left[\exp \left(-\frac{r_p^2}{4at + a_0^2} - \frac{z^2}{4at} \right) - \exp \left(-\frac{z^2}{4at} \right) \right] \left(\frac{r^2 + r_p^2}{2r^2 r_p^2} \right) + \exp \left(-\frac{r_p^2}{4at + a_0^2} - \frac{z^2}{4at} \right) \right\} \right\}^{-1}, \quad (17)$$

图 13 反映了激光半径和作用时间对损伤阈值的影响。由图 13(a)可以看出,当激光半径较小时,由于黄铜表面吸收的激光能量较少,所以,熔融损伤阈值与应力损伤阈值均较大,且损伤阈值随着光斑半径的增加而逐渐减小。黄铜的熔融损伤阈值高于应力损伤阈值,较易发生应力损伤,即在激光微造型过程中,黄铜表面的热应力损伤会先于熔融损伤发生,这是由黄铜的物理性能决定的。

由图 13(b)可以看出:虽然激光作用时间对熔融损伤阈值的影响不太明显,但是在较短作用时间内的应力损伤阈值却非常高:随着激光作用时间延长,大约在 0.036 s 时熔融阈值高于应力阈值。这表明激光作用于黄铜表面时间较短 (<0.036 s) 时,黄铜的损伤主要是应力损伤,而随着时间的逐渐推移 (>0.036 s),黄铜的损伤主要为熔融损伤。

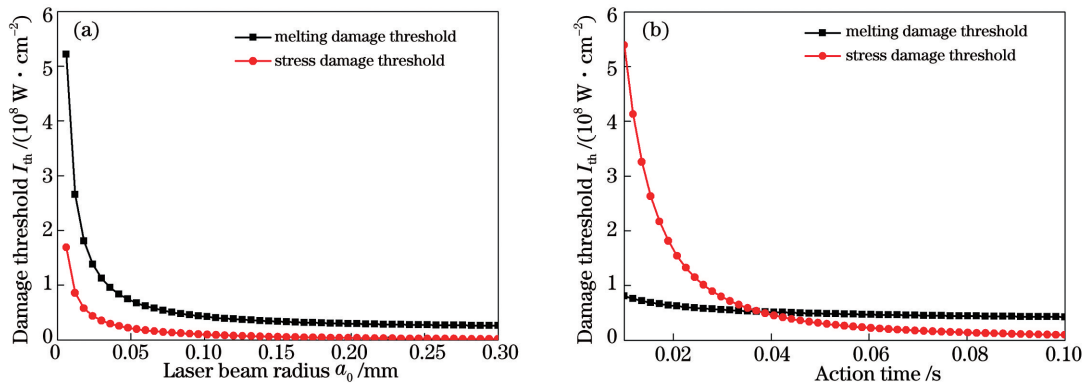


图 13 激光半径和作用时间对损伤阈值的影响。(a) 损伤阈值随激光半径的变化;(b) 损伤阈值随作用时间的变化
Fig. 13 Effect of laser radius and action time on damage threshold. (a) Variation of damage threshold with laser beam radius; (b) variation of damage threshold with action time

3 激光微造型试验研究

3.1 微造型表面轮廓

为了进一步研究微凹坑的微观几何特征,本文采用德国 NanoFocus 三维表面轮廓测定仪对微凹坑进行观测,得到了微凹坑的三维形貌图和二维轮廓图,如图 14 所示。

由(8)、(16)、(17)式可以得到激光加工微凹坑的直径 d 的表达式为

$$d^2 = 2a_0^2 \lg \left(\frac{2E}{\pi \tau a_0^2 I_{th}} \right). \quad (18)$$

激光加工的微凹坑直径如表 2 所示。当瞬态激光作用于黄铜表面时,微凹坑的直径开始扩展,促使微凹坑直径扩展的强度阈值主要是应力损伤,而次要的熔融损伤主要在径向进行材料的熔化。试验结

表 2 微凹坑直径 d

Table 2 Diameter d of micropit

Style	Diameter / μm	Absolute value of error / %
Melting damage	186	46.9
Stress damage	345.1	1.4
Experimental result	350	-

