

# CL60 车轮材料表面激光离散熔凝的滚动磨损形貌

邢旭辉<sup>1</sup> 李正阳<sup>1</sup> 杨明江<sup>1</sup> 占 剑<sup>1</sup> 林化强<sup>2</sup>

<sup>1</sup>中国科学院力学研究所, 北京 100190

<sup>2</sup>青岛四方机车车辆股份有限公司高速列车系统集成国家工程实验室, 山东 青岛 266111

**摘要** 针对激光离散熔凝后的 CL60 材料磨损后的形貌问题, 使用 MM-P2 摩擦磨损试验机对 Nd:YAG 激光离散熔凝后的圆环试样进行磨损试验, 使用 micro XAM 三维白光干涉表面形貌仪对磨损试验前后的试样表面进行测量。使用金相显微镜和扫描电镜研究磨损试验后的试样金相。结果表明, 经过激光离散熔凝的点硬度高, 在磨损过程中形成凸起; 熔凝点可以有效阻止试样表面塑性变形的积累, 提高材料整体的抗塑性变形能力, 减小试样表面由于塑性变形而产生的层片状剥落, 表现出较高的耐磨性; 不同螺距点距的熔凝点分布可以形成不同的磨损后表面形貌。

**关键词** 激光技术; CL60; 激光离散熔凝; 磨损; 表面形貌

**中图分类号** TN249; TG115.5<sup>+</sup>8

**文献标识码** A

**doi:** 10.3788/CJL201340.0303006

## Rolling Wear Properties of CL60 Steel after Pulsed Nd:YAG Laser Surface Melting

Xing Xuhui<sup>1</sup> Li Zhengyang<sup>1</sup> Yang Mingjiang<sup>1</sup> Zhan Jian<sup>1</sup> Lin Huaqiang<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China

<sup>2</sup>National Engineering Laboratory for High-Speed Train System Integration, CRS SiFang Co., Ltd, Qingdao, Shandong 266111, China

**Abstract** Laser surface melting is carried out using a pulsed Nd:YAG laser on specimens made of CL60 steel, after that the rolling wear properties of specimens are studied using a MM-P2 rolling friction and wear test machine. The surface topography of the specimens before and after the rolling wear test is measured by a micro XAM 3D surface topography instrument. Metallographic examinations of the specimens are taken out after the rolling wear test using metallographic microscope and scanning electron microscope. It turns out that the laser melted spots stand out during the experiments due to its higher hardness. The laser melted spots are not only reducing the plastic deformation themselves, but also hindering the plastic deformation of vicinity base material on the same circle. The laser melted spots can reduce the scraps peeling off from specimens and the rolling wear resistance is improved. Different distributions of laser melted spots can form different surface topographies after wear.

**Key words** laser technique; CL60; pulsed laser surface melting; wear; surface topography

**OCIS codes** 140.3390; 350.3390; 350.3850

## 1 引 言

激光离散熔凝在工业上得到越来越多的应用。激光离散熔凝的方法可以大大加快加工速度且耐磨性和连续激光处理相差不大<sup>[1]</sup>。激光离散熔凝在工件上形成一种性能不均匀的表面, 在磨损过程中会

形成一定分布的表面形貌; 由于这些熔凝点具有一定深度, 表面的形貌可以维持较长时间。这些熔凝点可以改善材料的抗磨损性能, 形成的稳定表面形貌又可以改变材料的摩擦。国内外已经有用脉冲激光对耐热合金<sup>[2,3]</sup>、可锻铸铁<sup>[4]</sup>、硬质合金<sup>[5]</sup>、高速

收稿日期: 2012-09-14; 收到修改稿日期: 2012-11-27

基金项目: 国家科技支撑计划(2009BAG12A01-B10-2)资助课题。

作者简介: 邢旭辉(1983—), 男, 博士研究生, 主要从事激光表面处理方面的研究。E-mail: xingxuhui@gmail.com

导师简介: 杨明江(1944—), 男, 研究员, 博士生导师, 主要从事激光表面处理方面的研究。E-mail: ymj1@imech.ac.cn

钢<sup>[6]</sup>、不锈钢<sup>[7]</sup>、模具钢<sup>[8]</sup>等材料进行表面局部熔凝处理的实验报道。但以往的激光离散熔凝的研究都主要集中在熔凝层的组织变化、性能变化方面,未见有将离散熔凝后的材料作为整体对其磨损后的表面形貌变化进行研究的报道。要研究激光离散熔凝对材料摩擦的影响需要对离散熔凝后的材料在磨损后的表面形貌进行分析。

本文针对 CL60 车轮材料,使用 YAG 激光器在试样表面进行离散熔凝,在 MM-P2 滚动摩擦磨损

表 1 材料成分(质量分数,%)

Table 1 Material composition (mass fraction, %)

Material	C	Si	Mn	S	P
CL60	0.65~0.76	0.15~0.35	1.10~1.40	≤0.03	≤0.03
U71Mn	0.55~0.65	0.17~0.37	0.5~0.8	≤0.03	≤0.03

