

吸收层对铜箔飞秒激光冲击强化的影响

田甜, 张景泉, 黄婷, 肖荣诗

(北京工业大学 材料与制造学部 智能光子制造研究中心, 北京 100124)

摘要: **目的** 通过对不同吸收层下飞秒激光冲击后 Cu 箔的显微组织和力学性能变化分析, 选出强化效果更好的吸收层。**方法** 利用飞秒激光对覆有百纳米厚度吸收层的铜箔 (Cu-nm) 和覆有百微米厚度吸收层的铜箔 (Cu- μm) 进行冲击强化, 通过扫描电镜、电子背散射衍射仪、X 射线衍射仪、显微硬度计对两个样品进行显微组织和力学性能的观测分析。**结果** 飞秒激光冲击后, Cu-nm 主要产生形变孪晶, 孪晶比例提高了 60.9%, 大角度晶界比例提高了 12.8%, 显微硬度提高了 10.8%; Cu- μm 主要发生位错变化, 位错密度增加 16%, 小角度晶界比例提高 9.8%, 显微硬度提高 2.2%。除此之外, 经飞秒激光冲击后, Cu-nm 产生了更大的残余压应力, 不仅中和了母材的残余拉应力, 还表现为残余压应力; 而 Cu- μm 经飞秒激光冲击后, 产生的残余压应力无法完全中和母材的残余拉应力, 仍显示为残余拉应力。**结论** 对比研究得出, 飞秒激光冲击 Cu-nm 后, 实现了微观组织孪晶化, 改变了残余应力状态, 提高了铜箔表面的硬度。

关键词: 飞秒激光冲击; 吸收层; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG156; TN249 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2021)12-0174-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2021.12.018

Effect of Absorption Layer on Femtosecond Laser Shock Peening of Copper Foil

TIAN Tian, ZHANG Jing-quan, HUANG Ting, XIAO Rong-shi

(High-power and Ultrafast Laser Manufacturing Lab, Faculty of Materials and Manufacturing,
Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

ABSTRACT: By analyzing the microstructure and mechanical properties of Cu foil after femtosecond laser shock in different absorption layers, the absorption layer with better strengthening effect was selected. Femtosecond lasers were used to impact strengthen the copper foil (Cu-nm) coated with a 100 nm thickness absorption layer and the copper foil (Cu- μm) coated with a 100 μm thickness absorption layer. The microstructure and mechanical properties of the two samples were observed and analyzed by scanning electron microscopy, electron backscatter diffraction, X-ray diffraction, and microhardness tester. After femtosecond laser shock, Cu-nm mainly produced deformation twinning, with 60.9% increase in the twinning ratio, 12.8% increase in the ratio of large-angle grain boundaries, and 10.8% increase in microhardness; Cu- μm mainly underwent dislocation changes, with 16% increase in dislocation density, 9.8% increase in the ratio of small-angle grain boundaries, and 2.2% increase

收稿日期: 2021-04-16; 修订日期: 2021-05-26

Received: 2021-04-16; **Revised:** 2021-05-26

作者简介: 田甜 (1996—), 女, 硕士研究生, 主要研究方向为激光先进制造。

Biography: TIAN Tian (1996—), Female, Master, Research focus: advanced laser manufacturing.

通讯作者: 黄婷 (1981—), 女, 博士, 教授, 主要研究方向为激光先进制造。

Corresponding author: HUANG Ting (1981—), Female, Doctor, Professor, Research focus: advanced laser manufacturing.

引文格式: 田甜, 张景泉, 黄婷, 等. 吸收层对铜箔飞秒激光冲击强化的影响[J]. 表面技术, 2021, 50(12): 174-180.

TIAN Tian, ZHANG Jing-quan, HUANG Ting, et al. Effect of absorption layer on femtosecond laser shock peening of copper foil[J]. Surface technology, 2021, 50(12): 174-180.

in microhardness. In addition, Cu-nm produces greater residual compressive stress after femtosecond laser shock, which not only neutralizes the residual tensile stress of the base material, but also shows as residual compressive stress, while the residual compressive stress produced by Cu- μm after femtosecond laser shock cannot completely neutralize the residual tensile stress of the base material, and still shows as residual tensile stress. A comparative study showed that the femtosecond laser shock on Cu-nm achieved microstructural twinning, changed the residual stress state and improved the hardness of the copper foil surface.