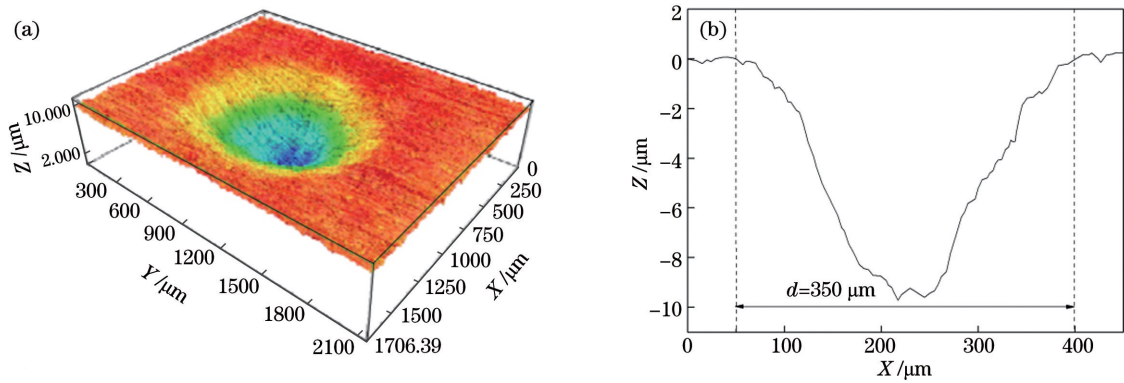


图 14 微凹坑的轮廓形态图。(a)三维形貌图;(b)二维轮廓形貌图

Fig. 14 Morphology contour of micropit. (a) Three-dimensional topography; (b) two-dimensional morphology contour

果和理论结果的对比表明,微凹坑直径方程(18)可以用于描述微凹坑直径的变化。

图 15 是微凹坑直径随激光能量与激光作用时间的变化。由图 15(a)可以看出:在不同的脉宽应力损伤阈值($\tau_{th\sigma}$)下,微凹坑直径随着激光能量的增加而逐渐变大,这表明不同的脉宽应力损伤阈值随着激光能量由 0 J 变化到 15 J 对微凹坑直径的扩展起到了促进作用;在不同的脉宽熔融损伤阈值(τ_{thm})下,随着激光能量增加,微凹坑的直径先减小后增加。造成该变化的原因是:在较低的激光能量(<4.5 J)下,激光对材料表面造成损伤并出现凹坑,且随着激光能量从 0 J 变化到 4.5 J,激光能量主要用于材料深度方向的烧蚀;若继续加大激光能量(>4.5 J),此时

的激光能量主要用于微凹坑直径的扩展。

由图 15(b)可以看出,在较宽脉宽(0.8 ms)的熔融损伤阈值下,微凹坑直径呈现出先减小后增大的趋势。这表明在激光作用于材料表面的较短时间(<0.18 ms)内,激光能量主要用于微凹坑深度的烧蚀加工而非扩展微凹坑的直径。然而,随着时间延长(>0.18 ms),激光能量梯度逐渐向微凹坑周围扩展,并引起微凹坑直径的扩展。不论是窄脉宽(0.1 ms 和 0.4 ms)应力损伤阈值下的微凹坑,还是熔融损伤阈值下的微凹坑,其直径均呈现随着时间延长而增大的趋势,其原因在于窄脉宽下的激光能量主要用于微凹坑直径的加工和熔化材料,表面形成熔融喷溅。

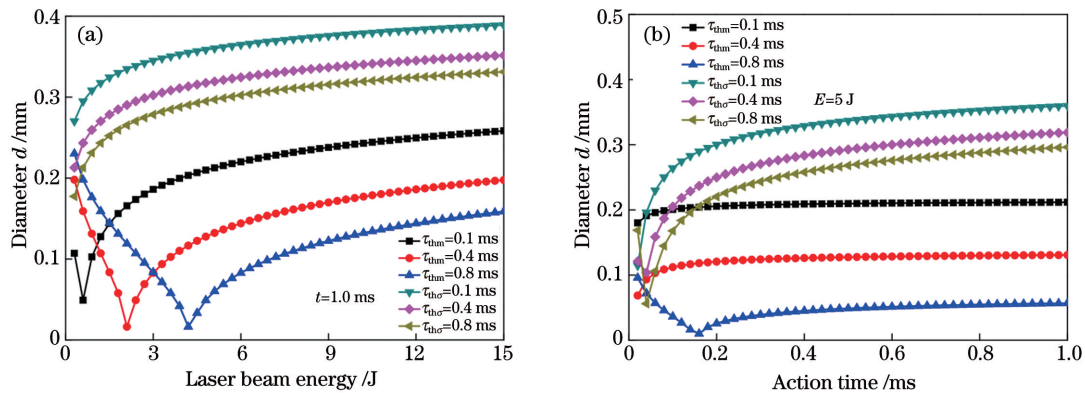


图 15 微凹坑直径随能量与作用时间的变化。(a)微凹坑直径随能量的变化;(b)微凹坑直径随作用时间的变化

Fig. 15 Variation of micropit diameter with energy and action time. (a) Variation of micropit diameter with energy; (b) variation of micropit diameter with action time

3.2 微造型硬度分析

激光加工后的黄铜表面会发生硬化现象,且黄铜的表面硬度会对下一步的工作产生一定影响,因此需要对激光成形后的黄铜的表面硬度进行重新测量。为了确保激光微造型表面硬度测量结果的准确

