

基于激光复合再制造技术的 H13 钢粉末修复 45 钢的组织演变及耐磨性增强

罗子祺¹, 王长雨¹, 王钊¹, 林福兵¹, 鲁金忠^{1*}, 罗开玉^{1,2**}

¹江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013;

²重庆大学机械传动国家重点实验室, 重庆 400044

摘要 激光定向能量沉积(LDED)是受损大型关键构件几何特征修复和性能强化的典型修复技术,但其目前仍面临残余应力、孔洞和裂纹等问题。激光冲击强化(LSP)为解决以上问题提供了新思路。笔者以 H13 钢粉作为待沉积粉末,采用 LDED 技术对受损的 45 钢基体进行修复;然后利用 LSP 后处理强化 LDED 修复层,以解决传统 LDED 修复材料的质量问题。结果表明:随着 LDED 激光功率增大,H13 钢修复层的晶粒逐渐细化,渗碳体溶解,耐磨性提升;LSP 后处理会使修复层近表层的晶粒明显细化,显著降低 LDED 修复试样的摩擦因数,进一步提升其耐磨性。最后,笔者系统揭示了 LDED+LSP 激光复合再制造工艺诱导的微观组织演化(晶粒细化和渗碳体溶解)及其增强修复层耐磨性的机制。

关键词 激光技术; 激光定向能量沉积; 激光冲击强化; 激光复合再制造; 微观组织; 耐磨性

中图分类号 TN249

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL231187

1 引言

45 钢具有良好的塑性、延展性和优异的力学性能^[1-2],在汽车制造业中应用广泛,通常被用于制造销、螺栓、连杆、齿轮和轴等^[3-6]。但是,45 钢表面会因频繁的摩擦而损坏,导致运动过程中与其接触的部件性能下降,特别是在碎石起伏路面、满负荷运转、频繁换挡等运动环境中,腐蚀和磨损造成的损坏会促进裂纹扩展,甚至导致部件断裂,增大了发生不可预测的灾难性事故的风险^[7-9]。如果直接将受损部件更换为新部件,则不但成本将大幅增加,还造成了材料浪费。部分再制造工艺是使受损部件重新投入使用的一种有效方法,能够最大限度地提高材料的使用价值^[10-11]。

激光增材制造被认为是最有前途的再制造技术,可重建零件的几何特征并恢复其力学性能。激光增材制造包括激光定向能量沉积(LDED)和激光粉末床熔融(LPBF)这两种典型技术,其特点分别是同步送粉和同步粉末床熔融。LDED 具有灵活性高、效率高和成本低等明显优势,被认为是实现损坏部件快速再制造的首选方法;但它也面临着一些与材料特性相关的问题^[12-14],如:由于温度梯度大和凝固速率快,激光修

复区域会产生拉伸残余应力和多孔组织^[15-16];局部位置极易出现应力集中,大应力会导致变形和裂纹形成^[17-18],从而降低疲劳寿命^[19]。

近年来,研究人员开始采用金属增材制造强化方法来弥补激光增材制造零件的缺陷,这已成为一种主流趋势。早期的研究主要集中在工艺优化和热处理方面,主要目的是改善组织和获得理想性能,但这些措施并不能完全消除成形缺陷^[20-21]。后来出现的较为有发展前途的措施是表面严重塑性变形(SPD),如喷丸强化(SP)^[22]、表面机械研磨(SMAT)^[23-24]、超声波纳米晶表面改性^[25]或超声波冲击处理(UIT)^[26-27]。通常,当相对较硬的钢受到一定冲击时,其表面会发生严重塑性变形,形成具有纳米结构的晶粒细化层,这层细化层可以显著提高表面的相关性能(硬度和耐磨性),从而延长钢的使用寿命^[23-27]。研究人员提出了一种激光定向能量沉积-喷丸复合的制造工艺,该工艺可以有效改善成形材料的力学性能和微观结构^[28],但钢丸冲击会引入新的杂质。Donoghue 等^[29]对 LDED 成形材料进行了超声波冲击处理,结果显示:超声波冲击处理后,粗大的柱状晶破碎,晶粒得以细化。但是,作为一种刚性强化技术,超声波冲击处理会导致材料表面不平整,进而导致其受到不均匀的

