

激光冲击强化 H62 黄铜摩擦磨损性能研究

段海峰**, 罗开玉, 鲁金忠*

江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013

摘要 采用高能激光束对 H62 黄铜进行单层和三层激光冲击强化(LSP),研究激光冲击前后微观组织、截面显微硬度以及表面粗糙度的变化,发现激光冲击明显细化了 H62 黄铜的晶粒,形成纳米结构层,并增加了其显微硬度和表面粗糙度,且显微硬度和表面粗糙度随冲击层数的增加而增大。利用 UMT-2 摩擦磨损试验机分别对原始试样、LSP 试样进行摩擦磨损实验,分析了三种试样的摩擦系数、磨损率和磨痕形貌差异,发现在相同的摩擦条件下,LSP 试样的摩擦系数和磨损率均比原始试样小,且随着冲击层数从单层增加到三层,摩擦系数和磨损量变得更小,表明 LSP 能够提高 H62 黄铜的耐磨性,多层 LSP 对 H62 黄铜耐磨性的提升效果更佳。激光冲击后,试样的磨损机制由以剥层磨损为主转变为以磨粒磨损为主。

关键词 激光光学; 激光冲击强化; H62 黄铜; 层数; 摩擦; 磨损

中图分类号 TN249

文献标识码 A

doi: 10.3788/AOS201838.1014002

Friction and Wear Properties of H62 Brass Subjected to Laser Shock Peening

Duan Haifeng**, Luo Kaiyu, Lu Jinzhong*

School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang, Jiangsu 212013, China

Abstract H62 brass is subjected to laser shock peening (LSP) with one coverage layer and three coverage layers by high-energy laser beam. Varieties of micro-structure, micro-hardness, and surface roughness before and after LSP are investigated. It is found that the grain size of H62 brass is obviously refined with LSP, and a nanostructure layer is obtained. The micro-hardness and surface roughness of H62 brass increase with the increase of number of LSP coverage layers. The friction and wear test of the as-received sample and LSPed samples (samples subjected to LSP) is carried out by UMT-2 friction and wear test machine. The differences of friction coefficient, wear rate, and wear scar morphology in these samples are analyzed. It is found that under the same friction condition, the friction coefficient and wear rate of LSPed samples are smaller than the as-received sample, which become much smaller with the LSP coverage layers increasing from one to three. It is indicated that LSP can improve the wear resistance of H62 brass, and multi-layer LSP has a better effect on the improvement of the wear resistance of H62 brass. After LSP, the wear mechanism is changed from domination with delamination wear to abrasive wear.

Key words laser optics; laser shock peening; H62 brass; coverage layer; friction; wear

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 310.4925

1 引 言

磨损、腐蚀、断裂是材料失效的 3 种主要形式,其中由摩擦所导致的磨损失效是包括航空材料在内的机电材料失效的主要原因,70%~80%的设备损坏是由各种形式的磨损引起的^[1]。磨损失效不仅造成零部件的浪费,严重时甚至会造成灾难性的后果,因此提高材料的耐磨性、延长其服役寿命成为当前

亟需解决的问题之一。表面强化是提高金属材料耐磨性的一种有效方法,如利用喷丸^[2]、表面机械研磨^[3]、等通道转角挤压^[4]等技术能够使材料发生塑性变形,以提高材料的硬度及强度,并在表面生成残余压应力层、诱导表面晶粒细化等,从而提高材料耐磨性。但这些表面处理技术均存在应变率较低、塑性变形层深度较浅、载荷较大时容易产生应力松弛等问题,为了解决以上问题,人们研究出了一种新的

收稿日期: 2018-03-30; 修回日期: 2018-05-07; 录用日期: 2018-05-15

基金项目: 国家自然科学基金(51575242, 51775250)、江苏省科技计划(BE2016148, BE2017142)

* E-mail: jzlu@ujs.edu.cn; ** E-mail: duanhaif@163.com

表面处理技术——激光冲击强化(LSP)。

LSP 是一种新型的表面处理技术,在材料的表面改性方面具有巨大优势。LSP 通过高能激光束辐照在贴有吸收层的金属材料表面,瞬间的高温促使吸收层汽化并产生等离子体冲击波,通过外部约束层作用于金属材料表面,并向材料内部传播,从而在材料内部产生较大的残余压应力,使材料内部发生塑性变形,产生高密度的位错、孪晶、层错等晶体缺陷以及晶粒细化,从而提高金属材料的机械性能。由于金属材料存在吸收层,故 LSP 不会在其表面产生热损伤,属于冷加工;但由于冲击波的力学效应,金属表面会发生塑性变形,从而引起表面的微观形貌和粗糙度的改变^[5]。研究表明,LSP 能够显著提高材料的疲劳寿命^[6]及耐腐蚀^[7]和耐磨损^[8-9]的能力。何焕菊等^[10]研究了 LSP 对 AZ31 镁合金的摩擦磨损性能的影响,发现激光冲击可提高镁合金的表面显微硬度,其磨损量和磨屑都变得更小,经激光冲击后 AZ31 镁合金的耐磨性明显提高。本课题组^[11]研究了激光冲击 AISI 8620 合金钢的摩擦学特性,发现激光冲击在 AISI 8620 合金钢表面形成了较深的残余压应力层,从而显著提高了表面硬度和耐磨性,多次冲击后可获得耐磨性能更好的 AISI 8620 合金。张兴权等^[12]研究了激光喷丸强化对调质 40Cr 钢组织及耐磨性能的影响,研究结果表明,激光喷丸细化了 40Cr 钢表层的微观组织,强化后的显微硬度提高了 30%,强化后试样的磨损失重比原始试样减少了 29%,激光喷丸强化明显提高了 40Cr 钢的耐磨性,而且强化次数越多,耐磨性越好。

表 1 H62 黄铜的化学成分

Table 1 Chemical composition of H62 brass

Element	Cu	Fe	Pb	Sb	Bi	Zn
Mass fraction / %	60.50-63.50	<0.15	<0.08	<0.005	<0.002	Balance

2.2 实验方法

LSP 实验采用江苏大学激光研究所的 Nd:YAG 大功率激光器,选用的激光脉冲能量为 6 J,冲击频率为 1 Hz,波长为 1064 nm,脉宽为 10 ns,光斑直径为 3 mm,横向纵向光斑搭接率为 50%,采用厚度为 0.1 mm 的专用铝箔(美国 3M)作为吸收层,进行多层 LSP 实验时在每层激光冲击前需要更换吸收层,以防止多层重复冲击导致吸收层发生破裂,影响实验效果。采用厚度为 1~2 mm 的流水作为约束层,激光冲击区域关于试样中心对称分布,冲击面积为 21 mm×21 mm,冲击路径如图 1(b)所示,