如图 1 所示,CL60 和 U71Mn 试样尺寸一致,直径为 45.4 mm,接触部分宽度为 5 mm。采用 YAG 激光器,对 CL60 试样进行激光离散熔凝。通过反复试验优化的工艺参数如表 2 所示,采用了如图 2 所示激光波形,高功率密度的激光波形前沿能迅速提高钢铁表面的温度,提高钢铁表面对激光的吸收率,又不至于太高而使试样表面大量汽化或产生等离子体而屏蔽激光能量;后续激光功率降低,可

试验机上对试样进行了试验,并使用 micro XAM 三维白光干涉表面形貌仪对试验前后的试样表面形貌进行检测,研究其磨损行为;对试验后的试样剖面在金相显微镜和扫描电镜下进行观察,分析形成磨损后表面形貌的原因。

## 2 试验材料与方法

CL60 车轮材料和作为对磨试样的 U71Mn 钢轨材料,其化学成分如表 1 所示。

以稳定地给熔池提供能量,保持熔池温度,促进熔池的生长,又不至于使熔池能量积累过多而发生汽化,使熔池从激光获得的能量与通过热传导损失的能量达到平衡<sup>[9]</sup>;脉冲宽度较宽,可以得到足够的熔凝深度。试样表面激光分三种分布处理,矩形分布 a、b 和菱形交叉分布 c,其分布参数如表 3 所示。图 3 中,三种分布的单位面积点数量相同。

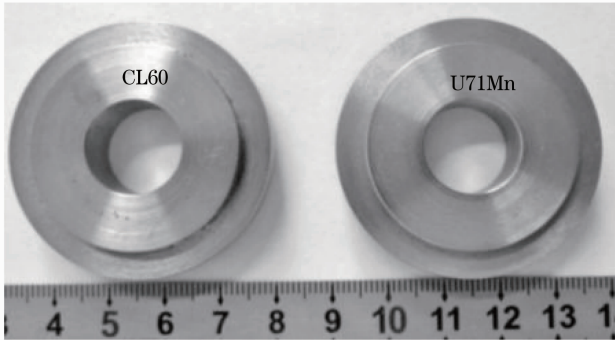


图 1 CL60 和 U71Mn 试样

Fig. 1 Specimens of CL60 and U71Mn

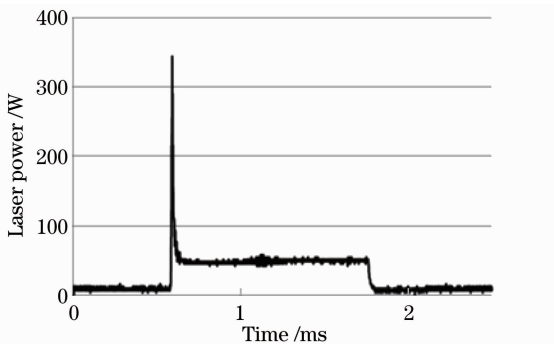
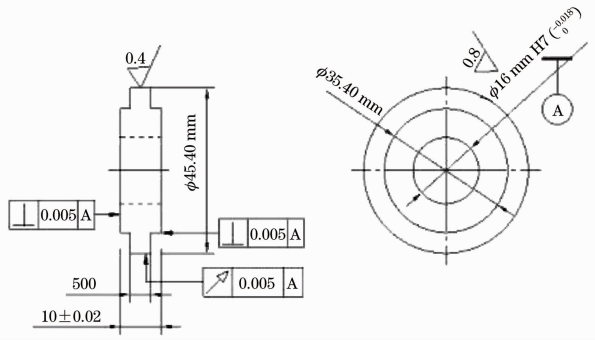


图 2 激光波形

Fig. 2 Waveform of laser

在改造后的 MM-P2 试验机上对处理后 CL60 试样进行磨损试验,U71Mn 钢轨试样作为对磨材料,载荷为 800 N,摩擦系数为 0.2,磨损时间为 2 h,转速为 400 r/min。使用 micro XAM 三维白光干涉表面形貌仪对试验前后的试样表面形貌进行检测,研究其磨损行为;对试验后的试样在金相显微镜和扫描电镜下进行金相分析。

利用数值计算的方法对假想试样上存在凸起的情况分析加载后的接触应力分布。由于试样之间是线接触,认为在接触斑的非边缘区域具有对称性,只取试样上的一个表面形貌重复单元进行计算。接触

斑尺寸相对于试样的曲率半径很小,计算接触应力时可以等效成一个椭球面和一个平面接触。

表 2 激光参数

Table 2 Parameters of laser

Pulse width /ms	Pulse energy /J	Peak power /W	Average power /W	Spot diameter / $\mu\text{m}$	Peak power density /( $\text{W}/\text{cm}^2$ )	Average power density /( $\text{W}/\text{cm}^2$ )
1.2	0.072	348.2	48	120	$3.14 \times 10^6$	$4.34 \times 10^5$