性,本文采用不同位置多次测量的方法进行激光微造型表面硬度的测量,测量中选择任意两个横向或纵向分布的微凹坑中心点连线的中心位置(position 1)以及相邻 4 个微凹坑中心点连线的交叉点(position 2)进行测量,对多次测得的激光微造型表

面硬度取均值,并将该均值作为黄铜材料激光微造型的最终表面硬度。多次测量黄铜材料微造型表面硬度的位置和结果如图 16(a)、(b)所示。

由图 16(b)可以看出,在激光作用下,黄铜材料的表面硬度明显增强,距离微凹坑更近的位置 2 (position 2),其表面硬度与基体相比提高了 50%。这是因为该位置位于激光微造型的热影响区域,发生了硬化现象,因此该区域的硬度明显高于黄铜材料基体的表面硬度。黄铜材料激光微造型是局部热烧蚀的结果,一旦高能激光束作用于黄铜材料表面,黄铜材料表面的激光辐照区域就会因高功率密度激光能量的快速烧蚀而形成一个个含有熔融液

体的熔池,由于辐照时间短,微凹坑热影响区受到熔化的热作用,材料发生了组织相变,微凹坑快速经历了熔化至冷凝的这一物理过程,脉冲激光的快速加热与冷却速率远远高于常见表面热处理的淬火速率,导致黄铜材料微造型发生淬火区域的位错密度较高,最终导致了马氏体组织的形成。因此,激光微造型对热影响区的位置 2(position 2)产生了硬化作用。然而,距离微凹坑较远的位置 1(position 1),其表面硬度与基体相比未发生明显变化,可以认为未发生硬化现象。由此可知,本试验进行激光微造型强化了黄铜材料表面,并且会导致黄铜材料产生硬化现象,但是该硬化现象作用在黄铜材料表面的范围有限。

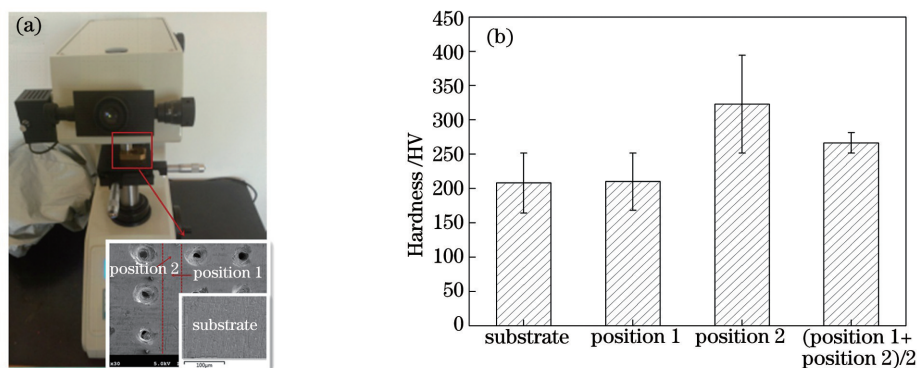


图 16 硬度测量点及结果。(a)硬度测试仪及测量点;(b)不同位置的硬度测量结果

Fig. 16 Hardness measurement points and results. (a) Hardness meter and hardness measurement points; (b) hardness at different positions

3.3 表面质量与能谱分析

在激光与黄铜相互作用过程中,材料表面伴随着一系列的物理和化学变化。饱和蒸气压促使熔融液体从微凹坑内喷溅而出,喷溅出的熔融金属液体重新附着在成形的微凹坑边缘和周边形成熔融层,如图 17(a)所示。激光作用在黄铜表面产生的热效应会导致微凹坑周围的温度分布不均

匀,故热影响区的材料内部发生了不同的组织变化。喷溅的熔融液体形成的熔融层内部含有杂质与气泡,导致了应力集中,最终使得成形的微凹坑产生了微裂纹。在冷热交汇处的热扩散能量梯度不均匀会导致金属晶粒发生变化,一旦金属的断裂极限高于强度极限,微裂纹就会逐渐向内部扩展,如图 17(b)所示。