铜和铜合金是工业生产中广泛使用的金属材料之一,具有优良的导热性、导电性以及良好的切削加工性能。但较低的硬度和较差的耐磨性限制了其在某些对耐磨性要求较高领域的应用,如汽车变速器同步环、电机换向器的主要材料为黄铜,但未经强化处理的黄铜难以满足耐磨损的使用要求,容易发生磨损失效,因此需要对其表面进行改性处理以提高其耐磨性。研究表明,LSP 可明显提高镁合金、不锈钢等材料的耐磨性,然而关于 LSP 对铜和铜合金摩擦磨损性能影响的研究却鲜有报道。本文以 H62 黄铜为研究对象,研究了不同层数激光冲击 H62 黄铜微观组织、显微硬度和表面粗糙度的变化,并通过对不同层数激光冲击后的 H62 黄铜进行室温下的往复干摩擦实验,研究了原始试样和 LSP 试样摩擦系数、磨损率以及磨痕形貌的变化,主要研究了不同层数激光冲击对 H62 黄铜摩擦磨损性能的影响,并揭示了其磨损机制。

2 实验材料及实验方法

2.1 实验材料

实验材料选用 H62 黄铜,其主要化学成分如表 1 所示,利用线切割法将 H62 黄铜板切割成 40 mm×30 mm×3 mm(长×宽×高)的实验样品,形状如图 1(a)所示。LSP 实验前,分别用粗糙度等级为 600#、800#、1000#、1200#、1500# 和 2000# 的 SiC 砂纸逐级打磨试样以获得近似光滑的表面。随后,将全部试样浸入丙酮溶液中,除去附着在试样表面的污染物,然后用去离子水进行超声波振动冲洗。

图 1(b)为图 1(a)中激光冲击区域的放大图,两者尺寸比为 1:2。分别对试样进行单层和三层激光冲击,然后将试样分为三组,分别为原始试样(未经激光冲击)、LSP-1 试样(单层激光冲击)和 LSP-3 试样(三层激光冲击)。

采用高温摩擦磨损试验机(CETR UMT-2, CETR 公司,美国)对原始试样、LSP-1 试样和 LSP-3 试样进行往复干摩擦实验,接触方式为球-盘式,实验磨球选用硬度为 770 HV、直径为 9.58 mm 的 440C 不锈钢球,往复干摩擦实验选用载荷为 10 N,滑动速度为 8 mm/s,滑动幅度为 15 mm,每

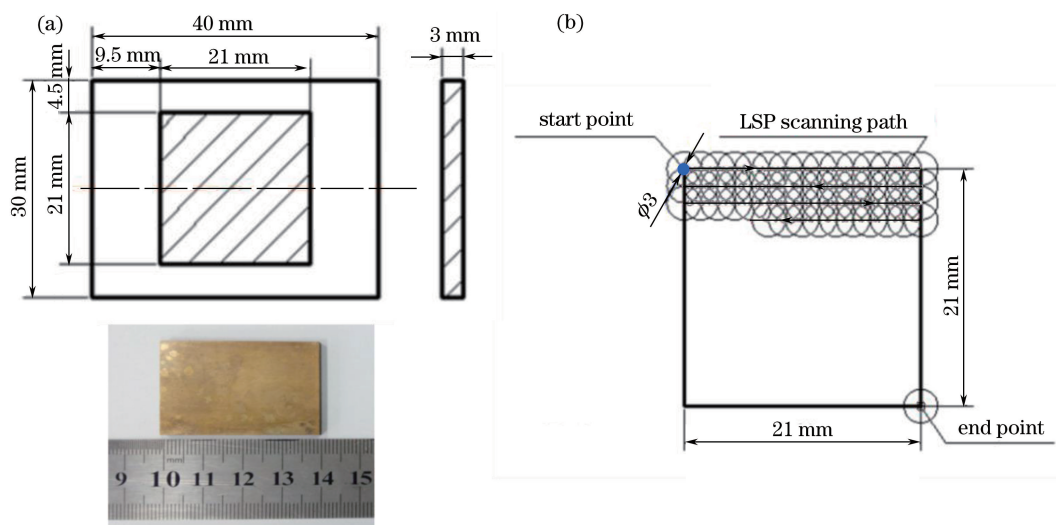


图 1 LSP 试样。(a)尺寸；(b)冲击区域扫描路径

Fig. 1 LSP sample. (a) Dimension; (b) laser scanning path for impact area

次往复干摩擦实验时间为30 min,实验温度为室温(25 ℃),相对湿度为60%。采用激光共聚焦显微镜(LEXT OLS4000,奥林巴斯公司,日本)测量磨痕的横截面积,在测量磨痕横截面积之前,将试样浸泡在丙酮溶液中进行超声波冲洗以清除磨损表面的碎片,然后冷风吹干。

激光冲击 H62 黄铜试样的截面显微硬度采用显微硬度测试仪(HXD-1000 TMC,上海泰明光学仪器公司,中国)测量,显微硬度测量时的载荷为0.49 N,保压时间为10 s,为获得较为准确的数据,在同一深度处的不同位置测量5次,并取其平均值作为该深度处的显微硬度值。采用真彩色共聚焦材料显微镜(Axio CSM 700,蔡司公司,德国)分别测量3种试样表面粗糙度,每个试样测量9次粗糙度,并取其平均值。采用江苏大学分析测试中心的型钨灯丝扫描电子显微镜(SEM,JSM-6390LV,电子株式会社,日本)观察磨损形貌。采用透射电子显微镜(TEM,JEM-2100,电子株式会社,日本)观察激光冲击前后 H62 黄铜的表层微观结构。

3 实验结果

3.1 显微硬度

图 2 所示为 LSP-1 试样和 LSP-3 试样沿深度方向的显微硬度曲线,测量结果显示,LSP-1 试样和 LSP-3 试样的显微硬度与深度之间存在着相似的关系。即两种试样的显微硬度均随着深度的增加而呈现出逐渐降低的趋势,当深度增加到一定值后,两种试样的显微硬度值趋于一致,并几乎保