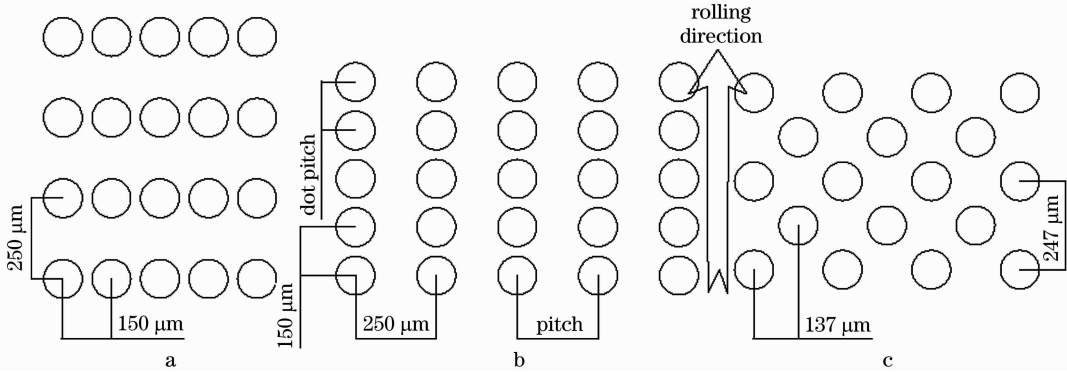


图 3 a、b、c 三种试样分布的示意图

Fig. 3 Schematics of a, b and c specimens distributions

表 3 试样表面激光熔凝点的分布

Table 3 Distributions of laser melted spots on surface of specimens

Distribution	a	b	c
Pitch / $\mu\text{m}$	150	250	137
Dot pitch / $\mu\text{m}$	250	150	274

散熔凝处理的点在滚动方向上互相连接成条纹并明显凸起,条纹间距与螺距相等。激光离散熔凝处理后的表面在磨损中并不仅仅是经过熔凝后的高硬度组织由于耐磨损而凸起,而且凸点会承担主要的载荷以及抗磨损的任务<sup>[10]</sup>,使整个经过强化的圆周环带上的磨损减小。

### 3 实验结果与分析

使用 MH-6 显微硬度计测量基体材料硬度为 331HV,熔凝点硬度为 757HV。使用 micro XAM 三维白光干涉表面形貌仪对磨损试验前后的试样表面进行测量。

#### 3.1 试样表面的磨损特征

激光离散熔凝处理会在试样表面形成经过强化的圆周环带和未经强化的圆周环带交替分布(如图 4 所示)。滚动磨损中,犁沟效应、表面塑性变形都是沿着圆周带方向的,经过强化的圆周带上分布着高硬度的强化点,能更好地抵抗抗磨粒磨损和表面塑性变形,使得经过强化的圆周带磨损小而相对凸起,试样表面出现沿圆周方向的条纹。图 5 是三种分布的激光离散熔凝工艺的试样在磨损试验前后三维照片的对比,试样的滚动方向如图所示。可以看出,当激光离散熔凝点的点距分布较大时[图 5(a)],经过激光离散熔凝处理的点在磨损后形成凸起点,点的一侧有大量的片状堆积物[图 6(a)中的 I 区]。当点距较小时[图 5(b)],经过激光离

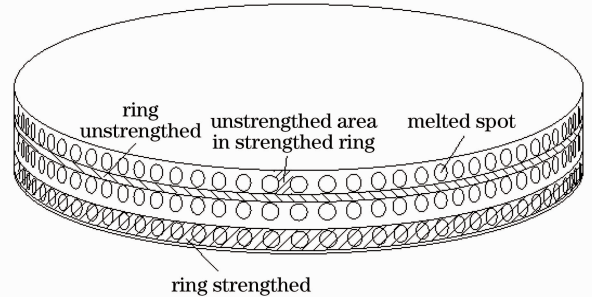


图 4 激光离散熔凝处理后试样的强化和未经强化的圆周环带

Fig. 4 Strengthened and unstrengthened rings on the surface of laser melted specimens

图 5 中试样 a、b、c 的表面形貌参数如表 4 所示。最高凸起与最低的凹陷(忽略毛刺)高度差分别为 7、15.4、3  $\mu\text{m}$ 。说明在相同的熔凝点分布密度下,减小螺距可以降低未经强化的圆周环带的磨损。当激光离散熔凝点的分布螺距较大时,条纹之间形成很深的凹谷,螺距越大,条纹之间的凹陷越深,凹陷处的片状剥落物越明显[图 6(a)、(b)中的 II 区、III 区];当螺距较小时,条纹之间的凹陷深度较小,凹陷处无明显的剥落痕迹。

表 4 试样 a、b、c 的表面形貌参数

Table 4 Surface topography of the specimens a, b and c

Distribution	a	b	c
$R_a$ before wear / $\mu\text{m}$	1.41	2.98	1.58
$R_a$ after wear / $\mu\text{m}$	1.79	3.74	0.59
Pitch / $\mu\text{m}$	150	250	137
Width of stripe / $\mu\text{m}$	150	250	137
Dot pitch / $\mu\text{m}$	250	150	274
Height of stripe / $\mu\text{m}$	7	15.4	3

熔凝点的交错分布可以有效地避免试样上出现

较宽的未经强化的圆周环带,这些环带在摩擦中受到严重的磨损,所以交错分布可以明显地减小磨损。图 5(c)和图 6(c)中的菱形分布处理后的试样在磨损试验后没有观察到表面的片状剥落。图 6(a)、(b)中表面的片状剥落物属于严重磨损过程,塑性变形-裂纹萌生-裂纹扩展-片状剥落<sup>[11~13]</sup>中的最后一步,这些表面剥落的现象在很多磨损行为中被观察到<sup>[14~16]</sup>,阻止或减轻表面剥落过程可以有效地降低磨损。