收稿日期: 2023-09-11; 修回日期: 2023-10-07; 录用日期: 2023-10-13; 网络首发日期: 2023-10-25

基金项目: 国家重点研发计划(2022YFB4600504)、机械传动国家重点实验室开放基金(SKLMT-KFKT-202103)、江苏省科技计划项目(BE2022069-4)

通信作者: *blueesky2005@163.com; **kyluo@ujs.edu.cn

冲击力。

激光冲击强化 (LSP) 具有高压 (GPa)、高能 (GW)、超快脉冲宽度 (ns) 和超高应变速率 ($>10^6 \text{ s}^{-1}$) 等特点^[30-34]。研究表明, LSP 对激光直接成形零件的微观结构变化、缺陷闭合和良好残余应力场的产生都有很大帮助^[35-38], 而且还能通过表面硬化提高硬度, 从而改善零件的耐磨性和摩擦性能^[39]。不少学者对 LSP 的复合工艺进行了探讨, 如: 罗开玉等^[40] 讨论了 LSP 对激光熔化试样 4 个不同区域显微硬度、残余应力和显微组织的影响, 证明了 LSP 是消除不良影响的有效方法; 罗四海等^[10] 将激光增材制造 (LAM) 与 LSP 工艺结合起来应用于钛合金材料, 发现 LSP 处理后拉应力转变为压应力, 疲劳强度显著提高; 童照鹏等^[41] 先利用 LDED 制备强度高、延展性大且具有协同效应的 CrMnFeCoNi 高熵合金, 接着对其进行退火与 LSP 后处理, 结果发现退火+LSP 后处理试样表层形成的残余压应力幅值高于原始试样, 且压应力层较深; 卢海飞等^[11] 将 LSP 与 LDED 结合起来, 创新性地提出了 LDED 层间 LSP 工艺, 并采用该工艺实现了激光混合再制造; 李楠等^[42] 研究了多次 LSP 对线基 LDED 17-4PH 不锈钢微观组织演变和耐磨性的影响, 并认为合金经三次 LSP 冲击后显微硬度和耐磨性显著提高是晶粒细化和位错强化共同作用的结果。所查资料显示, 激光复合制造工艺通常被应用于航空航天领域钛合金材料的制造和成形, 很少被应用于材料损伤后的修复。此外, 笔者在探索过程中发现, 激光功率对修复后零件的成形质量有很大影响, 同时与 LSP 后处理对材料性能的提升也有密切关系。

笔者将 LDED 和 LSP 结合起来, 发挥其各自的优势, 对受损的 45 钢进行再制造; 接着研究了不同工艺参数下 LDED 和 LDED+LSP 试样的残余应力分布、显微组织和耐磨性, 观察了表面的磨损形貌, 并探讨了不同再制造试样可能的磨损机理。LSP 处理可在再制造零件表面引入塑性变形, 从而通过控制微观结构来显著改善材料的性能, 并极大地提高材料的耐磨性。最后, 笔者阐述了激光复合再制造过程中的微观结构演变以及磨损性能增强的主导机理。

2 实验方法

2.1 材料和激光复合再制造工艺

本次实验以 45 钢为研究对象, 其化学成分如表 1 所示。在实验之前, 材料都经过了热处理, 以提高其表面强度以及内部的韧性。具体的热处理过程如下: 先将 45 钢放入热处理设备中, 以恒定的升温速率升至 800~840 °C, 保温 3~4 h, 然后将其置于 20~40 °C 环境中缓慢冷却, 最后进行回火处理。

激光复合再制造工艺由图 1 所示的 LDED 和

表 1 45 钢基体的化学成分

Table 1 Chemical composition of 45 steel matrix

Element	Mass fraction / %
C	0.42-0.50
Cr	0.22-0.28
Si	0.17-0.37
Mn	0.5-0.8
S	≤ 0.035
P	≤ 0.035
Fe	Bal.