KEY WORDS: femtosecond laser shock; absorption layer; microstructure; mechanical property

激光冲击强化是利用高功率密度的脉冲激光产生高温高压等离子冲击波, 作用于金属材料后, 提高其硬度、抗疲劳和耐腐蚀等性能^[1-6]。目前, 采用纳秒激光进行冲击强化可以在材料表面实现数百微米乃至毫米厚度的塑性变形层。例如, Ni 合金^[7]、纯 Ti^[8]、Al 合金^[9]在纳秒激光冲击下, 表面的塑性变形层分别达到 300、350 μm 和 1.5 mm。近年来, 利用飞秒激光进行冲击强化提高微小零件的性能引起国内外学者的关注。飞秒激光冲击强化具有冲击光斑小、冲击深度浅、热影响小的技术特点^[10-11], 在材料表面可以实现几微米厚的冲击强化层。例如, 纯 Fe 在飞秒激光冲击下, 表面的影响深度为 4 μm ^[12]。

激光冲击强化通常使用黑色油漆、黑色胶带、金属箔作为靶材表面的吸收层, 吸收层吸收激光能量, 产生等离子体, 同时保护样品表面不被破坏; 使用 1~2 mm 的水层作为约束层, 约束膨胀的等离子体, 增加冲击力。纳秒激光冲击强化研究表明, 吸收层对冲击结果具有显著影响。在相同的纳秒激光能量密度冲击下, 覆有 Al 箔的 Al 合金^[13]比覆有黑色胶带的 Al 合金^[14]的显微硬度高 16%。

由于飞秒激光脉宽极短, 在很低的能量下也能产生较高的压力^[15]。直接使用飞秒激光照射材料表面, 也能诱导高压冲击波穿透进入材料内部, 使材料发生微观结构的变化, 且材料所受热影响极小^[16], 所以目前大多数飞秒激光冲击强化研究不使用吸收层和约束层。但是, 飞秒激光直接作用在靶材上, 会在靶材表面诱导周期结构, 随着激光能量密度的增大, 造成靶材表面的破坏和氧化^[17]。仅采用约束层进行飞秒激光冲击强化时, 激光作用过程中产生的气泡会对后续激光脉冲的散射造成聚焦困难^[18-20]。Lee 等人^[21]的研究中, 使用飞秒激光对吸收层为 Zn、约束层为水层的不锈钢进行冲击, 证明了吸收层和约束层同时存在的情况下, 飞秒激光冲击可以使材料的硬度提升 9.3%。因此, 在飞秒激光冲击强化中, 使用吸收层和约束层不仅可以保护靶材表面, 也可以提高靶材的性能。目前国内外学者针对吸收层对飞秒激光冲击强化影响的研究鲜有报道。本文采用吸收层和约束层的冲击模式, 在两种厚度的吸收层下对 Cu 箔进行飞秒激光冲击强化, 通过显微组织表征和残余应力、显微硬度测试, 揭示吸收层对显微组织和力学性能的影响。

1 试验

选用厚度 100 μm 、纯度 99.99% 的 Cu 箔作为靶材。飞秒激光冲击强化前, 先对 Cu 箔表面进行机械抛光, 再使用 50% 的磷酸溶液电解抛光 30 s, 超声清洗 5 min 后, 吹干待用。采用 1 mm 的水层作为约束层。吸收层分别为金属 Pt 和黑色胶带。其中, 黑色胶带的厚度为 170 μm (样品标记为 Cu- μm)。采用 Quorum Q150TS 的离子溅射仪制备金属 Pt 层, 厚度为 324 nm (样品标记为 Cu-nm)。

飞秒激光冲击强化和激光扫描路径如图 1 所示。激光器为 Trumpf-5000 型, 波长为 515 nm, 单脉冲能量为 125 μJ , 光斑直径为 50 μm , 脉宽为 800 fs, 激光功率密度 Φ ($\Phi = \frac{2E}{\pi r^2 \tau}$, 其中 E 为激光能量, r 为光斑半径, τ 为脉宽) 为 $1.59 \times 10^4 \text{ GW/cm}^2$, 重复频率为 600 kHz, 光斑搭接率均为 50%。

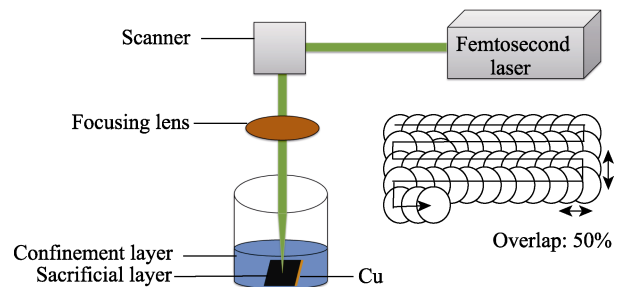


图 1 飞秒激光冲击强化和激光扫描路径
Fig.1 Schematic diagram of femtosecond laser shock peening and laser scanning path

采用 HITACHI S300 扫描电镜 (SEM) 观测飞秒激光冲击后 Cu 箔表面的变化。采用电子背散射衍射 (EBSD, TSL OIMTM) 对激光冲击后的 Cu 箔表面进行微观结构分析, 扫描区域为 250 $\mu\text{m} \times 250 \mu\text{m}$, 步长为 0.5 μm 。采用 X 射线衍射仪 (XRD, BRUKER D8 DISCOVER, Co 靶, CuK α) 进行残余应力的检测, 选择 (311) 面作为衍射晶面, 其衍射峰对应的 2θ 为 108° , 本实验中 2θ 扫描范围选为 $104^\circ \sim 112^\circ$ 。应力测试采用侧倾固定 ψ 法, ψ 角分别取 0° 、 25° 、 35° 、 45° , 扫描步距为 0.1° , 单点测试时间为 100 s, 管电压为 40 kV, 管电流为 30 mA。采用显微硬度计 (FUTURE-