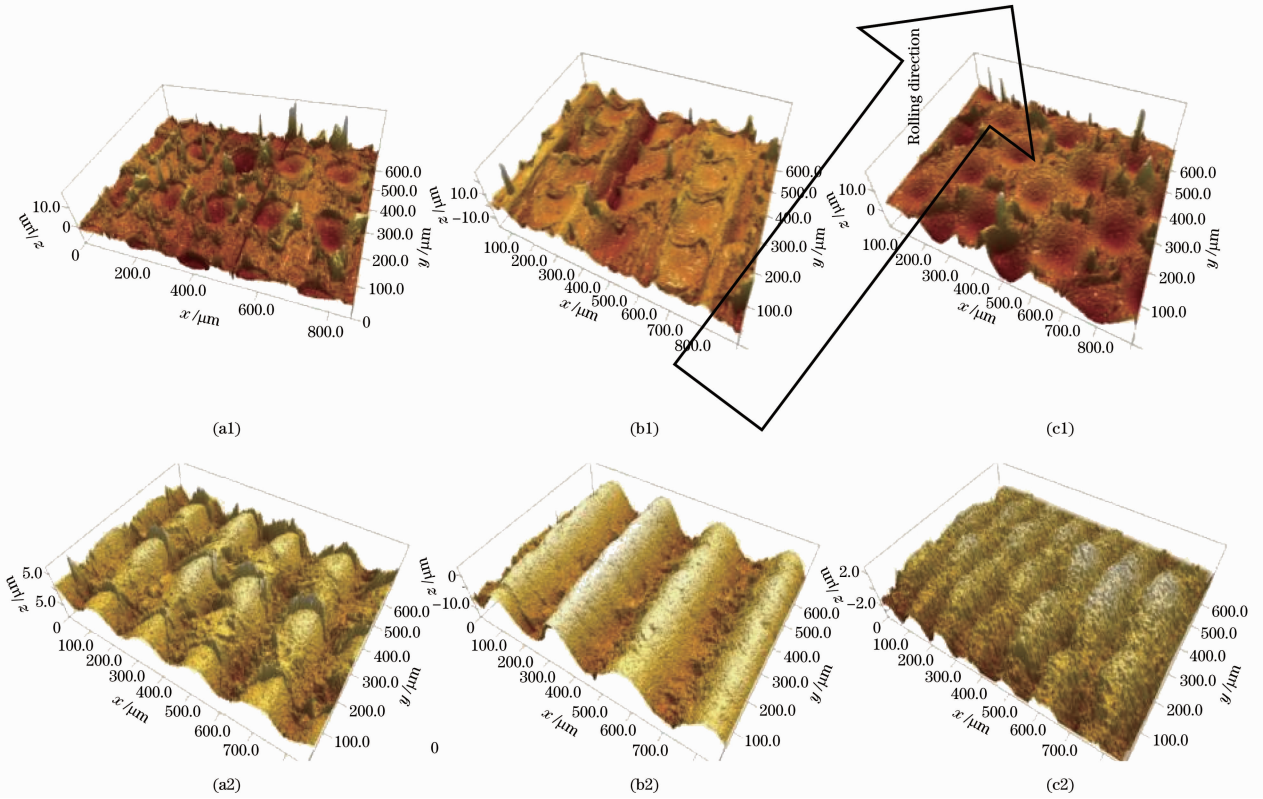


图 5 试样 a、b、c 的磨损试验前[(a1),(b1),(c1)]和后[(a2),(b2),(c2)]三维照片

Fig. 5 3D photos of specimens a, b and c before [(a1),(b1),(c1)] and after [(a2),(b2),(c2)] wear experiments

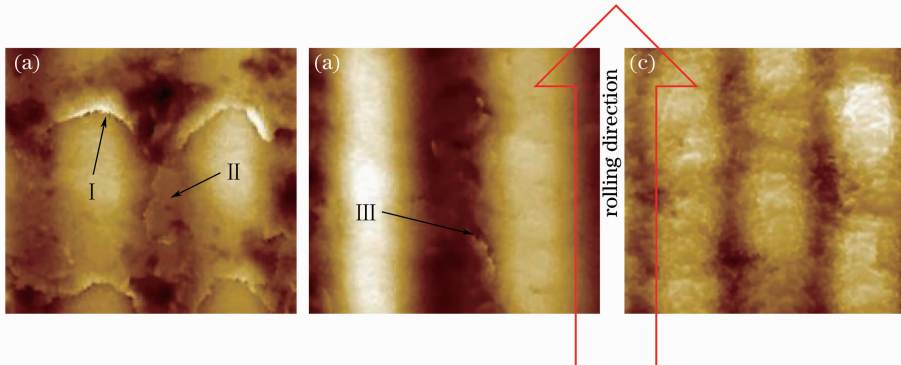


图 6 试样 a (a)、b (b)、c (c) 的磨损实验后二维照片

Fig. 6 2D photos of specimens (a) a,(b) b and (c) c after wear experiments

对试样表面激光离散熔凝点的分布和磨合后产生的条纹高度与宽度之间的关系进行进一步研究。可以明显看出条纹宽度总是和激光离散熔凝分布的螺距相等(如表 4 所示)。使用激光离散熔凝处理一