持不变。这是由于高能激光诱导的等离子冲击波从表面向材料内部传播,冲击波压力在表面达到最大,并沿深度方向逐渐衰减,当深度增加到一定值时,冲击波压力低于 H62 黄铜的 Hugoniot 弹性极限(HEL),不会在材料内部引发塑性变形,因此该深度的硬度值与原始试样的硬度值一致,约为137.6 HV。从图 2 可以看出,LSP-1 试样的硬化层深度为650 μm,而 LSP-3 试样的硬化层深度为700 μm,表明多层激光冲击能够诱导更深的硬化层。LSP-1 试样和 LSP-3 试样的最大显微硬度值分别为159.5 HV 和167.6 HV,与原始试样相比,分别增加了15.9%和21.8%,表明 LSP 能够明显提高材料的显微硬度。但相比于 LSP-1 试样,LSP-3 试样的显微硬度增加幅度较小,在 AM50 镁合金的 LSP 过程中也发现了同样的现象^[13]。这是由于相比于第一层激光冲击在靶材内部产生的冷作硬化,

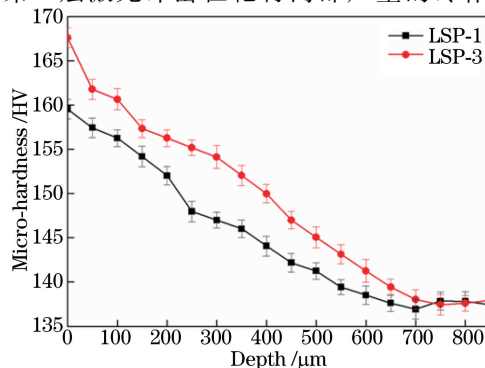


图 2 不同层数激光冲击试样的截面显微硬度曲线

Fig. 2 Micro-hardness curves of cross-section in the samples subjected to LSP with different coverage layers

随后的激光冲击难以生成同等程度的硬化^[14]。随着冲击层数的增加,材料内部的塑性变形逐步趋于饱和,越来越难以发生塑性变形,因此硬度的变化也变得不明显。

3.2 表面粗糙度

图 3(a)~(c)分别为原始试样、LSP-1 试样和 LSP-3 试样的三维微观结构形貌,可以发现 3 种试样表面均存在一些彼此平行的微沟槽,且其方向与 SiC 砂纸打磨的方向一致,这是由于砂纸表面存在一些细小的颗粒物,这些颗粒物在打磨试样的过程中对试样产生了微犁耕作用,从而在试样表面形成了微沟槽,图 3(a)~(c)的结果显示,这种微沟槽在进行三层激光冲击的情况下仍未消失。Dai 等^[15]对 LY2 铝合金的研究中也发现多层激光冲击并未消除原始试样中的沟槽。从图 3 可以看出,相比于原始试样,LSP-1

试样的整体表面高度更大,在图 3(b)黑色方框内部还存在一些凸起的棱(黄色),表明 LSP-1 试样的表面高度差更大。试样经过三层激光冲击后,表面高度较高的区域变得更大(图 3(c)中黄色区域),且局部出现一些高度更高的尖锐凸起。图 3(d)~(f)分别为取自图 3(a)~(c)三种试样中线 A、B、C 的表面二维轮廓曲线,线 A、B、C 垂直于砂纸打磨方向。直线 A 上表面轮廓分布的最高点的高度值为 $1.12\ \mu\text{m}$,最低点为 $-0.86\ \mu\text{m}$,高度差为 $1.98\ \mu\text{m}$;直线 B 上表面轮廓分布的最高点的高度值为 $1.13\ \mu\text{m}$,最低点为 $-1.83\ \mu\text{m}$,高度差为 $2.96\ \mu\text{m}$;直线 C 上表面轮廓分布的最高点的高度值为 $1.65\ \mu\text{m}$,最低点为 $-2.13\ \mu\text{m}$,高度差为 $3.78\ \mu\text{m}$ 。可以看出,直线 A、B、C 的轮廓上最高点的高度值相差不大,但最低点的深度值随着冲击层数的增加而明显增加。

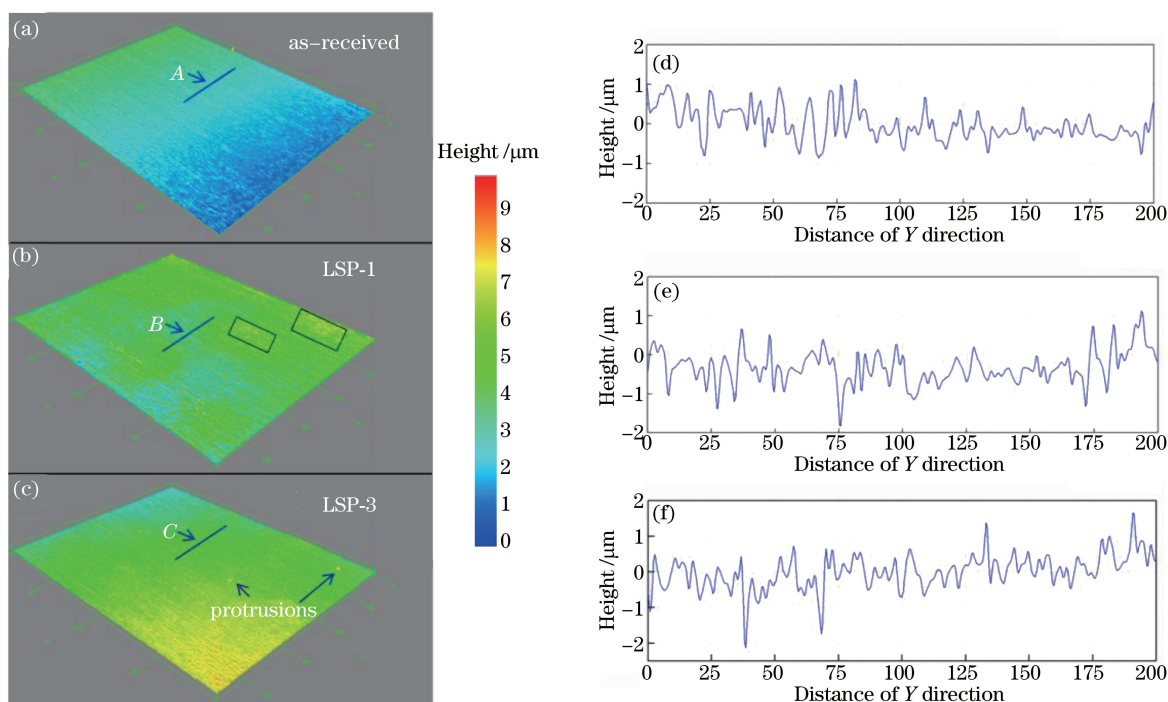


图 3 三维和二维微观结构形貌。(a)原始试样的三维微观结构形貌;(b)LSP-1 试样的三维微观结构形貌;(c)LSP-3 试样的三维微观结构形貌;(d)原始试样的二维微观结构形貌;(e)LSP-1 试样的二维微观结构形貌;(f)LSP-3 试样的二维微观结构形貌