TECH) 在 10 g 载荷下对激光冲击后的 Cu 箔表面进行硬度测量, 保载时间为 15 s。

2 结果与讨论

2.1 显微组织

在不破坏样品表面的前提下, 本文首先研究了 Cu-nm、Cu- μm 两个样品可以承受的飞秒激光最大冲击遍数。经飞秒激光冲击 1 遍后, Cu-nm 的表面形貌如图 2a 所示, 激光冲击区域呈现白色痕迹。去除激光作用区域的吸收层, 并用丙酮清洗后, Cu 箔表面无损伤, 如图 2b 所示。对比试验结果表明, 经飞秒激光冲击 2 遍后, Cu-nm 表面被破坏, 激光冲击区域

呈现不规则的作用痕迹, 如图 2c 所示。Cu- μm 经飞秒激光冲击后的表面形貌如图 3 所示。结果表明, Cu- μm 可以承受的最大激光冲击遍数为 470 遍。因此, Cu-nm、Cu- μm 的显微组织和力学性能均采用最大冲击遍数进行研究, 此时激光作用区域达到最大冲击效果。

Cu-nm、Cu- μm 经飞秒激光冲击后, Cu 箔的晶界分布和局部取向差 (Kernel Average Misorientations, KAM) 分布分别如图 4 和图 5 所示。图 4 中红色线代表小角度晶界 ($2^\circ \sim 15^\circ$), 蓝色线代表大角度晶界 ($15^\circ \sim 65^\circ$), 黑色线代表孪晶界。未经飞秒激光冲击的 Cu 箔母材具有轧制退火后的退火孪晶 (见图 4a 箭头), 孪晶片较厚, 有的贯穿了整个晶粒。经飞秒激光冲击后, Cu-nm、Cu- μm 两个样品的晶粒都发生

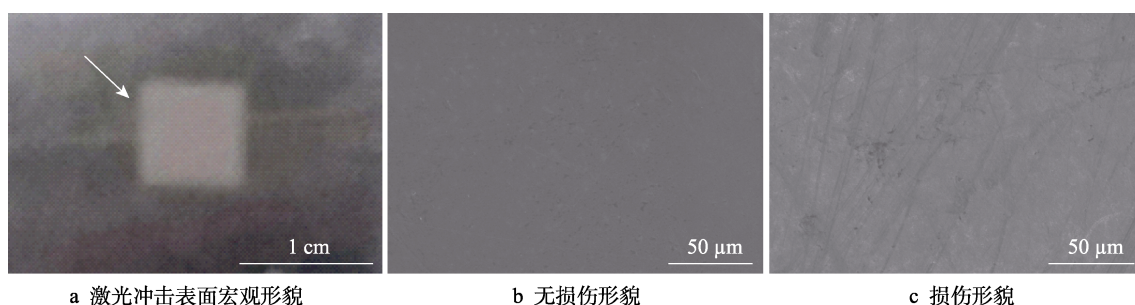


图 2 飞秒激光冲击 Cu-nm 表面形貌

Fig.2 Surface morphologies after femtosecond laser shock on Cu-nm: a) macro morphology after femtosecond laser shock; b) undamaged morphology; c) damage morphology

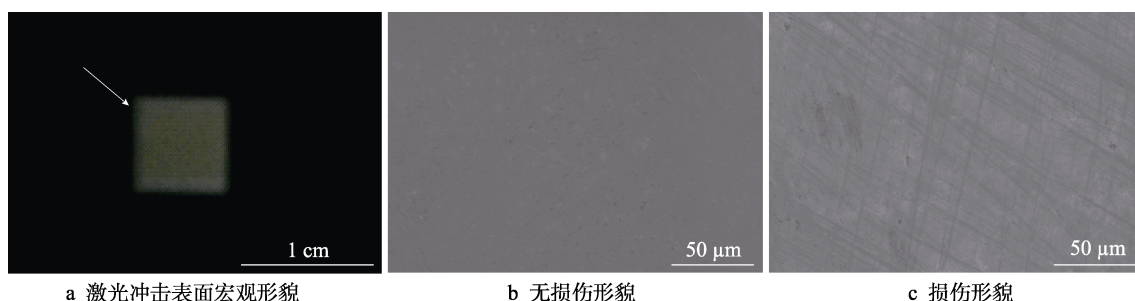


图 3 飞秒激光冲击 Cu- μm 表面形貌

Fig.3 Surface morphologies after femtosecond laser shock on Cu- μm : a) macro morphology after femtosecond laser shock; b) undamaged morphology; c) damage morphology