批试样,其表面熔凝点为矩形分布,分成两组,第一组固定螺距改变点距,第二组固定点距改变螺距。对这些试样磨合后测量其条纹高度,结果如表 5 所示。

表 5 螺距、点距与条纹高度的关系

Table 5 Relationship among pitch, dot pitch and height of stripe

Pitch / $\mu\text{m}$	200	200	200	200	200	200	200
Dot pitch / $\mu\text{m}$	125	150	175	200	225	250	275
Height of stripe / $\mu\text{m}$	13.1	13	12.2	12.1	10.3	9.2	6.7
Pitch / $\mu\text{m}$	125	150	175	200	225	250	275
Dot pitch / $\mu\text{m}$	200	200	200	200	200	200	200
Height of stripe / $\mu\text{m}$	7.2	9	11.5	12.1	12.8	13.2	13.3

图 7 是根据表 5 中的数据得到的曲线,曲线分别表示固定螺距时条纹高度随着点距的变化,以及固定点距时条纹高度随着螺距的变化。

大到 225  $\mu\text{m}$  以上时,未经强化的圆周环带已足够宽,未强化环带中心附近受到两侧强化环带的保护已经较微弱,继续增加未强化环带的宽度影响不再显著,所以当螺距增大到 225  $\mu\text{m}$  以上时,条纹高度随着螺距的变化减慢。

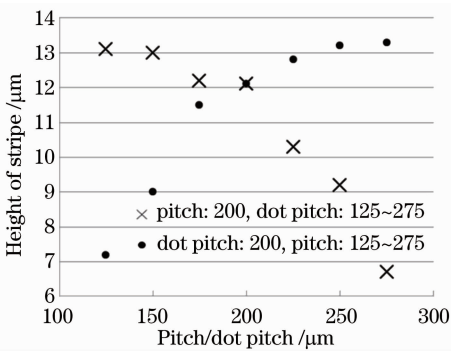


图 7 螺距、点距与条纹高度的关系

Fig. 7 Relationship among pitch, dot pitch and stripe height

从图 7 可以看出,当螺距固定时条纹高度随着点距的减小而增大,当点距减小到 200  $\mu\text{m}$  以下时,条纹高度随着点距的变化减慢。分析其原因是由于随着点距的减小,试样上被强化的圆周上熔凝点所占的比例越来越大,具有熔凝点的圆周抗塑性变形耐磨损能力越来越强;当点距小于 200  $\mu\text{m}$  时,熔凝点之间距离很近(熔凝点的直径在 150  $\mu\text{m}$  左右),此时试样上被强化的圆周抗塑性变形耐磨损能力已经足够强,继续减小直至熔凝点发生搭接,抗塑性变形耐磨损能力没有显著增强,所以当点距减小到 200  $\mu\text{m}$  以下时,条纹高度随着点距的变化减慢。

当点距固定时条纹高度随着螺距的增大而增大,当螺距增大到 225  $\mu\text{m}$  以上时,条纹高度随着螺距的变化减慢。分析其原因是当强化后的环带在磨损中凸起之后承担了更多的应力,对相邻未强化环带起到了保护作用;随着螺距的增大试样上未经强化的圆周环带变宽,环带中远离两侧强化环带的地方受到的保护较小,所以随着螺距的增大未强化环带的磨损深度增加,等效于条纹高度增加;当螺距增

### 3.2 试样表面的接触应力分布

从试样表面的接触应力分布来分析观察到的现象,对如图 8(a)所示的表面形貌的试样加载后的接触应力进行数值计算。分别计算了矩形分布螺距 150、250  $\mu\text{m}$ 、点距 250、150  $\mu\text{m}$ ,菱形分布螺距 137  $\mu\text{m}$ 、点距 274  $\mu\text{m}$ ,凸点直径 150  $\mu\text{m}$ ,凸点高度 1.2  $\mu\text{m}$  的几种表面的试样在加载 800 N 的情况下表面接触应力的分布,得到的应力分布如图 8(b)所示。这些凸点在试样表面的分布密度相同,面积占有率都是 47%。数值计算取试样表面的一个重复单元划分网格,根据接触区域的变形协调,采用牛顿法进行收敛,试样表面形变根据弹性半空间物体在法向集中力作用下的表面位移计算方法<sup>[17]</sup>将面力离散化,每个网格受力后的位移可表示为

$$d(x, y) = \frac{2s}{\pi E'} \sum_{x'=1}^{x_0} \sum_{y'=1}^{y_0} \frac{P(x', y')}{\sqrt{(x-x')^2 + (y-y')^2}}, \quad (1)$$

式中  $P$  为压强,  $E'$  为试样的等效弹性模量,表示为  $E' = \frac{0.5E}{1+\nu}$ ,  $E$  为试样的弹性模量,  $\nu$  为泊松比,  $s$  为单位网格面积,  $x_0$ 、 $y_0$  为  $x$ 、 $y$  方向网格数。