Fig. 3 Three-dimensional and two-dimensional micro-structure topographies. (a) Three-dimensional topographies of as-received sample; (b) three-dimensional topographies of LSP-1 sample; (c) three-dimensional topographies of LSP-3 sample; (d) two-dimensional topographies of as-received sample; (e) two-dimensional topographies of LSP-1 sample; (f) two-dimensional topographies of LSP-3 sample

此外,测量了原始试样、LSP-1 试样和 LSP-3 试样的表面平均粗糙度值,本研究中平均粗糙度值是同一试样 9 个不同区域测得的粗糙度值的平均值。原始试样表面的平均粗糙度值为 $0.258\ \mu\text{m}$,LSP-1 试样表面的平均粗糙度值为 $0.317\ \mu\text{m}$,而 LSP-3 试

样表面的平均粗糙度值为 $0.366\ \mu\text{m}$,结果表明激光冲击增大了 H62 黄铜的表面粗糙度,且三层激光冲击后的表面粗糙度变得更大,这与图 3 中获得的三维和二维形貌趋势相吻合。冯亚云等^[5]在研究纯铜 LSP 时也发现了同样的现象:当铜的原始表面粗糙

度较小时,激光冲击能够使得整体粗糙度和最大粗糙度均有所增加。本研究中激光冲击前 H62 黄铜经过最高粒度为 2000 目(目是指每英寸筛网上的孔眼数目,2000 目对应 $6.5 \mu\text{m}$)的 SiC 砂纸打磨后,表面粗糙值较小,因此经激光冲击以后其表面粗糙度增大。

3.3 摩擦系数和磨损率

图 4 为原始试样、LSP-1 试样和 LSP-3 试样在载荷为 10 N、滑移速度为 8 mm/s、摩擦时间为 7 min 时的摩擦系数随时间的变化曲线。从图 4 可以看出,在磨擦的初始阶段,3 种试样的摩擦系数均快速增大,这段时间为摩擦过程的磨合阶段,此时摩擦副之间的接触还不够稳定,摩擦副的微凸起之间的接触面积为真实接触面积,由于实际接触面积小,所受应力比较大,磨损比较剧烈,因此摩擦系数快速增大。随着磨擦时间的逐渐增加,摩擦副之间的微凸起逐渐被磨掉,接触面积逐渐增大,表面应力逐渐减小,磨损进入稳定阶段,表现为摩擦系数达到稳定状态,并在一定范围内保持上下波动。值得注意的是,LSP-1 和 LSP-3 试样的摩擦系数在快速增大之前各有一段相对稳定的平稳期,而原始试样则并未出现这样的平稳期,这可能与 3 种试样的表面质量有关。从图 4 可以看出:在磨合阶段,原始试样摩擦系数的初始值为 0.321,增加到稳定状态的时间大约为 30 s;LSP-1 试样摩擦系数的初始值为 0.194,增加到稳定状态的时间大约为 50 s;LSP-3 试样摩擦系数的初始值为 0.170,增加到稳定状态的时间大约为 130 s。随着激光冲击层数的增加,初始摩擦系数逐渐减少,而摩擦系数达到稳定状态的时间逐渐增大。这主要是因为原始试样表面光滑,表面粗糙度较小,表面硬度较低,更容易达到稳定摩擦阶段,因此 LSP-3 试样磨损时的磨合阶段明显长于原始试样和 LSP-1 试样,而 LSP-1 试样的磨合阶段长于原始试样。在摩擦实验进行到 420 s 以后,摩擦系数趋于平稳,仅在很小的数值范围内波动,经计算,原始试样的平均摩擦系数为 0.53225,LSP-1 试样的平均摩擦系数为 0.53221,LSP-3 的平均摩擦系数为 0.51812。可以看出经过激光冲击后,试样的摩擦系数变得更低。

为了更全面地研究 LSP 对材料耐磨性的影响,还研究了原始试样和 LSP 试样在磨损过程中的磨损率变化,并以此表征材料的耐磨性。图 5 所示为相同摩擦条件下原始试样、LSP-1 试样、LSP-3 试样的磨损率。磨损率的计算公式为

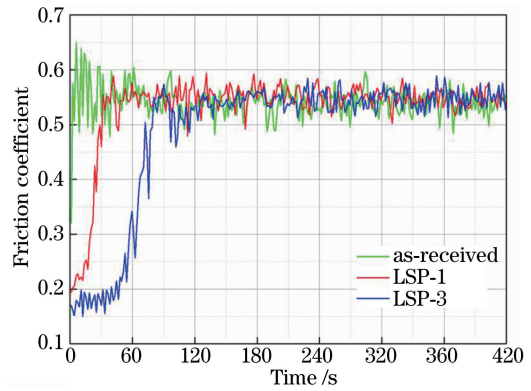


图 4 原始试样和 LSP 试样摩擦系数随时间的变化曲线

Fig. 4 Curves of friction coefficients of as-received sample and LSPed samples varied with time

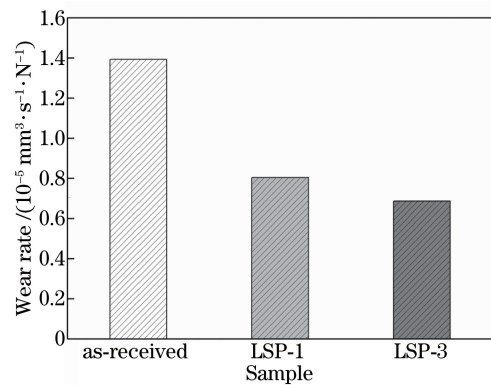


图 5 相同载荷和滑动速度下原始试样和 LSP 试样的磨损率

Fig. 5 Wear rate of as-received sample and LSPed samples with same load and sliding velocity