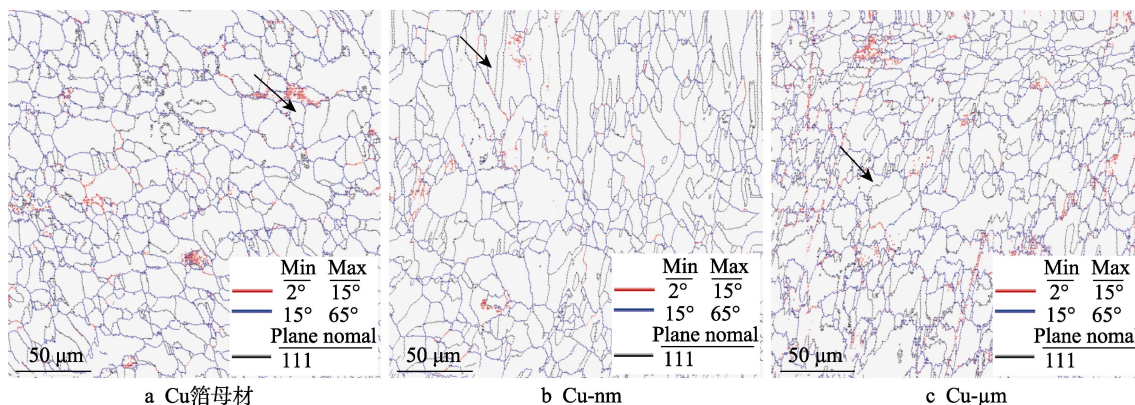


图 4 EBSD 晶界图

Fig.4 EBSD grain boundary maps: a) Cu foil base metal; b) Cu-nm; c) Cu- μm

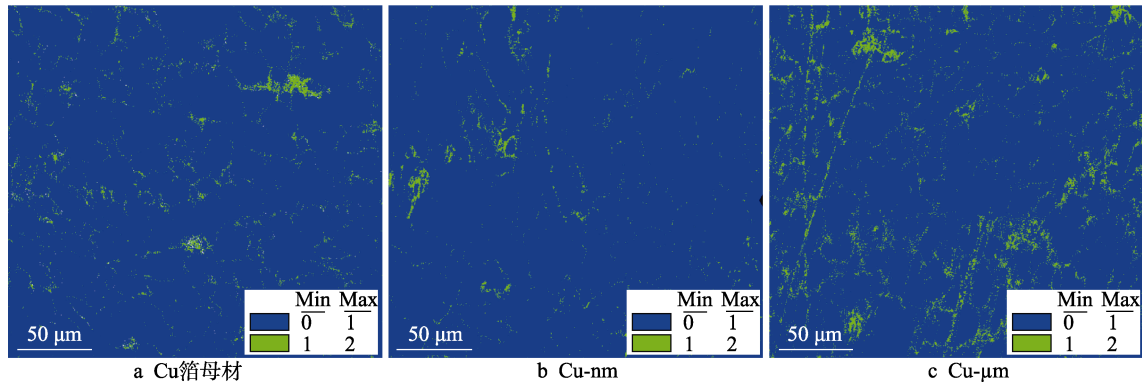


图 5 EBSD 局部取向差分布图

Fig.5 EBSD KAM maps: a) Cu foil base metal; b) Cu-nm; c) Cu-μm

了畸变 (见图 4b、c)。其中, Cu-nm 产生了形变孪晶 (见图 4b 箭头), 孪晶片较薄, 呈现透镜状或片状, 孪晶比例增加了 0.14, 相对于 Cu 箔母材 (孪晶比例为 0.23) 提高了 60.9%。Cu-μm 的孪晶类型无变化, 仍为退火孪晶 (见图 4c), 相比于母材, 孪晶比例有所减少。

KAM 图可以反映塑性变形的程度, 数值较高处表示塑性变形程度较大。Cu 箔母材存在轻微的塑性变形 (见图 5a), 经飞秒激光冲击后, 两种样品的塑性变形均呈现不均匀的特点。其中, Cu-nm 的塑性变形程度减小 (见图 5b), 而 Cu-μm 的塑性变形程度增大 (见图 5c)。本文采用 KAM 方法^[22], 通过 EBSD 定位数据得到局部取向差, 采用局部取向差角小于 2° 的数据, 通过 81 个周围点标定一个点 ($500 \text{ nm} \times 500 \text{ nm}$) 的局部取向差为:

$$\Delta\theta_i = \frac{1}{n} \sum_{j=1}^n |\theta_j^{\text{sur}} - \theta_i| \quad (1)$$

式中: θ_i 表示点 i 的局部取向差; θ_j^{sur} 表示点 j 相邻的取向差。

位错密度计算方法为:

$$\rho = \frac{2\Delta\theta_i}{ub} \quad (2)$$

式中: u 为点的单位长度 (500 nm); b 为伯格斯矢量 (0.25 nm)。

由式(1)和(2)可知, Cu 箔母材的几何位错密度为 $6.88 \times 10^{15}/\text{m}^2$, Cu-μm 的几何位错密度为 $8.00 \times 10^{15}/\text{m}^2$, 位错密度增加了 16%。