虽然具有凸点的地方应力要高于基体,但是由于熔凝点的高硬度,并没有被磨平,这一点从前文的实验中得到了证实(图 5、图 6)。

从计算结果可以看到,当螺距较小而点距较大时,沿试样滚动方向相邻凸点的凹陷处[图 8(a1)中 A 点]应力较大;当螺距较大而点距较小时,沿试样

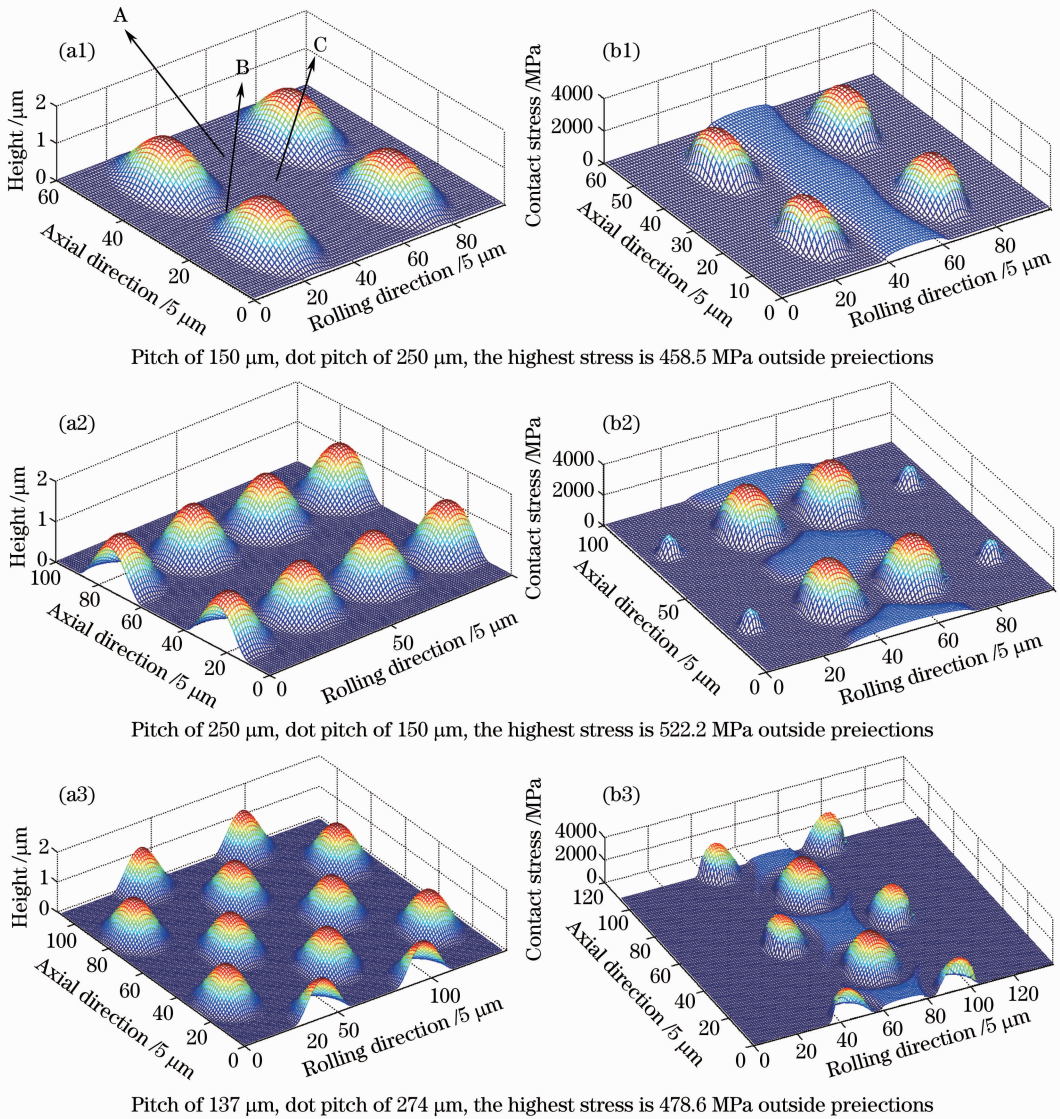


图 8 表面凸点形貌(a1)~(a3)与表面应力分布(b1)~(b3)

Fig. 8 Surface topography (a1)~(a3) and contact stress distribution (b1)~(b3)

轴线方向相邻凸点的凹陷处[图 8(a1)中 B 点]应力较大;而凸点外最大应力都出现在相邻四点的中间[图 8(a1)中 C 点]。相同条件的材料,接触应力较大的地方磨损也较严重。计算得到的结果解释了图 5 中试样 a 和 b 磨损后形貌的差别,螺距大点距小则 A 处磨损较轻微,试样表面容易形成条纹;螺距小点距大则 B 处磨损较轻微,试样表面容易形成独立的凸点。