$$W_r = \frac{A \times L}{t \times P}, \quad (1)$$

式中, W_r 为磨损率, A 为磨损试样的磨痕横截面积 (mm^2), L 为磨擦时的滑动长度 (mm), t 为摩擦持续时间 (s), P 为应用载荷 (N)。利用激光共聚焦显微镜测量 3 种试样的磨痕横截面积,通过测量得出原始试样、LSP-1 试样和 LSP-3 试样的磨痕横截面积分别为 $0.01671, 0.00964, 0.00824 \text{ mm}^2$,三种试样的磨痕长度 L 均为 15 mm,摩擦持续时间为 1800 s,载荷为 10 N。根据(1)式计算得到 3 种试样的磨损率分别为 $1.3925 \times 10^{-5}, 0.8033 \times 10^{-5}, 0.6867 \times 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{s}^{-1} \cdot \text{N}^{-1}$ 。通过比较磨损率的大小发现激光冲击明显降低了 H62 黄铜的磨损率,且随着激光冲击层数的增加,H62 黄铜的磨损率变得更小。相比于原始试样的磨损率,LSP-1 试样和 LSP-3 试样的磨损率分别减少了 42.3% 和 50.7%。此外,LSP-3 试样与 LSP-1 试样的磨损率之差明显小于原始试样和 LSP-1 试样之间的磨损率差,这表明 LSP 明显提高了 H62 黄铜的耐磨性,但随着冲击层数的

增加,这种耐磨性提高的幅度减小,这与3.1节获得的显微硬度数据的变化趋势一致。

3.5 磨痕形貌

图6所示为不同试样磨痕表面的SEM形貌,其中,图6(b)和(d)分别是图6(a)和(c)的局部放大图。从图6(a)可以看到,原始试样表面的磨损比较严重,表面破坏现象十分明显。磨损表面出现了大量面积较大的层片状磨损碎片,这些碎片的长度约为 $70\ \mu\text{m}$,且厚度较大,部分磨损碎片尚未完全从材料表面脱落。在磨损表面还可以发现由于材料移除而形成的剥落凹坑,这些剥落坑的宽度和深度都比较大,且边缘粗糙。产生磨损碎片的原因主要是在磨损过程中,接触区受到循环接触应力的作用,当应力大于材料的疲劳强度时,材料亚表层产生疲劳裂纹,在随后的滑动过程中,裂纹逐渐扩展、生长,并在扩展的过程中与相邻的裂纹交汇,最终导致材料从试样表面呈层片状掉落,形成剥落坑。从图6(b)还可以看到在剥落坑的边缘延伸出了许多裂纹,裂纹向四周扩展,延伸方向并不一致。此外,磨损表面仍可观察到彼此平行且方向与摩擦滑动方向一致的沟槽,但这些沟槽的宽度都比较窄,深度也较浅,这表明此处的磨粒发生了磨损。

图6(c)和(d)是LSP-1试样磨损表面的SEM形貌图,可以看出,磨损表面存在尺寸较大的层片状磨损碎片,但磨损表面没有发现明显的剥落坑。此外,磨损碎片尚未完全从材料表面剥离,仍然连接在磨损表面上,表明疲劳裂纹尚未完全闭合。从图6(c)也可以看到,在尺寸比较大的磨损碎片表面出现了一些较小的磨损碎片。从图6(d)可以看到在磨损表面还存在一些尺寸较小的凹坑,这可能是因为摩擦副相对滑动时,接触表面发生冷焊而形成黏着点,在随后的滑动过程中由于剪切应力的作用,黏着点发生破裂,导致较软的金属表面材料被拉起,从而形成了较小的凹坑。此外,在磨损表面还可以观察到一些尺寸较小的颗粒物,如图6(d)中的椭圆所示,表面也存在彼此平行的沟槽,表明磨损过程中也发生了磨粒磨损。

图6(e)和(f)所示为LSP-3试样磨损表面的SEM形貌,从图6(e)可以看出,磨损表面存在一些尺寸较小的层片状磨损碎片和沿滑动方向的擦伤痕迹,并没有出现大面积的材料脱落。相比于LSP-1试样磨损表面观察到的磨损碎片,LSP-3试样磨损表面的碎片尺寸更小,厚度也更薄。在磨损表面还可以看到有平行于滑动方向的犁沟,犁沟的宽度相

对较宽,这可能是因为磨损过程中从材料表面脱落的较硬氧化物颗粒充当了磨粒,在对磨球的压迫下挤压H62黄铜表层材料,从而在材料表面形成了较宽的犁沟。从图6(f)可以看到,LSP-3试样的磨损表面比较光滑,存在一些彼此平行且与滑动方向一致的细且浅的沟槽,此外还存在一些细小的颗粒物,表面磨损碎片的数量很少,尺寸约为 $10\ \mu\text{m}$ 。

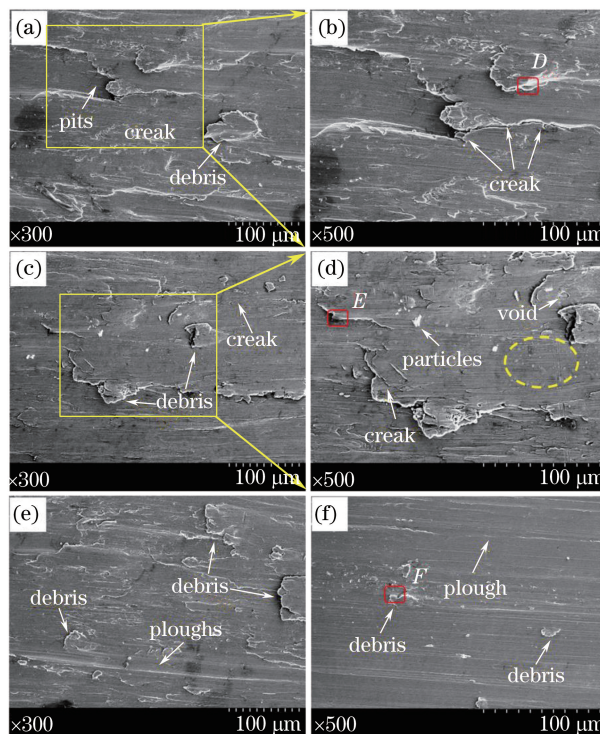


图6 不同试样磨损表面的典型SEM形貌。

(a)、(b)原始试样;(c)、(d) LSP-1试样;(e)、(f) LSP-3试样
Fig. 6 Typical SEM micrographs of wear surface in different samples. (a), (b) As-received sample; (c), (d) LSP-1 sample; (e), (f) LSP-3 sample