LSP 设备实现。LDED 系统如图 1(a) 所示, 包括一台 LDF 6000-60 光纤激光器 (最大激光功率为 6 kW, 激光波长范围为 900~1080 nm)、一台 OTS-5 激光熔化头 (最大适用功率为 20 kW, 适用波长为 900~1100 nm)、一台带两轴分度旋转台的六轴机械手和一台双筒粉末进料器。根据初步实验结果, 选定的 LDED 工艺参数如下: 激光功率分别为 1200、1500、1800 W, 激光光斑直径为 3 mm, 光斑重叠率为 50%^[11], 扫描速度为 10 mm/s, 送粉速度为 10 r/min。实验采用 H13 工具钢粉末作为激光沉积粉末^[43], 表 2 列出了其化学成分。

使用图 1(b) 所示的 LSPT Procudo 200 表面强化设备进行 LSP 实验, 主要参数如下: 脉冲激光冲击波长为 1000 nm, 脉冲能量为 5 J, 冲击频率为 2 Hz, 功率密度为 7.6 GW/cm², 光斑直径为 3 mm, 光斑搭接率为 50%。进行 LSP 实验前, 将沉积层表面机械研磨至光滑, 并在待冲击试样表面涂上 0.1 mm 厚的黑色胶带 (作为吸收保护层), 然后用 1 mm 厚的流动水层作为约束层。进行 LDED 和 LSP 实验的示意图如图 1(c)~(d) 所示。采用线切割在 45 钢基板上加工出斜槽, 梯形斜槽的具体尺寸如图 1(c) 所示, 倾斜角度为 70°, 上表面宽度为 12 mm, 槽内最大深度为 2 mm。先用 LDED 在基体表面制备 2 mm 厚的沉积层, 然后对沉积层进行研磨, 得到光滑表面, 再进行 LSP 处理, 最后用超声波清洗试样。

2.2 表层残余应力测量

根据国标 JB/T 9394—2011《无损检测仪器 X 射线应力测定仪技术条件》, 采用 μ -X360 残余应力测量系统对试样表层的残余应力进行测量。

2.3 微观结构表征方法

利用多功能高分辨 X 射线衍射仪 (XRD) 对试样的物相进行分析, 详细的检测参数如下: 最大功率为 9 kW, 扫描速率为 5 (°)/min, 角度扫描范围为 20°~90°。采用蔡司 Gemini 300 热场发射电镜对距表层不同深度处的微观结构进行观测, 并进行背向散射电子衍射 (EBSD) 测试。具体的 EBSD 实验参数如下: 电压为 4 kV, 角度为 3°, 时间为 2 h; 原位拉伸台选用