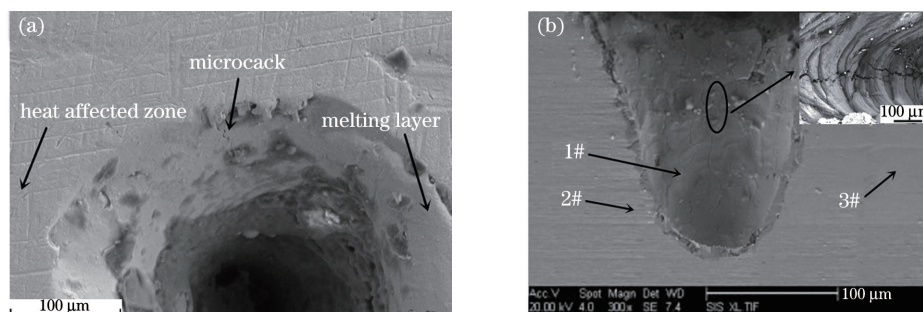


图 17 微凹坑成形表面及剖面图。(a)微凹坑成形表面;(b)微凹坑剖面图

Fig. 17 Micropit forming surface and profile. (a) Micropit forming surface; (b) micropit profile

为了分析激光作用在材料表面给材料表面带来的变化,并进一步明确激光作用在材料表面的成形机理,采用扫描电镜及其附带的能谱仪对微凹坑成

形机理进行分析。在图 17 中可以看到激光成形的熔融层表面的微裂纹分布明显,且沿着微凹坑的径向方向呈垂直分布。

由图 18(a)、(b) 所示的能谱(EDS)分析可知: 激光微凹坑成形的 1# 区域和 2# 区域都含有 O 元素, 且 1# 区域的铜、锌含量比 2# 区域高, 而 2# 区域中的氧的含量更高。这表明, 1# 区域和 2# 区域熔融层都发生了氧化反应。通过前文对 2# 热影响区形成过程的分析可知, 热影响区是热处理的回火区, 晶粒发生了变化, 所以, Cu 元素和 Zn 元素含量与 1# 区域不同。3# 区域受到热梯度的影响较小,

且常温下黄铜不易与空气中的氧气发生化学反应, 因此该区域的元素成分与黄铜的主要成分基本相同, 如图 18(c) 所示。通过对比 1#、2# 和 3# 区域的 EDS 分析可以发现, 激光作用下的黄铜与氧气发生反应生成了 CuO 和 ZnO 等氧化物, 并且 1# 区域获得的激光能量最多(烧蚀最严重), 其次是 2# 区域, 最后是 3# 区域, 激光能量呈现出从 1# 区域向边缘的 3# 区域逐渐减小的变化规律。