图7为原始试样和LSP试样磨损表面的能量色散谱分析图(EDS)。图7(a)~(c)分别为图6(b)、(d)和(f)中D、E、F处的EDS分析图,可以看出,3种试样的磨损表面均出现有O元素的衍射峰,但O元素的质量分数比较小,表明磨损过程中发生了轻微的氧化现象,3种试样均发生了氧化磨损。此外,图7(c)中除了O、Cu、Zn 3种元素的衍射峰外,还可以看到有C元素的衍射峰,这是因为三层LSP处理的H62黄铜的表面硬度大,耐磨性好,在摩擦过程中磨球440C不锈钢也发生了磨损,产生的磨屑粘在H62黄铜的磨损表面,从而在EDS检测中发现了C元素的存在。

综上所述,原始试样在磨擦过程中发生了磨粒磨损、剥层磨损和氧化磨损,主要的磨损形式为剥层

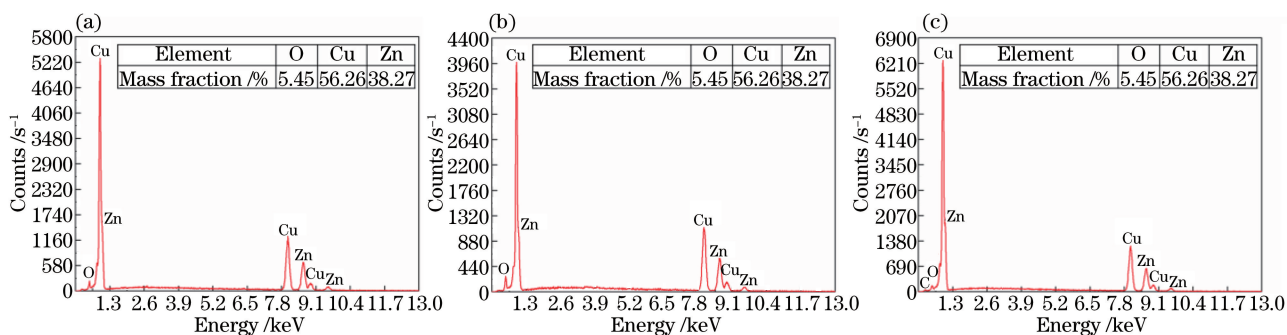


图 7 不同试样磨损表面的 EDS 分析。(a) 原始试样；(b) LSP-1 试样；(c) LSP-3 试样

Fig. 7 Analysis of EDS of wear surface in different samples. (a) As-received sample; (b) LSP-1 sample; (c) LSP-3 sample

磨损。LSP-1 试样在磨擦过程中发生了磨粒磨损、剥层磨损、黏着磨损和氧化磨损,主要的磨损形式为剥层磨损。LSP-3 试样在摩擦过程中发生了磨粒磨损、剥层磨损和氧化磨损,主要的磨损形式为磨粒磨损。

4 分析与讨论

研究表明^[16-17],激光冲击后的材料表面发生塑性变形,会在冲击光斑处形成微凹坑。这是 H62 黄铜表面粗糙度随冲击层数增加而增大的主要原因。图 8 所示为冲击层数对 H62 黄铜表面粗糙度的影响。如图 8(a)所示,激光冲击 H62 黄铜时,每个冲击光斑处都形成一个微凹坑,在搭接率为 50 % 的情况下,相邻光斑冲击产生的微凹坑将覆盖前一个光斑所产生微凹坑的一部分,从而在两个相邻的微凹坑之间形成了微小凸起,因此激光冲击处理后试样的表面粗糙度增大。多层 LSP 对同一位置进行了多次冲击,导致该处发生了多重塑性变形,后续的冲击进一步强化了单层激光冲击形成的表面凹凸微结构,微凹坑的深度变得更大,从而使得搭接冲击时相邻两个微凹坑之间形成了更高的凸起(图 8(b)),导致了更大的表面粗糙度。因此相比于 LSP-1 试样,LSP-3 试样拥有更大的表面粗糙度。

通常情况下,表面粗糙度越大,磨损率就越大。然而从图 5 可以看出,激光冲击试样的磨损率明显小于原始试样,且 LSP-3 试样的磨损率最小。从图 6 所示的 SEM 形貌也可以发现,相比于原始试样,激光冲击后试样的磨损程度更轻,由严重磨损逐渐转变为轻微磨损,磨损机制从以剥层磨损为主转变成了以磨粒磨损为主。这主要是因为,在摩擦磨损过程中,H62 黄铜耐磨性的提高比粗糙度的影响作用更加明显,从而减轻了磨损对试样的影响。

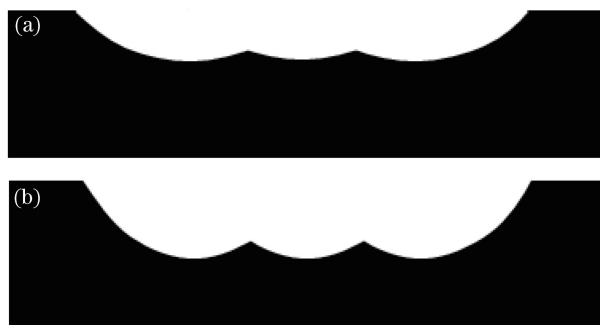


图 8 冲击层数对 H62 黄铜表面粗糙度影响。

(a) 一层冲击；(b) 三层冲击

Fig. 8 Effect of coverage layer number on the surface roughness of H62 brass. (a) One coverage layer; (b) three coverage layers

实验现象表明 LSP 能够明显提高 H62 黄铜的耐磨性,且多层激光冲击后 H62 黄铜的耐磨性更好,这主要是因为 LSP 细化了 H62 黄铜的晶粒,在表面形成了纳米结构层。图 9 所示为激光冲击前后 H62 黄铜表面的微观组织 TEM 图。从图 9(a)可以看出,激光冲击前原始试样内的晶粒比较粗大,原始粗晶的尺寸在微米量级上,并且晶粒内部存在原生的位错线和位错缠结。图 9(b)所示为单层激光冲击 H62 黄铜试样表面的微观组织 TEM 图,可以看出 LSP-1 试样表面以均匀且等轴的纳米晶为主,晶粒尺寸范围为 5~20 nm,右上角的选区电子衍射(SAED)图显示了一系列均匀、连续的同心衍射环,表明了纳米晶之间连续且宽泛的取向差分布。这说明经单层激光冲击后 H62 黄铜的晶粒得到了明显细化,从微米量级被细化到纳米量级,H62 黄铜表面形成了一层纳米结构层。这是因为当激光诱导的超高压冲击波作用于材料表面时,材料发生塑性变形,位错源被驱动生成了高密度的位错线,随着应变和应变率的进一步增大,位错发生平面和交叉滑移,形成了位错缠结和位错墙,位错墙相互交叉将原始