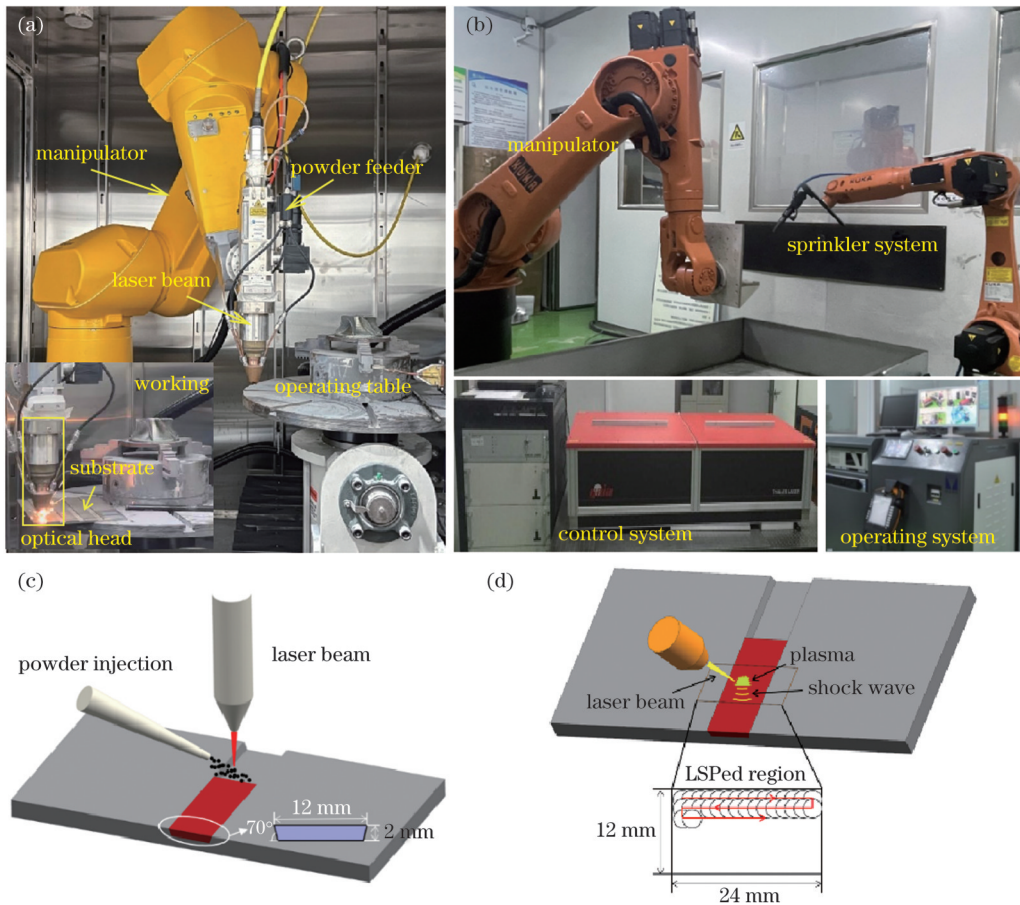


图 1 激光复合再制造工艺图。(a)LDED 设备;(b)LSP 设备;(c)LDED 示意图;(d)LSP 示意图
 Fig. 1 Diagrams of laser composite remanufacturing process. (a) Photo of LDED equipment; (b) photo of LSP equipment; (c) schematic diagram of LDED; (d) schematic diagram of LSP

表 2 H13 工具钢粉末的化学成分

Table 2 Chemical composition of H13 tool steel powder

Element	Mass fraction / %
C	0.32-0.45
Cr	4.75-5.5
Si	0.8-1.2
Mn	0.2-0.5
V	0.8-1.2
Mo	1.10-1.75
Fe	Bal.

DEBEN 2KN EBSD RT Tensile Tester 设备, 拉伸速度为 0.033 mm/min。采用分析软件 Channel 5 对实验数据进行分析。采用配备有能谱仪 (EDS) 的 FEI Tecnai G2 F20 透射电镜 (TEM) 对距试样表面不同深度处的微观组织进行观测, 利用 EDS 面扫模式对元素分布进行表征。采用聚焦离子束 (FIB) 制备 TEM 试样: 1) 用 2 kV/3.2 nA 电子束沉积保护层, 然后将离子束倾转 52°, 在 30 kV/0.3 nA 条件下沉积保护层; 2) 在 30 kV/30 nA 条件下, 在沉积层两侧挖槽 (粗切), 接着

在 30 kV/7 nA 条件下对沉积层两侧进行精切, 倾转 0° 后进行 U 切割; 3) 用机械手将试样提出后放置在铜网上, 对其进行减薄, 通过倾转 ±2° 对上下面分别进行减薄, 最终获得表面几何尺寸为 4 μm × 4 μm、厚度约为 70 nm 的 FIB 切片。

2.4 摩擦磨损测试

基于 ASTM 标准 G99-95, 在 HT-1000 球形圆盘高温摩擦计上进行干滑动摩擦磨损测试。GCr15 钢球作为轴承套圈滑动的常用滚子, 在工程应用中得到了广泛应用。因此, 将待磨损试样固定在直径为 20 mm 且经过淬火和回火处理过的圆盘中央, 旋转圆盘, 使试样与固定的 GCr15 钢球发生滑动摩擦。在 18.5 N 的恒定载荷条件下, 圆盘的滑动速度设计为 0.2 m/s。在干滑动摩擦磨损实验过程中, 自动记录 40 min 干滑动摩擦过程中不同试样的摩擦因数, 得到摩擦因数曲线。