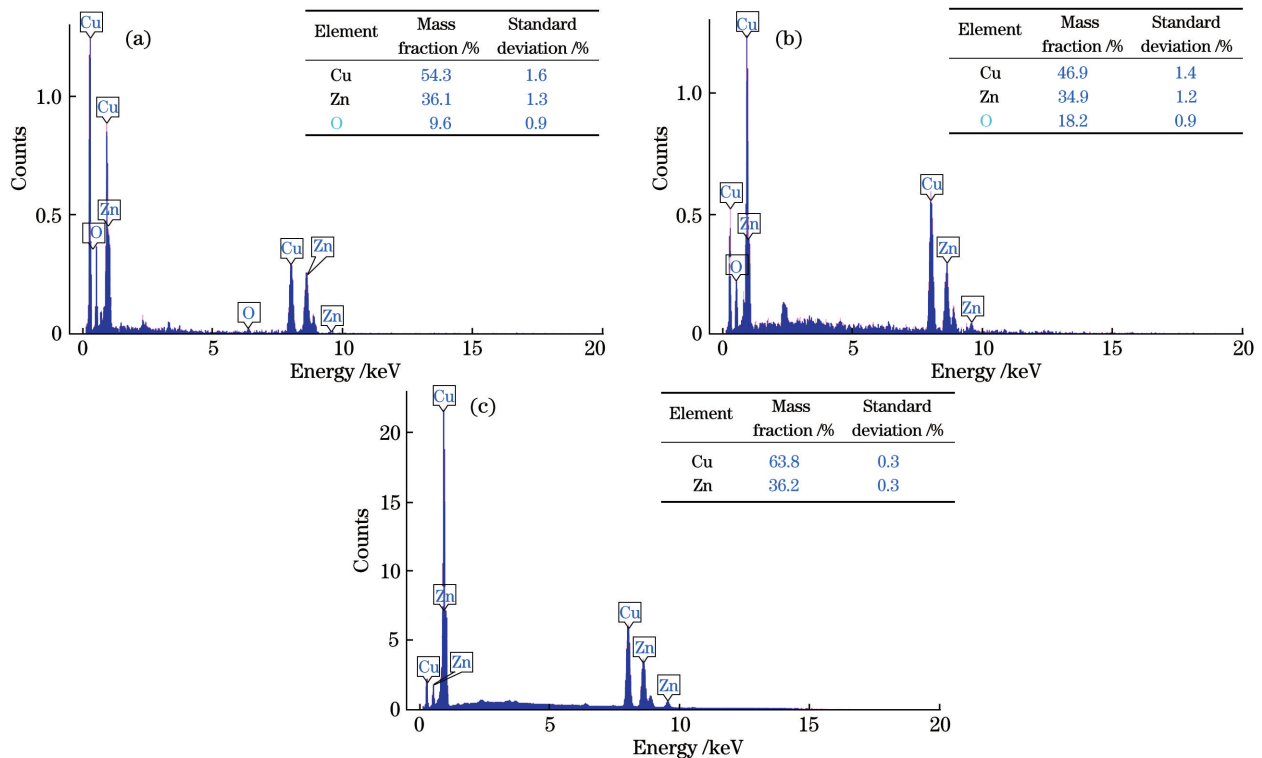


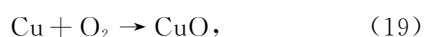
图 18 微凹坑剖面的 EDS 分析。(a) 1# 区域; (b) 2# 区域; (c) 3# 区域

Fig. 18 EDS analysis of micropit profile. (a) 1# region; (b) 2# region; (c) 3# region

4 微造型机理

黄铜材料在常温下的化学性能比较稳定, 且难以与空气中的其他成分发生化学反应, 但在激光成形过程中, 金属表面温度会升高, 局部区域吸收的激光光子能量会在表面发生热传导以及熔化等物态变化。

微凹坑成形过程中不仅发生物理变化还发生化学变化。当材料的表面温度 T 过高 ($T > 1358$ K) 时, 局部区域的材料表面在熔融状态下会发生化学变化。对黄铜材料进行激光加工时, 以 Zn 元素、Cu 元素与 O_2 的反应为例, Zn 元素、Cu 元素与 O_2 会发生剧烈的氧化反应并释放大量的热。在激光作用下, Zn 元素、Cu 元素与 O_2 发生的主要反应为



黄铜在反应过程中发生了氧化反应, 而氧化反应是一个释放能量的反应。假若该氧化反应分别产生了 80 g 的 CuO 与 81 g 的 ZnO, 在方程式(19)、(20)中, 每生成一份 CuO 与 ZnO 转移的电子数是 2, 而 80 g CuO 与 81 g ZnO 的物质的量均为 1 mol, 因此, 每生成 1 mol 新产物 CuO 与 ZnO, Cu 与 Zn 发生电子转移的物质的量为 2 mol。为了清楚地观察这一变化过程, 本文绘制了黄铜发生化学反应的示意图, 如图 19 所示。

在上述氧化反应中, 每生成 1 mol CuO 和 1 mol ZnO 产生 157 kJ 和 351 kJ 的热量。即, 1 g Cu 和 1 g Zn 完全燃烧生成 CuO 和 ZnO 释放出 2.45 kJ 和 5.4 kJ 的热量。1 mol Cu 和 1 mol Zn 从常温(25 °C)升高到熔点(934 °C 与 419 °C)所需

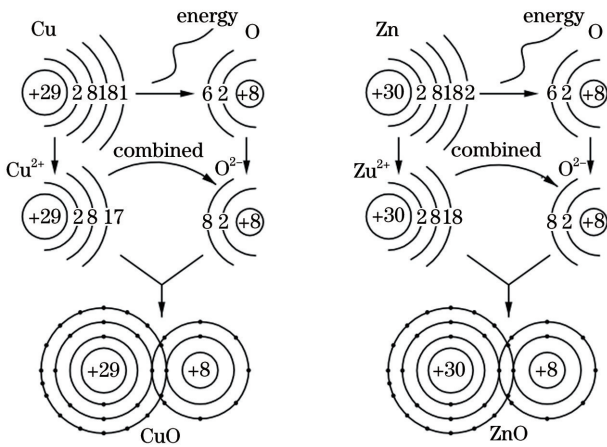


图 19 黄铜材料化学反应变化示意图

Fig. 19 Schematic of chemical reaction change of brass material

吸收的能量分别约为 2.27 kJ 与 3.33 kJ [比热容分别按照 $390 \text{ J}/(\text{kg}\cdot^\circ\text{C})$ 与 $130 \text{ J}/(\text{kg}\cdot^\circ\text{C})$ 进行计算]。因此, 1 mol Cu 和 1 mol Zn 燃烧产生的热量如果完全被吸收, 可分别将 0.11 mol Cu 与 1.62 mol Zn 加热至熔点。

由此可知, 黄铜材料燃烧产生的热量远高于同体积材料熔化所需要的能量, 并且产生的热量绝大多数直接作用于黄铜自身。激光微造型过程中燃烧基体材料产生的热量可使数倍基体材料被加热至熔融状态。成形过程中产生的熔融金属液体在饱和蒸气压作用下会被强行排出微凹坑区域之外, 燃烧产生的热量将微凹坑内的固态材料加热至活跃状态继续燃烧, 相应地在燃烧过程中需要消耗氧气, 一旦氧气供应不及时就会导致材料燃烧的化学反应终结, 最终完成一次材料微凹坑的加工。