上述计算结果还未能完全解释图 6 中的现象,图 6 中可以观察到无论点距螺距怎么变化,试样表面都有条纹产生,在没有熔凝点分布的试样表面圆周总是磨损严重形成凹槽。为了进一步分析其原因,分别观察无熔凝点和有熔凝点试样在磨损后的断口金相。

### 3.3 试样磨损后的表面塑性变形特点

图 9(a)是无激光作用车轮试样沿滚动方向的断面,表面形成的剪切塑性变形区是连续的。图 9(b)是激光离散熔凝区未磨完时车轮试样的沿滚动方向断面,从图中可见,塑性变形区被激光熔凝区分隔开,激光熔凝区无明显塑性变形,在靠近左侧激光熔凝区处,无明显塑性变形,说明剪切力在遇到高硬度的激光熔凝区时,激光熔凝区不易发生塑性变形<sup>[17]</sup>,而且可以阻碍附近基体组织塑性变形的累积<sup>[14]</sup>。这就解释了图 6(c)中没有观察到片状物的原因,由于试样表面被熔凝点分割,不存在大片的连续基体组织,试样表面的塑形变形都在小范围内被熔凝点阻止,塑性变形的积累被打断,没有发展到片状剥落的程度。

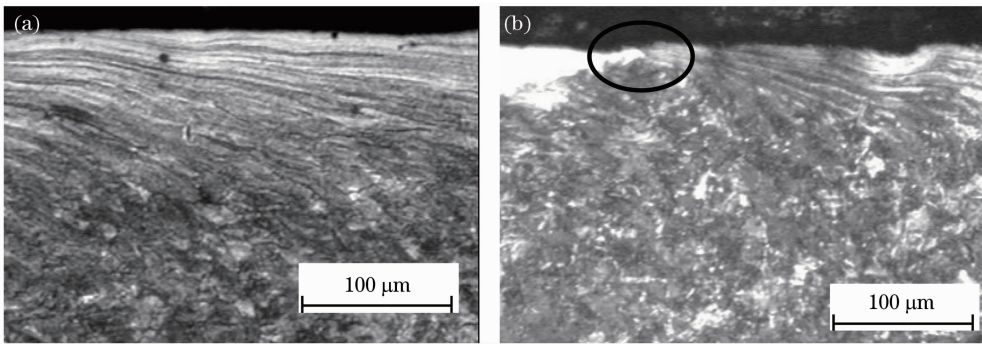


图 9 (a)无激光作用及(b)激光离散熔凝 CL60 试样磨损试验后沿滚动方向断面

Fig. 9 Rolling direction section photomicrograph of CL60 specimens (a) without and (b) with laser melting after wear

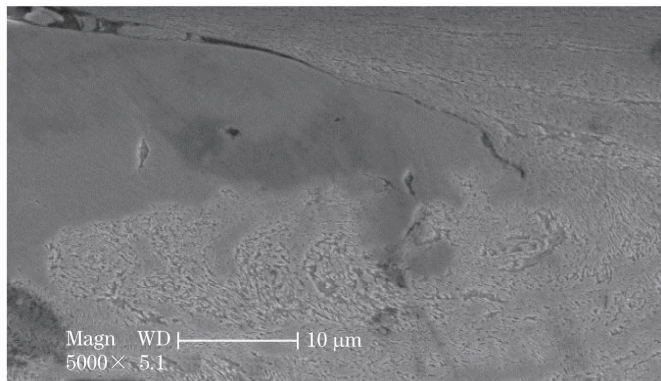


图 10 激光离散熔凝 CL60 试样表面磨损试验后沿滚动方向流线型塑性变形

Fig. 10 Plastic flow along the rolling direction after wear experiments in laser melted CL60 specimens

图 10 是扫描电镜下的图 9(b)中左侧椭圆区域中心不同组织交界处的图像,可以观察到基体表面的塑性变形在熔凝点处被阻挡而堆积到熔凝点表面,这些片状堆积物就是图 6(a) I 区中观察到的熔凝点一侧的片状堆积物,这些堆积物是由于基体的塑性变形被熔凝点阻碍而堆积到熔凝点之上形成的,比片状剥落物更大更厚;在熔凝点边缘附近形成漩涡状的流线,而熔凝点内部没有这种流线,说明熔凝点本身抗塑性变形的能力高于基体。

能力,大大减小试样表面由于塑性变形而产生的层片状剥落,从而表现出较高的耐磨性。

4) 在相同的熔凝点密度情况下,熔凝点分布状况对磨损后的形貌有重要影响。当熔凝点菱形排列时,比矩形排列磨损后表面的起伏小,表面形貌更为均匀。

5) 激光离散熔凝后的试样在磨合后会在表面形成条纹,条纹的宽度和熔凝点分布的螺距相等,高度随着螺距的增加和点距的减小而增大。

## 4 结 论

1) 激光离散熔凝的熔凝点本身具有比基体高很多的硬度,基体硬度 331HV,熔凝点硬度 757HV。高硬度的熔凝组织具有很高的抗塑性变形能力,在磨损过程中表现出极高的耐磨性,会渐渐凸起。