摩擦磨损测试结束后, 将试样放入乙醇溶液中进行超声波清洗, 随后使用 JSM-7800F 电镜 (SEM, 配备有能量散射 X 射线光谱仪) 测定磨损表面的形貌和组织的化学成分, 同时使用 KEYENCE VK-X1000 激光共聚焦显微镜研究磨损表面的形貌并测量了磨痕深度和宽度。

3 实验结果

3.1 表面形貌分析

激光沉积实验结束后,对修复层的表面进行观察,可以看到修复层表面出现了孔洞(孔洞的大小和数量是评价修复质量的重要因素)。图 2(a)展示的是 1200 W 激光功率下的修复试样,其表面存在大孔洞和小孔洞,小孔洞密集分布在修复层与基体接触的区域。随着激光功率从 1200 W 逐渐增大到 1800 W,单位时间内激光束输入的热量大幅增加,粉末和基板吸收大量的热量使粉末充分熔化,修复区域的成形质量不断提高,大孔洞几乎消失不见,接触区域周围的小孔洞也大幅减少,如图 2(a)~(c)所示。观察截面可以发现:经 LDED 修复后,试样的几何尺寸发生了微小变化;同时,由于试样厚度的限制,材料出现了轻微向内凹陷的现象。

LSP 前,试样表面平整;LSP 后,试样表面变得粗糙,强化区域的表面凹凸不平,这是重叠的激光束与试样表面相互作用产生的,也是 LSP 后材料表面的典型特征。从图 2 中可以明显看出:LDED-1200 W+LSP 试样表面的凹凸情况最严重,高度差为 $7.352\ \mu\text{m}$; LDED-1500 W+LSP 试样表面较为平整,高度差为 $5.418\ \mu\text{m}$; LDED-1800 W+LSP 试样表面最平整,高度差为 $4.427\ \mu\text{m}$ 。高度差随着激光功率增大而逐渐减小,这可能是由表面孔洞逐渐减少造成的。虽然试样的表面粗糙度因 LSP 处理而发生了改变,但 LSP 处理所带来的粗糙度变化仅在微米级别,对其正常使用几乎无影响^[44]。对比 LSP 前后的试样可以发现,虽然大孔洞仍然存在,但小孔洞明显减少。如图 2(c)所示,在三种试样中,LDED-1800 W+LSP 试样展现出了最好的修复状态。