5 结 论

本文在考虑热对流激光微造型成形模型的基础上, 分别对激光微造型成形过程中的反射率、折射率、消光系数、吸收率、温度分布, 蒸气压强作用下的液态金属质量迁移率、成形效率、热应力、热损伤阈值, 以及成形后的微造型的几何形貌与成分进行分析, 得到了激光微造型的成形机理。详细结论如下:

1) 在激光正入射条件下, 若在保证材料表面对激光能量的反射率 R 较低, 例如 $< 15\%$, 当消光系数 K 在 $[0, 0.019]$ 范围内时, 需要折射率 n 在 $1 \sim 2.5$ 范围内进行选择。材料表面对激光能量的吸收率随着激光波长的增加而逐渐降低, 随着温度的升高而增大; 在相同的波长与温度下, 不同的材料对激光能量的吸收率也不同 ($A_{\text{aluminum}} > A_{\text{gold}} > A_{\text{copper}} >$

$A_{\text{silver}} > A_{\text{zinc}}$)。黄铜材料激光微造型成形过程中的温度分布呈现为“帽子”形状的对称分布, 且中心点位置 ($r=0 \text{ mm}, z=0 \text{ mm}$) 的温度最高; 随着激光半径与轴向位置的增加, 温度逐渐降低, 深度越大, 相应的温度越低。

2) 材料表面的蒸气压强在微凹坑中心点处最大, 约比环境压强高三个数量级, 凹坑深度越大, 压强越弱, 且脉宽越窄, 压强就越大。液态金属质量迁移率随蒸气压强的增加而变大, 且喷溅的熔融液体呈辐射状。在能量 $E < 3 \text{ J}$ 时, 去除材料的方式是蒸发, 且成形效率不变; 在 $3 \text{ J} \leq E \leq 6 \text{ J}$ 时, 去除材料的方式是蒸发与喷溅, 且能量 $E = 6 \text{ J}$ 时, 成形效率最大; 当能量 $E > 6 \text{ J}$ 时, 去除材料的方式是喷溅, 一旦蒸发速率完全大于液态金属的质量迁移率, 微凹坑的成形效率便不再变化。

3) 压应力是材料发生损伤效应的一个重要机制。黄铜发生损伤的位置集中在激光光斑作用处, 且环向热应力 (压应力) 是造成黄铜材料发生损伤的主要因素。径向最大的环向压应力发生在光斑的中心位置处, 在高功率密度与窄脉宽下材料的损伤更严重; 轴向的环向压应力随着凹坑深度和脉宽的增加而逐渐减小。

4) 黄铜材料在激光微造型过程中优先发生热应力损伤, 这是促使微凹坑直径扩展的主要因素, 而随着时间推移, 黄铜材料的损伤主要由熔融损伤引起, 且该损伤在径向进行材料的熔化。此外, 在微造型过程中, 激光微造型上生成了 CuO 和 ZnO 等氧化物, 且织构表面发生了硬化现象。在微凹坑的 EDS 分析中可以发现能量呈现出从 1# 区域向边缘 3# 区域逐渐减小的变化规律。

参 考 文 献

- [1] Zhao Y F, Yang J X, Mao Y Z, et al. Effect of texture arrangement on friction and wear characteristics of sliding bearings [J]. Bearing, 2020 (9): 33-37.
赵远方, 杨建玺, 毛亚洲, 等. 织构排列形式对滑动轴承摩擦磨损特性的影响 [J]. 轴承, 2020 (9): 33-37.
- [2] Suh M S, Chae Y H, Kim S S, et al. Effect of geometrical parameters in micro-grooved crosshatch pattern under lubricated sliding friction [J]. Tribology International, 2010, 43(8): 1508-1517.
- [3] Parreira J G, Gallo C A, Costa H L, et al. New advances on maskless electrochemical texturing (MECT) for tribological purposes [J]. Surface and