飞秒激光冲击后, 两个样品的取向分布函数 (Orientation Distribution Function, ODF) 和织构极图 (Orientation Distribution Function, ODF) 见图 6。本文选取 $\phi=0^\circ$ 、 $\phi=45^\circ$ 、 $\phi=65^\circ$ 的 ODF 图来

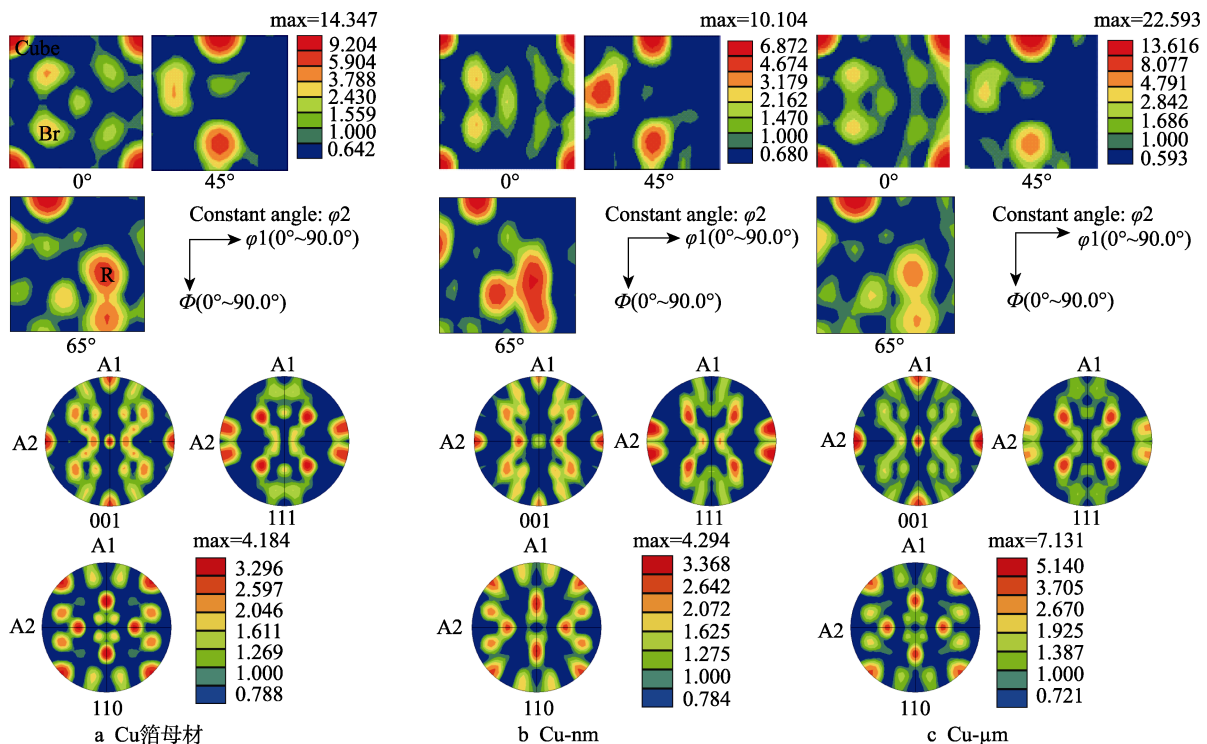


图 6 EBSD 取向分布函数图和织构极图

Fig.6 EBSD ODFs and texture pole figures: a) Cu foil base metal; b) Cu-nm; c) Cu-μm

观测 Cu 箔在飞秒激光冲击前后的组织变化。面心立方金属在变形过程中所形成的组织主要有 Brass 组织、copper 组织、高斯组织。在退火再结晶过程中,主要产生立方组织、R 组织^[23]。Cu 箔母材通过轧制退火制成, $\phi=0^\circ$ 的 ODF 图中呈现出立方组织和 Brass 组织, $\phi=65^\circ$ 的 ODF 图中呈现 R 组织 (见图 6a)。经飞秒激光冲击后, 两个样品 $\phi=0^\circ$ 、 $\phi=45^\circ$ 、 $\phi=65^\circ$ 的 ODF 图中, 组织类型均没有发生改变。Cu-nm 的组织强度和母材相当 (见图 6b), 而 Cu- μm 样品的组织强度增大 (见图 6c)。图 6 中的组织极图进一步证明

了飞秒激光冲击前后 Cu 箔的组织类型没有发生改变, 其 111 极图为轧制极图^[24]。

飞秒激光冲击后, 两个样品的晶粒尺寸分布和晶粒间取向差角度分布如图 7 所示。Cu-nm、Cu- μm 和母材的晶粒尺寸基本一致, 没有发生明显的晶粒细化。相比于 Cu 箔母材 (大角度晶界比例为 0.664), Cu-nm 的小角度晶界比例减少, 大角度晶界比例增加了 0.085, 提高了 12.8%。相对于 Cu 箔母材 (小角度晶界比例为 0.092), Cu- μm 的小角度晶界比例增加了 0.009, 提高了 9.8%, 大角度晶界比例减少。