晶粒分割成块状区域,形成位错胞,通过吸收越来越多的位错,位错墙转化成亚晶界,然后由于更多位错的累积,亚晶界转化成取向差更大的大角度晶界,原始粗晶被细化成尺寸较小的晶粒^[18]。图 9(c)为 LSP-3 试样的表面微观组织 TEM 图,可以看出,相

比于单层激光冲击,三层激光冲击在 H62 黄铜表面诱导产生了尺寸更小的纳米晶,其晶粒尺寸范围约 3~10 nm,图 9(c)右上角的 SAED 图显示了均匀、连续的同心衍射环,表明形成了尺寸较小且取向无序的纳米晶。

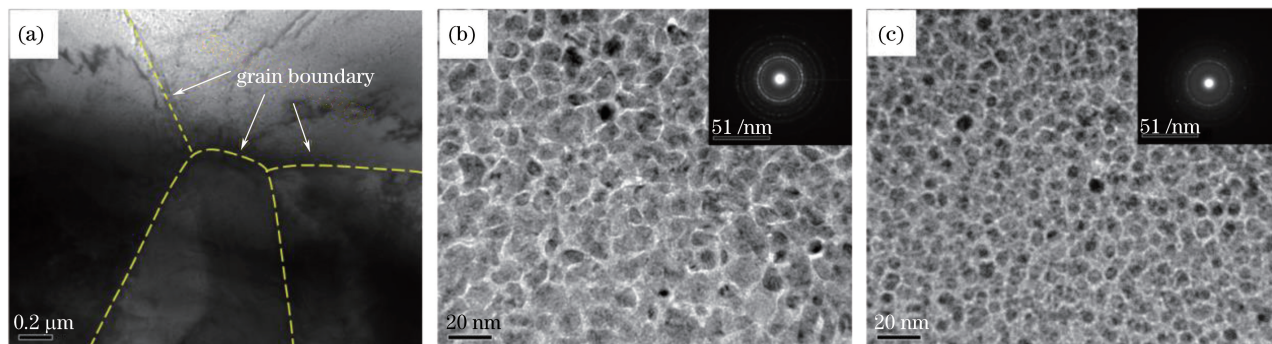


图 9 激光冲击前后 H62 黄铜表面微观组织 TEM 图。(a) 原始试样; (b) LSP-1 试样; (c) LSP-3 试样

Fig. 9 TEM images of microstructure in the top surface of H62 brass before and after LSP.

(a) As-received sample; (b) LSP-1 sample; (c) LSP-3 sample

晶粒细化能明显提高材料的显微硬度,根据 Hall-Petch 理论,显微硬度与晶粒尺寸呈反相关,晶粒尺寸越小,材料的显微硬度越高。显微硬度与晶粒尺寸的关系可表示为

$$H = H_0 + kd^{-1/2}, \quad (2)$$

式中, H 为材料硬度, H_0 为无任何缺陷的理想材料显微硬度, k 为给定材料的常数, d 为平均晶粒尺寸。从图 9 可知,相比于原始试样,LSP 试样的表层晶粒尺寸更小,表面硬度更高。表面显微硬度对金属材料的摩擦磨损性能有着重要的影响,硬度的增大能在一定程度上提高材料抗犁削的性能,增强其抵抗磨粒磨损的能力^[19]。同时,显微硬度的提高还降低了表层黏性和摩擦幅之间的分子黏附力及剪切作用,增强了材料抗塑性变形和黏着的能力,使得材料的耐磨性得到明显改善^[20-21]。此外,表面纳米化产生的表面强化还能显著提高材料的强度^[22]。材料强度越高,抵抗滑移变形的临界应力就越高,其抗塑性变形的能力越强,所产生的裂纹越少。同时,表面纳米晶层的晶粒和晶界还能有效阻止疲劳裂纹的扩展^[23]。因此在同样的测试条件下,表面纳米化的材料更难发生疲劳磨损。相比于原始试样和 LSP-1 试样,LSP-3 试样表面形成了尺寸更小的纳米晶,其表面硬度更高,耐磨性也更好。综上所述,H62 黄铜经激光冲击后表层晶粒尺寸被细化到纳米量级,发生了表面纳米化,提高了显微硬度,使耐磨性得到了显著的提高,且随着激光冲击层数的增加,H62 黄铜的耐磨性得到了进一步的提升。

5 结 论

为了进一步提高 H62 黄铜的耐磨性,扩大其应用范围,采用 LSP 技术对 H62 黄铜进行表面改性,并研究不同层数激光冲击对 H62 黄铜耐磨性能的影响。研究表明:

1) LSP 处理明显细化了 H62 黄铜表层晶粒,在 H62 黄铜表面形成了纳米结构层,晶粒细化导致了表面显微硬度的提高,表面显微硬度从原始试样的 137.6 HV,提高到单层激光冲击后的 159.5 HV 和三层激光冲击后的 167.6 HV,分别提高了 15.9% 和 21.8%。随着激光冲击层数的增加,H62 黄铜的显微硬度值逐渐增加,但显微硬度增加的幅度减小,同一试样的显微硬度随着距表面深度的增加而逐渐减小。

2) LSP 处理增大了 H62 黄铜的表面平均粗糙度,且表面平均粗糙度随着冲击层数的增加而增大。这主要是因为原始试样经较高粒度的砂纸打磨后,表面质量较高,LSP 处理诱导 H62 黄铜产生了塑性变形,在试样表面形成了大量的凹凸微结构,从而增加了表面粗糙度。多层 LSP 在同一位置引发了多重塑性变形,微凹坑的变形得到了加强,从而导致其表面平均粗糙度更大。

3) LSP 处理提高了 H62 黄铜的耐磨性。与原始试样相比,冲击后试样的摩擦系数和磨损率均减小,三层激光冲击后的摩擦系数和磨损率更小,但减小的幅度略有降低,表明冲击层数对材料耐磨性的提高有