- Coatings Technology, 2012, 212: 1-13.
- [4] Xie J, Luo M J, Wu K K, et al. Experimental study on cutting temperature and cutting force in dry turning of titanium alloy using a non-coated micro-grooved tool [J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2013, 73: 25-36.
- [5] Walbrühl M, Linder D, Ågren J, et al. Alternative Ni-based cemented carbide binder: hardness characterization by nano-indentation and focused ion beam [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2018, 73: 204-209.
- [6] Mei X S, Yang Z X, Zhao W Q, et al. Laser hole drilling on surface of electronic ceramic substrates [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47 (5): 0500011.
梅雪松, 杨子轩, 赵万芹, 等. 电子陶瓷基板表面激光孔加工综述 [J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0500011.
- [7] Ye Y X, Liu Y F, Du T T, et al. Experimental study on gradient wettable surface fabricated by laser rapid processing [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(10): 1002001.
叶云霞, 刘远方, 杜婷婷, 等. 激光快速加工梯度润湿性表面的实验研究 [J]. 中国激光, 2019, 46(10): 1002001.
- [8] Zhao Y, Feng A X, Yang H H, et al. Effects of laser texture process on infrared laser absorptivity of copper surface [J]. Surface Technology, 2018, 47 (9): 57-64.
赵莹, 冯爱新, 杨海华, 等. 激光织构工艺对铜表面红外激光吸收率的影响 [J]. 表面技术, 2018, 47 (9): 57-64.
- [9] Qin Y, Förster D J, Weber R, et al. Numerical study of the dynamics of the hole formation during drilling with combined ms and ns laser pulses [J]. Optics & Laser Technology, 2019, 112: 8-19.
- [10] Qin Y, Förster D J, Weber R, et al. Numerical analysis and semi-analytical prediction of the depth of holes drilled with combined ms and ns laser pulses [J]. Journal of Applied Physics, 2020, 127 (21): 213101.
- [11] Zhang Y M, Shen Z H, Ni X W, et al. Modeling and simulation on long pulse laser drilling processing [J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2014, 73: 429-437.
- [12] Chen G Y, Zhu Z C, Yin J, et al. Experiment on ablation threshold of single crystal diamond produced by femtosecond laser processing [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(4): 0402001.
陈根余, 朱智超, 殷赳, 等. 单晶金刚石飞秒激光加工的烧蚀阈值实验 [J]. 中国激光, 2019, 46(4): 0402001.
- [13] Spiro A, Lowe M, Pasmanik G, et al. Drilling rate of five metals with picosecond laser pulses at 355, 532, and 1064 nm [J]. Applied Physics A, 2012, 107 (4): 801-808.
- [14] Wang H, Zhao K, Shen H, et al. Surface evolution in ultrafast laser ablation of fused silica [J]. Optics & Laser Technology, 2020, 131: 106420.
- [15] Mustafa H, Matthews D T A, Römer G R B E, et al. Investigation of the ultrashort pulsed laser processing of zinc at 515 nm: morphology, crystallography and ablation threshold [J]. Materials & Design, 2019, 169: 107675.
- [16] Eberle G, Schmidt M, Pude F, et al. Laser surface and subsurface modification of sapphire using femtosecond pulses [J]. Applied Surface Science, 2016, 378: 504-512.
- [17] Nakajima Y, Nedyalkov N, Takami A, et al. Fabrication of isolated platinum nanowire gratings and nanoparticles on silica substrate by femtosecond laser irradiation [J]. Applied Surface Science, 2017, 394: 108-114.
- [18] Yao Y S, Yuan Z Z, Wang Y Y, et al. Research on ultrasonic-laser machining underwater and its mechanism for silicon nitride ceramics [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2017, 53(7): 207-216.
姚燕生, 袁珠珠, 王园园, 等. 氮化硅陶瓷水下激光与超声复合加工方法及其机理研究 [J]. 机械工程学报, 2017, 53(7): 207-216.
- [19] Mao Y Z, Yang J X, Xu W J, et al. Study on the influence of round pits arrangement patterns on tribological properties of journal bearings [J]. Industrial Lubrication and Tribology, 2019, 71(7): 931-941.
- [20] Zhang Y, Yu G, He X L, et al. Driving mechanism of keyhole evolution during multi-pulsed drilling with a millisecond laser [J]. Science China Physics, Mechanics & Astronomy, 2019, 62(10): 104711.
- [21] Wang L, Wang X S, Li N H, et al. Processing of microstructures on 304L stainless steel surface based on long pulse laser [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2017, 54(3): 031402.
王玲, 王兴盛, 黎宁慧, 等. 基于长脉冲激光的304L不锈钢表面微结构加工 [J]. 激光与光电子学进展, 2017, 54(3): 031402.
- [22] Bäuerle D. Laser processing and chemistry [M]. 3rd ed. Berlin: Springer, 2011: 128-146.
- [23] von Allmen M. Laser drilling velocity in metals [J]. Journal of Applied Physics, 1976, 47 (12): 5460-5463.
- [24] Ping X E. Thermal stress and thermal fatigue [M]. Guo T W, Li A D, Transl. Beijing: National Defense

Industry Press, 1984: 23-30.

平修二. 热应力与热疲劳[M]. 郭廷玮, 李安定, 译.

北京: 国防工业出版社, 1984: 23-30.