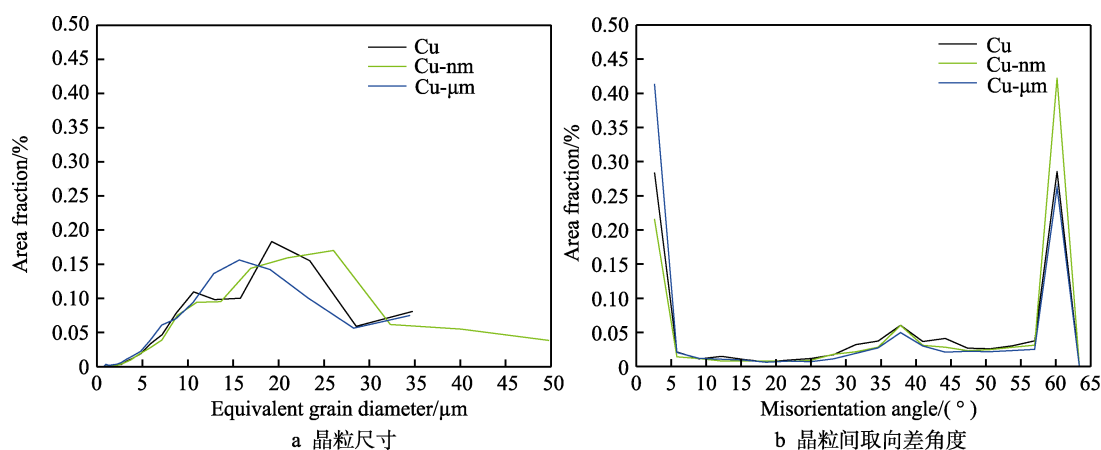


图 7 吸收层对晶粒尺寸和晶粒间取向差角度的影响

Fig.7 Influence of absorption layer on (a) grain size and (b) misorientation angle

上述结果显示, 飞秒激光冲击后, 两个样品的微观结构都发生了变化。Cu-nm 和 Cu- μm 的晶粒都发生了畸变, Cu-nm 晶粒的畸变更明显, 且产生了形变孪晶。虽然晶粒尺寸分布和组织的结果显示两个样品未发生完全的塑性变形, 但是仍可看出, 选用纳米级厚度的 Pt 层作为吸收层时, 冲击效果更好。

2.2 残余应力和显微硬度分析

飞秒激光冲击后, 两个样品的残余应力和显微硬度分布如图 8 所示。Cu 箔母材本身内部存在残余拉

应力, 为 16.51 MPa。飞秒激光冲击 Cu 箔, 诱导形成等离子体冲击波, 使 Cu 箔的被冲击区域发生塑性变形, 产生残余压应力。Cu-nm 产生的残余压应力中和母材的残余拉应力后, 表现为残余压应力 (-28.80 MPa); Cu- μm 产生的残余压应力不足以中和母材自身的拉应力, 所以仍显示为残余拉应力, 为 13.38 MPa (见图 8a)。Cu 箔母材的显微硬度为 58.30HV, 经飞秒激光冲击后, Cu-nm 和 Cu- μm 的显微硬度相比母材均有所提高, Cu-nm (64.60HV) 提高了 10.8%, Cu- μm (59.6HV) 提高了 2.2% (见图 8b)。

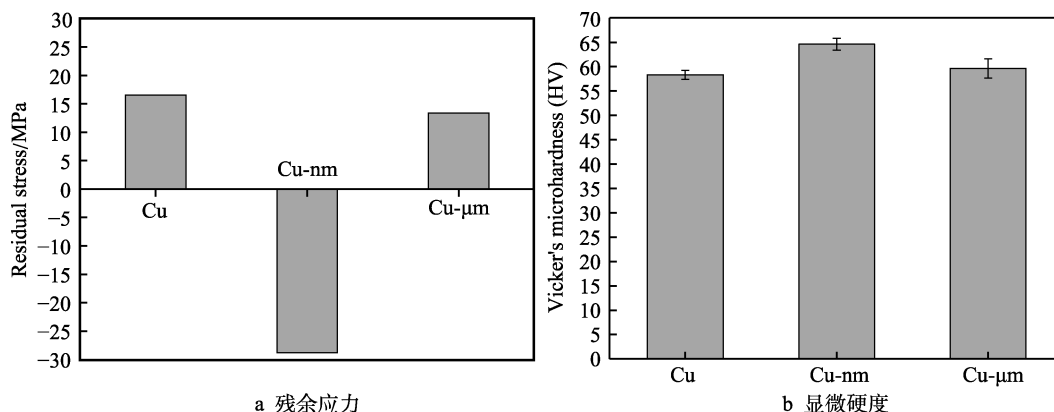


图 8 力学性能对比

Fig.8 Comparison of mechanical properties: a) residual stress; b) microhardness

表 1 总结了 Cu 箔母材、飞秒激光冲击后 Cu-nm 和 Cu- μm 显微结构和力学性能的变化。结果表明, 飞秒激光冲击后, Cu-nm 主要发生孪晶的变化。孪晶界增加, 可阻碍位错运动, 使材料硬度、抗腐蚀性能提高^[25], Cu-nm 生成的形变孪晶阻止了位错的运动,