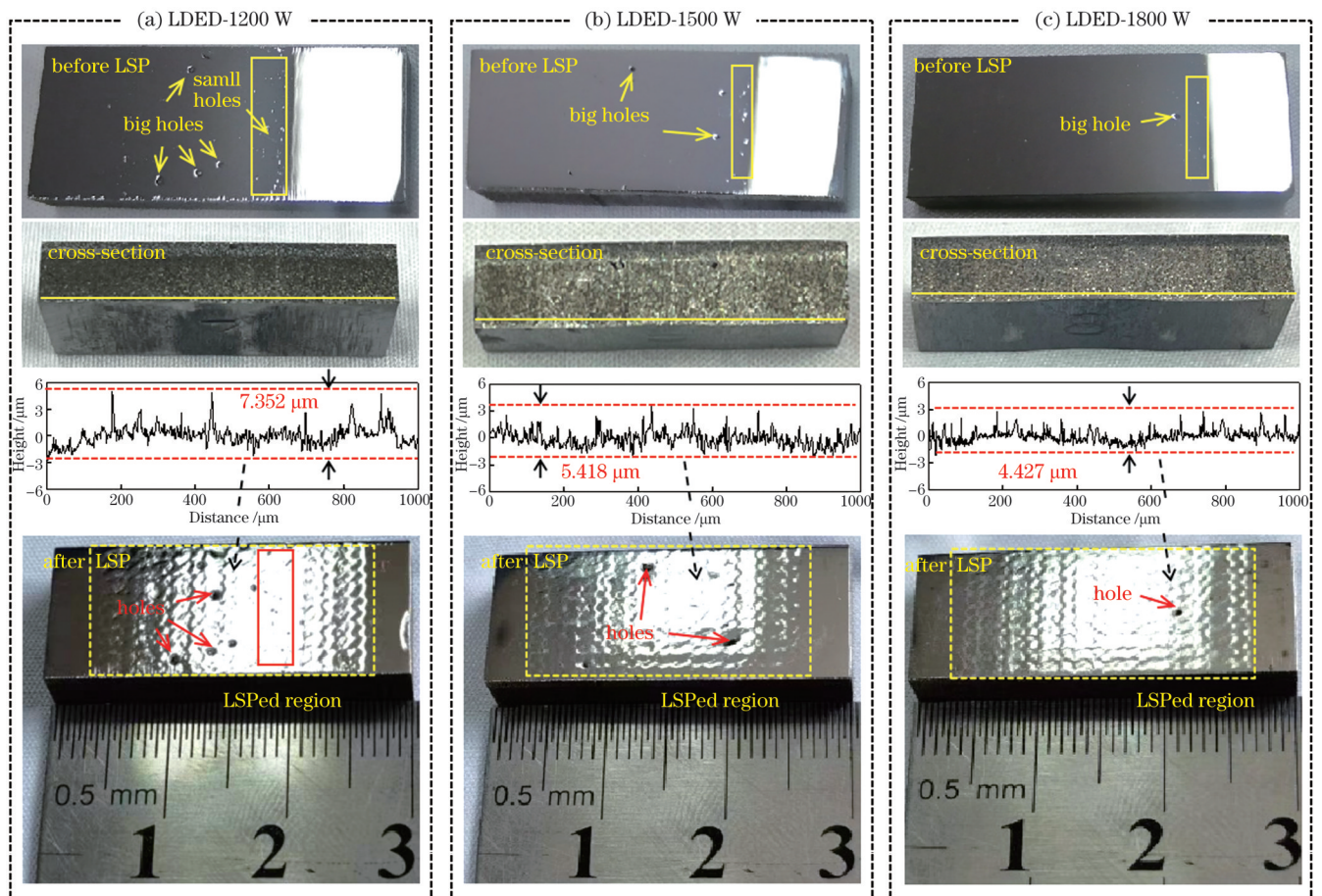


图 2 激光沉积修复试样冲击前后的形貌。(a)LDED-1200 W+LSP 试样;(b)LDED-1500 W+LSP 试样;(c)LDED-1800 W+LSP 试样

Fig. 2 Morphology of LDED repaired samples before and after LSP. (a) LDED-1200 W+LSP sample; (b) LDED-1500 W+LSP sample; (c) LDED-1800 W+LSP sample

3.2 表面残余应力

图 3 展示了 LDED 试样和 LDED+LSP 试样表面的残余应力分布(选取表面上的 5 个不同点进行测量)。从图 3 中可以清楚地看出:LDED-1200 W 试样的残余应力范围为 $-140\sim-180\ \text{MPa}$, LDED-1500 W

试样的残余应力范围为 $-200\sim-240\ \text{MPa}$, LDED-1800 W 试样的残余应力范围为 $-300\sim-350\ \text{MPa}$ 。可以看出,随着激光功率增大,LDED 试样的残余应力值明显呈现出逐渐增大的趋势。由图 3 还可以看出:LDED-1200 W+LSP 试样的残余应力介于

-420~-495 MPa 之间, LDED-1500 W+LSP 试样的残余应力介于 -430~-500 MPa 之间, LDED-1800 W+LSP 试样的残余应力介于 -470~-530 MPa 之间。通过比较可以看出: 在 LSP 作用下, 修复区域

的表层形成了较高的压应力, 这可以改善修复层中的应力分布; 同时, LDED+LSP 试样的残余应力值相近, 这可能是因为 LSP 对残余应力的影响更大, 基本上掩盖了 LDED 过程中不同激光功率所造成的影响。