- [25] Zhao J J, Song C R, Liu J, et al. Thermal and mechanical effect in optical material induced by

repetitive pulse laser [J]. *Acta Photonica Sinica*, 2006, 35(12): 1856-1860.

赵建君, 宋春荣, 刘进, 等. 重复脉冲激光辐照光学材料的热力效应[J]. *光子学报*, 2006, 35(12): 1856-1860.

Laser Surface Texturing Process and Its Mechanism for Brass Material

Mao Yazhou¹, Yang Jianxi^{1*}, Xu Wenjing²

¹ School of Mechatronics Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang, Henan 471003, China;

² Department of Electrical Engineering, Luoyang Railway Information Engineering School, Luoyang, Henan 471900, China

Abstract

Objective Because of the high pollution, low efficiency, and long processing cycle in the chemical etching of surface texturing, the surface texturing of brass material was processed by laser-machining technology. Laser surface texturing process and its mechanism for brass material under the action of long-pulse laser (LPL) were investigated, which helped in the processing of brass material surface texturing by LPL in practical engineering applications.

Methods A thermal model for surface texturing was established based on Neumann boundary conditions. The reflectivity, refractive index, and extinction coefficient of material surface under the action of LPL and the absorptivity of materials under different temperatures and wavelengths, surface vapor pressure, liquid mass mobility, and forming efficiency were analyzed. The effects of different parameters on thermal model, thermal stress, and damage threshold during LPL surface texturing were investigated, and the surface texturing formation mechanism was obtained using scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectroscopy (EDS) to analyze surface texture.

Results and Discussions The results show that to ensure lower reflectivity R (e. g., $<15\%$) of the LPL energy on the surface of materials with normal laser incidence, the materials with extinction coefficient K in $[0, 0.019]$ and refractive index n in the range of $1 < n < 2.5$ should be selected (Fig. 1). The absorptivity of LPL energy on the material surface gradually decreases with the increase in wavelength but increases with the increase in temperature. The absorptivity of LPL energy for different materials under the same wavelength and temperature is also different ($A_{\text{aluminum}} > A_{\text{gold}} > A_{\text{copper}} > A_{\text{silver}} > A_{\text{zinc}}$) (Figs. 2 and 3). In addition, the temperature distribution during the LPL surface texturing process of brass material shows a symmetrical distribution in the shape of a “hat,” and the temperature at the center point ($r = 0$ mm, $z = 0$ mm) is the highest (Fig. 5). With the increase in laser radius and axial distance, the temperature gradually decreases, and the temperature of the heat conduction decreases with the increase of depth (Fig. 6). The narrower the pulse width, the stronger the vapor pressure and the more liquid mass mobility (Figs. 7 and 8); however, micropit-forming efficiency experienced three stages: stable (currently, LPL energy $E < 3$ J, the material removal strategy is evaporation), rapid rise (currently, LPL energy $3 \text{ J} \leq E \leq 6 \text{ J}$, the material removal strategy is the combined effect of evaporation and splashing, and the micropit-forming efficiency is the highest when LPL energy $E = 6 \text{ J}$) and gradually decreases (currently, LPL energy $E > 6 \text{ J}$; the evaporation rate of material removal is almost the same as the liquid mass mobility. Once the material's evaporation rate is higher than the liquid mass mobility, the forming efficiency of micropits stops changing) (Fig. 9). Further research shows that compressive stress is an essential mechanism for the damage effect. The damage of brass is concentrated on the laser light spot, and circumferential thermal stress is the main factor causing damage of brass material (Fig. 10). The maximum radial circumferential compressive stress occurs at the laser light spot, and the material damage because of high power density and narrow pulse width is severe, whereas the axial circumferential compressive stress gradually decreases with the increase of depth and pulse width (Figs. 11 and 12). Thermal stress (compressive stress) damage of the material surface occurs before the melting damage, and the circumferential thermal stress is the main factor of diameter expansion (Fig. 13). However, as time passes, the damage of brass material is mainly caused by melting damage, and the melting damage is responsible for melting radial material (Fig. 15). In the

process of laser surface texturing, along with the occurrence of hardening phenomenon (Fig. 16), the energy also presented a gradually decreasing trend from region 1 # to region 3 # in EDS analysis (Fig. 18). In addition, CuO and ZnO are generated (Fig. 19) during the process of laser surface texturing.

Conclusions Laser machining is an effective method for the surface texturing of brass material. There are five stages in the formation process of laser surface texturing of brass material: ablation, melting, splashing, cooling, and forming. The local quenching area of micropit surface texturing formed by laser machining can promote the formation of martensite structure, which will eventually cause the brass surface to harden in the heat-affected zone, and the surface hardness is increased by 50%.

Key words laser technique; surface texturing; laser; thermal stress; melting damage; forming mechanism

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3850