从而使 Cu-nm 硬度提高。Cu- μm 主要发生位错的变化, 位错密度增加到一定值后, 会有效地提高金属的硬度, 位错间的弹性交互作用也可提高金属的硬度。对比试验结果显示, 位错增强硬度的效果比孪晶增强弱。因此, 为了获得更好的冲击效果, 应选用更薄的吸收层。

表 1 吸收层对飞秒激光冲击 Cu 箔的显微结构和力学性能的影响
Tab.1 Effect of absorption layers on microstructure and mechanical properties of Cu foil shocked by different frmtosecond laser

Sacrificial layer	Twin (<111>)	Dislocation density /($\times 10^{15} \text{ m}^{-2}$)	Gain size / μm	LAGB ($2^{\circ}\sim 15^{\circ}$)	HAGB ($15^{\circ}\sim 65^{\circ}$)	Residual stress/MPa	Vicker's microhardness (HV)
Cu	0.23	6.88	8.58	0.092	0.664	16.51	58.30
Cu-nm	0.37	6.24	11.32	0.067	0.749	-28.80	64.60
Cu- μm	0.21	8.00	8.29	0.101	0.540	13.38	59.60

铜作为中等层错能的面心立方金属, 一般较难产生形变孪晶。Cu-nm 经飞秒激光冲击后, 观察到形变孪晶, 说明其在冲击过程中可能发生了较低的应变, 应变速率和压力很大。Ye 等^[26]采用脉宽 350 fs 的激光冲击厚度 20 μm 的退火 Cu 箔时, 也观察到了形变孪晶, 同时该作者采用脉宽 20 ns 的激光进行了对比研究, 估算出纳秒激光冲击产生的应变是飞秒激光的 10 倍, 而应变速率和峰值压力均比飞秒激光低 2 个数量级。Ye 等的试验结果说明, 飞秒激光冲击的高应变速率和峰值压力分别抑制了位错的滑移和提供了形成孪晶所需的能量。随着吸收层厚度的增加, 飞秒激光冲击强化减弱, 此时仅发生位错的变化。

3 结论

本文研究了不同吸收层对飞秒激光冲击 Cu 箔的影响, 分析了 Cu 箔的微观组织, 测试了其力学性能, 具体结论如下:

- 1) 飞秒激光冲击后, 相比母材, Cu-nm 主要产生形变孪晶, 孪晶比例提高了 60.9%, 大角度晶界比例提高了 12.8%; Cu- μm 仅发生位错变化, 位错密度增加了 16%, 小角度晶界比例提高了 9.8%。
- 2) 飞秒激光冲击后, Cu-nm 的残余压应力为 -28.80 MPa, 显微硬度提高了 10.8%; Cu- μm 的残余拉应力为 13.38 MPa, 显微硬度提高了 2.2%。采用 Pt 层作为飞秒激光冲击强化的吸收层, 更有利于提高 Cu 箔的力学性能, 强化效果更好。

参考文献:

[1] 周磊, 李应红, 汪诚, 等. LY2 铝合金激光冲击处理工艺[J]. 强激光与粒子束, 2010, 22(8): 1780-1784.
ZHOU Lei, LI Ying-hong, WANG Cheng, et al. Laser shock peening for LY2 alloy[J]. High power laser and particle beams, 2010, 22(8): 1780-1784.

[2] 吴边, 王声波, 郭大浩, 等. 强激光冲击铝合金改性处理研究[J]. 光学学报, 2005, 25(10): 1352-1356.
WU Bian, WANG Sheng-bo, GUO Da-hao, et al. Research of material modification induced by laser shock processing on aluminum alloy[J]. Acta optica sinica, 2005, 25(10): 1352-1356.

[3] YANG J M, HER Y C, HAN Nan-lin, et al. Laser shock peening on fatigue behavior of 2024-T3 Al alloy with fastener holes and stopholes[J]. Materials science and engineering: A, 2001, 298(1-2): 296-299.

[4] MOLIAN P, MOLIAN R, NAIR R. Laser shock wave consolidation of nanodiamond powders on aluminum 319[J]. Applied surface science, 2009, 255(6): 3859-3867.

[5] LU Liang, HUANG Ting, ZHONG Min-lin. WC nanoparticle surface injection via laser shock peening onto 5A06 aluminum alloy[J]. Surface and coatings technology, 2012, 206(22): 4525-4530.