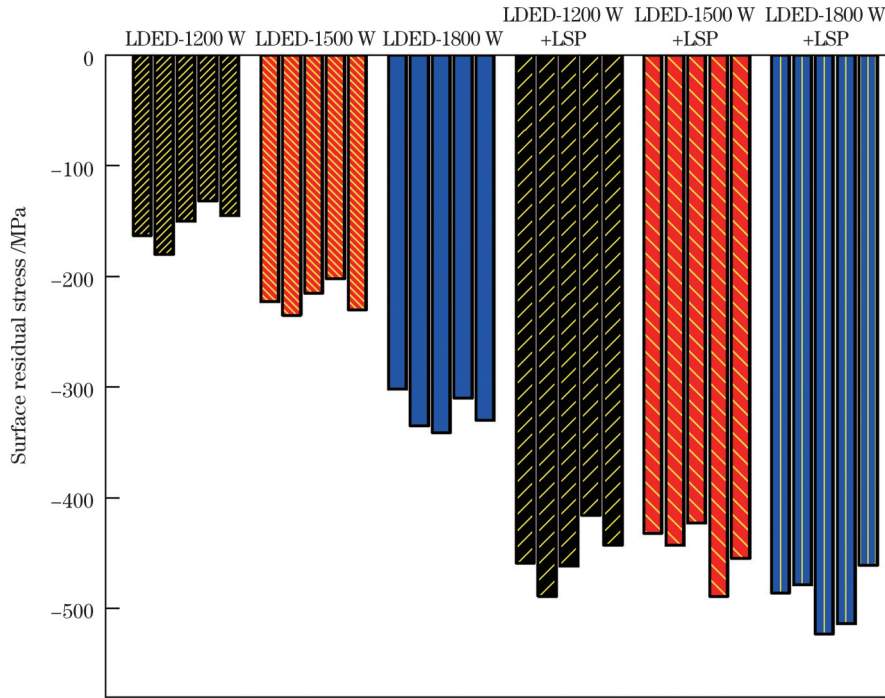


图 3 LDED 和 LDED+LSP 试样的表面残余应力分布

Fig. 3 Surface residual stress distribution of LDED and LDED+LSP repaired samples

3.3 表面显微硬度

图 4 展示了 LDED 试样和 LDED+LSP 试样表面的显微硬度分布 (选取表面上的 5 个不同点进行测

量)。从图 4 中可以清楚地观察到: LDED-1200 W 试样的显微硬度平均值约为 360 HV, LDED-1500 W 试样的显微硬度平均值约为 383 HV, LDED-1800 W 试