着显著影响,但这种强化效果的变化幅度随着冲击层数的增大而逐渐减小。激光冲击后,H62 黄铜的磨损机制从以剥层磨损为主转变为以磨粒磨损为主。

参 考 文 献

- [1] Qu X B, Chen J M, Zhou H D, *et al.* Current state and development trend of the research on material wear failure and failure prevention[J]. Tribology, 1999, 19(2): 187-192.
屈晓斌, 陈建敏, 周惠娣, 等. 材料的磨损失效及其预防研究现状与发展趋势[J]. 摩擦学学报, 1999, 19(2): 187-192.
- [2] Yang S T, Xing Y M, Lang F C, *et al.* Friction and wear properties of 316L stainless steel after shot peening[J]. Heat Treatment of Metals, 2016, 41(11): 35-39.
杨诗婷, 邢永明, 郎凤超, 等. 喷丸强化 316L 不锈钢表面的摩擦磨损性能[J]. 金属热处理, 2016, 41(11): 35-39.
- [3] Hu T, Wen C S, Sun G Y, *et al.* Wear resistance of NiTi alloy after surface mechanical attrition treatment [J]. Surface and Coatings Technology, 2010, 205(2): 506-510.
- [4] El Aal M I A, El Mahallawy N, Shehata F A, *et al.* Wear properties of ECAP-processed ultrafine grained Al-Cu alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(16/17): 3726-3732.
- [5] Feng Y Y, Ye Y X, Lian Z C, *et al.* Experimental research on effect of surface quality of copper treated by laser shock peening[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2015, 52(10): 101401.
冯亚云, 叶云霞, 连祖焜, 等. 激光冲击强化对铜表面质量影响的实验研究[J]. 激光与光电子学进展, 2015, 52(10): 101401.
- [6] Nie X F, He W F, Zang S L, *et al.* Effect study and application to improve high cycle fatigue resistance of TC11 titanium alloy by laser shock peening with multiple impacts[J]. Surface and Coatings Technology, 2014, 253: 68-75.
- [7] Lu J Z, Qi H, Luo K Y, *et al.* Corrosion behaviour of AISI 304 stainless steel subjected to massive laser shock peening impacts with different pulse energies [J]. Corrosion Science, 2014, 80: 53-59.
- [8] Sánchez-Santana U, Rubio-González C, Gomez-Rosas G, *et al.* Wear and friction of 6061-T6 aluminum alloy treated by laser shock processing[J]. Wear, 2006, 260(7/8): 847-854.
- [9] Lu J Z, Luo K Y, Dai F Z, *et al.* Effects of multiple laser shock processing (LSP) impacts on mechanical properties and wear behaviors of AISI 8620 steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 536: 57-63.
- [10] He H J, Zhang L F, Yang G M, *et al.* Friction and wear properties of AZ31 magnesium alloy by laser shock processing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(9): 0906003.
何焕菊, 张凌峰, 杨根妹, 等. 激光冲击强化 AZ31 镁合金摩擦磨损性能的研究[J]. 中国激光, 2015, 42(9): 0906003.
- [11] Zhong J W, Lu J Z, Luo K Y, *et al.* Tribological behaviors of laser shock processing AISI 8620 steel [J]. Chinese Journal of Lasers, 2012, 39(1): 0103001.
钟俊伟, 鲁金忠, 罗开玉, 等. AISI 8620 合金钢激光冲击强化层摩擦学特性[J]. 中国激光, 2012, 39(1): 0103001.
- [12] Zhang X Q, He G D, Wang S Y, *et al.* Effect of laser shot peening on microstructure and wear resistance of quenched and tempered 40Cr steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2011, 32(5): 138-142.
张兴权, 何广德, 汪世益, 等. 激光喷丸强化对调质 40Cr 钢组织及耐磨性的影响[J]. 材料热处理学报, 2011, 32(5): 138-142.
- [13] Liu B, Luo K Y, Wu L J, *et al.* Effect of laser shock processing on property and microstructure of AM50 magnesium alloy [J]. Acta Optica Sinica, 2016, 36(8): 0814003.
刘波, 罗开玉, 吴刘军, 等. 激光冲击强化对 AM50 镁合金性能和结构的影响[J]. 光学学报, 2016, 36(8): 0814003
- [14] Nie X F, He W F, Zhou L C, *et al.* Experiment investigation of laser shock peening on TC6 titanium alloy to improve high cycle fatigue performance[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 594: 161-167.
- [15] 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.
- [16] Pei X, Ren A G, Gu Y Y, *et al.* Effects of laser shock processing on mechanical properties of AZ91 magnesium alloy [J]. Laser Technology, 2010, 34(4): 552-556.
裴旭, 任爱国, 顾永玉, 等. AZ91 镁合金激光冲击强化力学性能研究[J]. 激光技术, 2010, 34(4): 552-556.
- [17] Wang C, Hu J C, Xu Y J, *et al.* Numerical study of repetitive laser shock peening of oxygen-free high-conductivity copper[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2016, 53(9): 091402.

- 王成, 胡家诚, 许杨剑, 等. 重复多次激光喷丸强化高导无氧铜的数值研究[J]. 激光与光电子学进展, 2016, 53(9): 091402.
- [18] Tao N R, Wang Z B, Tong W P, *et al.* An investigation of surface nanocrystallization mechanism in Fe induced by surface mechanical attrition treatment[J]. *Acta Materialia*, 2002, 50(18): 4603-4616.
- [19] Tian F, Yang H. Experimental study on wear behavior of nano-crystallization surface of 40Cr[J]. *Surface Technology*, 2013, 42(5): 52-54.
田峰, 杨辉. 40Cr钢表面高能喷丸纳米化及其耐磨性能[J]. 表面技术, 2013, 42(5): 52-54.
- [20] Zhong J S, Lu J Z, Luo K Y, *et al.* Influence of laser shock processing on tensile properties and tribological behaviors of AISI 304 stainless steel[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2013, 40(5): 0503002.
钟金杉, 鲁金忠, 罗开玉, 等. 激光冲击对 AISI304 不锈钢拉伸性能和摩擦磨损性能的影响[J]. 中国激光, 2013, 40(5): 0503002.
- [21] Zhuang Q Q, Zhang P L, Li M C, *et al.* Microstructures and wear resistance properties of Ni-Ti-Si coatings on copper alloy surface by laser cladding[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2017, 44(11): 1102002.
庄乔乔, 张培磊, 李明川, 等. 铜合金表面激光熔覆 Ni-Ti-Si 涂层微观组织及耐磨性能[J]. 中国激光, 2017, 44(11): 1102002.
- [22] Lu K, Lu J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 375/376/377: 38-45.
- [23] Wang Z B, Yong X P, Tao N D, *et al.* The improvement of friction and wear properties of low carbon steel by means of surface nanocrystallization [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2001, 37(12): 1251-1255.
王镇波, 雍兴平, 陶乃殚, 等. 表面纳米化对低碳钢摩擦磨损性能的影响[J]. 金属学报, 2001, 37(12): 1251-1255.