[6] ZHOU J Z, HUANG S, SHENG J, et al. Effect of repeated impacts on mechanical properties and fatigue fracture morphologies of 6061-T6 aluminum subject to laser peening[J]. Materials science and engineering: A, 2012, 539: 360-368.

[7] GILL A S, TELANG A, YE Chang, et al. Localized plastic deformation and hardening in laser shock peened Inconel alloy 718SPF[J]. Materials characterization, 2018, 142: 15-26.

[8] LU J Z, WU L J, SUN G F, et al. Microstructural response and grain refinement mechanism of commercially pure titanium subjected to multiple laser shock peening impacts[J]. Acta materialia, 2017, 127: 252-266.

[9] DHAKAL B, SWAROOP S. Effect of laser shock peening on mechanical and microstructural aspects of 6061-T6 aluminum alloy[J]. Journal of materials processing technology, 2020, 282: 116640.

[10] 周建忠, 樊玉杰, 黄舒, 等. 激光微喷丸强化技术的研究与展望[J]. 中国激光, 2011, 38(6): 17-27.

- ZHOU Jian-zhong, FAN Yu-jie, HUANG Shu, et al. Research and prospect on micro-scale laser shot peening[J]. Chinese journal of lasers, 2011, 38(6): 17-27.
- [11] ZHANG Wen-wu, LAWRENCE YAO Y. Microscale laser shock processing—Modeling, testing, and microstructure characterization[J]. Journal of manufacturing processes, 2001, 3(2): 128-143.
- [12] MATSUDA T, SANO T, ARAKAWA K, et al. Dislocation structure produced by an ultrashort shock pulse[J]. Journal of applied physics, 2014, 116(18): 183506.
- [13] 邢清蒲, 张凌峰, 李少哲, 等. LY2 铝合金激光冲击强化区的力学性能[J]. 材料保护, 2013, 46(6): 28-29.
- XING Qing-pu, ZHANG Ling-feng, LI Shao-zhe, et al. Mechanical properties of laser shock strengthened zone of LY2 aluminum alloy[J]. Journal of materials protection, 2013, 46(6): 28-29.
- [14] DAI F Z, LU J Z, ZHANG Y K, et al. Effect of initial surface topography on the surface status of LY2 aluminum alloy treated by laser shock processing[J]. Vacuum, 2012, 86(10): 1482-1487.
- [15] AGEEV E I, KUDRYASHOV S I, NIKONOROV N V, et al. Non-contact ultrasonic acquisition of femtosecond laser-driven ablative Mbar-level shock waves on Ti alloy surface[J]. Applied physics letters, 2016, 108(8): 084106.
- [16] NAKANO H. Femtosecond and nanosecond laser peening of stainless steel[J]. Journal of laser micro, 2010, 5(2): 175-178.
- [17] TOMOKAZU S, TAKAYUKI E, RYOTA K, et al. Femtosecond laser peening of 2024 aluminum alloy without a sacrificial overlay under atmospheric conditions[J]. Journal of laser applications, 2017, 29(1): 012005.
- [18] HOPPIUS J S, KUKREJA L M, KNYAZEVA M, et al. On femtosecond laser shock peening of stainless steel AISI 316[J]. Applied surface science, 2018, 435: 1120-1124.
- [19] SIM A, PARK C, KANG N, et al. Effect of laser-assisted nitriding with a high-power diode laser on surface hardening of aluminum-containing martensitic steel[J]. Optics & laser technology, 2019, 116: 305-314.
- [20] ELANGO K, HOPPIUS J S, KUKREJA L M, et al. Studies on ultra-short pulsed laser shock peening of stainless-steel in different confinement media[J]. Surface and coatings technology, 2020, 397: 125988.
- [21] LEE D, KANNATEY-ASIBU E Jr. Experimental investigation of laser shock peening using femtosecond laser pulses[J]. Journal of laser applications, 2011, 23(2): 022004.
- [22] YAN Zhi-feng, WANG Deng-hui, HE Xiu-li, et al. Deformation behaviors and cyclic strength assessment of AZ31B magnesium alloy based on steady ratcheting effect[J]. Materials science and engineering: A, 2018, 723: 212-220.
- [23] MISHIN O V, GOTTSTEIN G. Grain boundary ensembles due to grain growth in copper with strong recrystallization texture[J]. Materials science and engineering: A, 1998, 249(1-2): 71-78.
- [24] CHEN Liang-wei, SHI Qing-nan, CHEN Deng-quan, et al. Research of textures of ultrafine grains pure copper produced by accumulative roll-bonding[J]. Materials science and engineering: A, 2009, 508(1-2): 37-42.
- [25] TOKITA S, KOKAWA H, KODAMA S, et al. Suppression of intergranular corrosion by surface grain boundary engineering of 304 austenitic stainless steel using laser peening plus annealing[J]. Materials today communications, 2020, 25: 101572.
- [26] YE Y X, FENG Y Y, LIAN Z C, et al. Plastic deformation mechanism of polycrystalline copper foil shocked with femtosecond laser[J]. Applied surface science, 2014, 309: 240-249.