2) 由于激光离散熔凝点的支撑作用,熔凝点周围的基体受到的接触应力小于其他区域,磨损也随之减慢。

3) 激光离散熔凝的熔凝点将材料表面的基体组织分割成不连续的小区域时,可以有效阻止试样表面塑性变形的积累,提高材料整体的抗塑性变形

## 参 考 文 献

- 1 L. Xue, M. U. Islam, G. McGregor. Dot matrix hardening of steels using a fiber optic coupled pulsed Nd: YAG laser[J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 1999, **14**(1): 53~65
- 2 B. S. Yilbas, M. Khaled, M. A. Gondal *et al.*. Nano-second pulse laser treatment of Incoloy 800HT alloy-corrosion properties [J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 1999, **32**(2): 157~172
- 3 Zhong Rutao, Xiong Zheng. Research on continuous/pulse laser cladding superalloy K403[J]. *Chinese J. Lasers*, 2010, **37**(3): 852~857  
钟如涛,熊征.连续/脉冲 CO<sub>2</sub> 激光熔覆高温合金 K403[J]. *中国激光*, 2010, **37**(3): 852~857
- 4 S. P. Gadag, M. N. Srinivasan. Dry sliding wear and friction: laser-treated ductile iron[J]. *Wear*, 1994, **173**(1-2): 21~29
- 5 S. I. Yares'ko. The influence of the composition of cobalt phase of hard alloys on tool wear upon laser hardening[J]. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2009, **50**(5): 556~562

- 6 J. KUSIŃSKI. Microstructure, chemical composition and properties of the surface layer of M2 steel after laser melting under different conditions[J]. *Applied Surface Science*, 1995, **86**(1-4): 317~322
- 7 U. Kamachi Mudali, M. G. Pujar, R. K. Dayal. Effects of laser surface melting on the pitting resistance of sensitized nitrogen-bearing type 316 L stainless steel [J]. *Materials Engineering and Performance*, 1996, **5**(1): 124~128
- 8 Huang Kaijin, Lin Xin, Xie Changsheng. Study of thin plate 012Al die steel during pulsed Nd:YAG laser melting[J]. *China Mechanical Engineering*, 2006, **17**(S1): 327~330  
黄开金, 林 鑫, 谢长生. 薄板 012Al 模具钢脉冲 Nd:YAG 激光熔凝的研究[J]. *中国机械工程*, 2006, **17**(S1): 327~330
- 9 Zhan Jian, Yang Mingjiang, Wang Hongcai. Effect of YAG laser pulse waveform to laser etching crater morphology on cylinder wall[J]. *Chinese J. Lasers*, 2011, **38**(6): 0603032  
占 剑, 杨明江, 王红才. 脉冲 YAG 激光波形对缸套内壁激光刻蚀微坑形貌的影响[J]. *中国激光*, 2011, **38**(6): 0603032
- 10 Li Meiyang, Wang Yong, Han Bin *et al.*. High-temperature wear property of high chrome steel by laser surface melting[J]. *Chinese J. Lasers*, 2010, **37**(1): 302~306  
李美艳, 王 勇, 韩 彬 等. 激光熔凝处理高铬钢的高温磨损性能[J]. *中国激光*, 2010, **37**(1): 302~306
- 11 Shen Lian, Li Chenglao. Effect of laser melting processing on the microstructure and wear resistance of gray cast iron[J]. *Wear*, 1991, **147**(1): 195~206
- 12 Peter J. Blau. Mechanisms for transitional friction and wear behavior of sliding metals[J]. *Wear*, 1981, **72**(1): 55~66
- 13 Wang Aiqin, Xie Jingpei, Wang Wenyan *et al.*. Effect of induction hardening on rolling wear properties of 45 steel[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2007, **28**(1): 127~129  
王爱琴, 谢敬佩, 王文焱 等. 表面感应淬火对 45 钢滚动磨损特性的影响[J]. *材料热处理学报*, 2007, **28**(1): 127~129
- 14 R. Colaco, R. Vilar. On the influence of retained austenite in the abrasive wear behaviour of a laser surface melted tool steel[J]. *Wear*, 2005, **258**(1-4): 225~231
- 15 Zhang Qingmao, Liu Wenjin. Investigation on microstructures and tribological characteristic of laser remelting layers[J]. *High Power Laser and Particle Beams*, 2006, **18**(3): 389~392  
张庆茂, 刘文今. 激光熔凝层组织与摩擦学特性的研究[J]. *强激光与粒子束*, 2006, **18**(3): 389~392
- 16 Sun Hao, Ling Gang, Li Hongwen *et al.*. Influence of scanning interval on microstructure and abrasive wear resistance of 45 steel by laser melting [J]. *Transactions of the Chinese Society of Agricultural Engineering*, 2011, **27**(2): 156~160  
孙 浩, 凌 刚, 李洪文 等. 扫描间距对 45 钢激光熔凝强化组织性能的影响[J]. *农业工程学报*, 2011, **27**(2): 156~160
- 17 K. L. Johnson. Contact Mechanics [M]. Xu Bingye, Luo Xuefu, Liu Beisheng. Transl.. Beijing: Higher Education Press, 1992. 56~59  
K. L. Johnson. 接触力学[M]. 徐秉业, 罗学富, 刘倍声, 译. 北京: 高等教育出版社, 1992. 56~59

栏目编辑: 宋梅梅