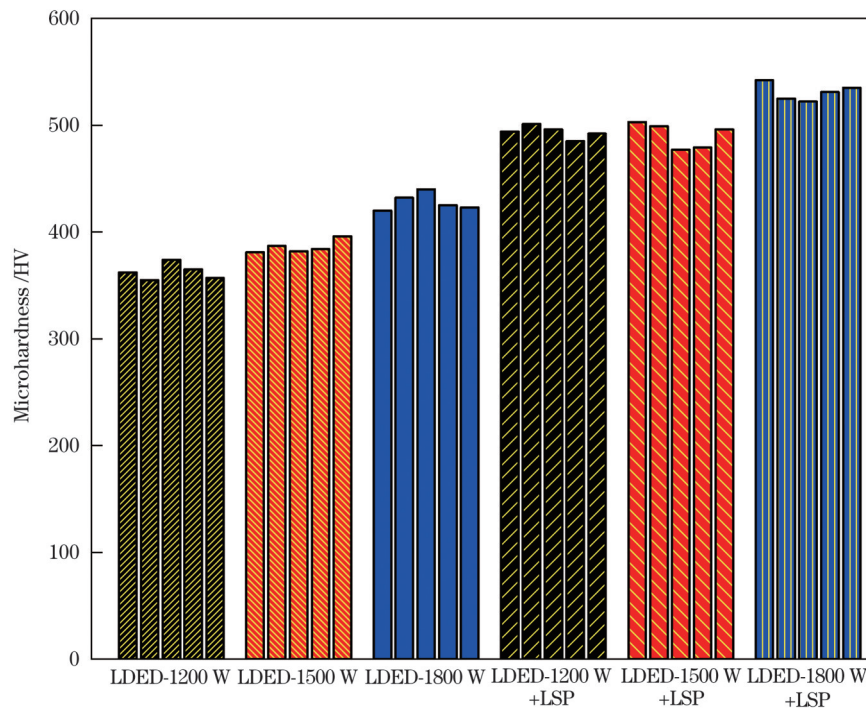


图 4 LDED 和 LDED+LSP 试样的表面显微硬度

Fig. 4 Surface microhardness of LDED and LDED+LSP repaired samples

样的显微硬度平均值约为 428 HV。可见,随着激光功率增大,LDED 试样的显微硬度明显呈现出逐渐增大的趋势,这与图 3 中所示的残余压应力随激光功率变化的趋势相同。由图 4 还可以看出:对于 LSP 处理后的试样,LDED-1200 W+LSP 试样的显微硬度平均值约为 495 HV,相比 LSP 处理前增加了 37.5%;LDED-1500 W+LSP 试样的显微硬度平均值约为 491 HV,相比 LSP 处理前增加了 28.2%;LDED-1800 W+LSP 试样的显微硬度平均值约为 531 HV,相比 LSP 处理前增加了 24.1%。这一结果表明:LSP 可以显著提高 LDED 修复层的显微硬度。LSP 处理引起显微硬度增大的机理将在后文详细讨论。同时,笔者发现了一个有趣的现象:随着激光功率增大,LDED+LSP 试样的显微硬度相比 LSP 处理前增大的程度降低,LDED-1200 W+LSP 试样显微硬度提升的程度最大。依据前面图 2 所提到的孔洞随激光功率增大而减少的现象,推测这一有趣现象的成因如下:LSP 可以显著减少 LDED 试样中的孔洞,LDED-1200 W 试样的成形质量低,使得 LSP 改善材料性能的效果更加明显,因而 LSP 处理后其显微硬度提升的幅度最大。

3.4 XRD 相位分析

LDED 和 LDED+LSP 试样的 XRD 曲线如图 5(a) 所示。为了进行详细的相位分析,选择图 5(a) 中典型

的 $\alpha(110)$ 峰进行局部放大显示,如图 5(b)~(f) 所示。由图 5(b) 和图 5(c) 可以看出,对于 LDED 与 LDED+LSP 试样,随着激光功率增大, $\alpha(110)$ 峰轻微向左偏移。随着激光功率增大,渗碳体在原基体中溶解,晶间间距增大,导致 XRD 衍射峰向左移动。从图 5(d)~(f) 所示的 XRD 曲线放大图中不难看出,在三种激光功率下,LDED 与 LDED+LSP 试样衍射峰的偏移表现出了相同的规律,即向右偏移。这表明残余压应力的大小有所增大,与图 3 所示的表面残余应力数值的变化相符。虽然 LSP 会带来一定程度的渗碳体溶解,但 LSP 向表面引入的残余压应力会引起衍射峰偏移,而且衍射峰偏移产生的影响远远大于渗碳体溶解所造成的影响。

LDED 与 LDED+LSP 试样中 α -Fe 相反射的半峰全宽(FWHM)值列于表 3 和表 4 中。由表 3 和表 4 可以看出,LDED 与 LDED+LSP 试样中 $\alpha(110)$ 、 $\alpha(200)$ 、 $\alpha(211)$ 的 FWHM 呈现出了相同的规律,即:随着激光功率增大,FWHM 值都逐渐增大。值得注意的是,将表 3 和表 4 进行对比后可以明显发现:LDED+LSP 试样在三个衍射峰处的 FWHM 值都大于 LDED 试样。XRD 峰的 FWHM 明显变宽说明组织发生了明显的晶粒细化和晶格畸变,由此可以推断引起组织显著变化的原因可能是 LDED 功率增大以及 LSP 处理诱导的高密度位错和晶粒细化。

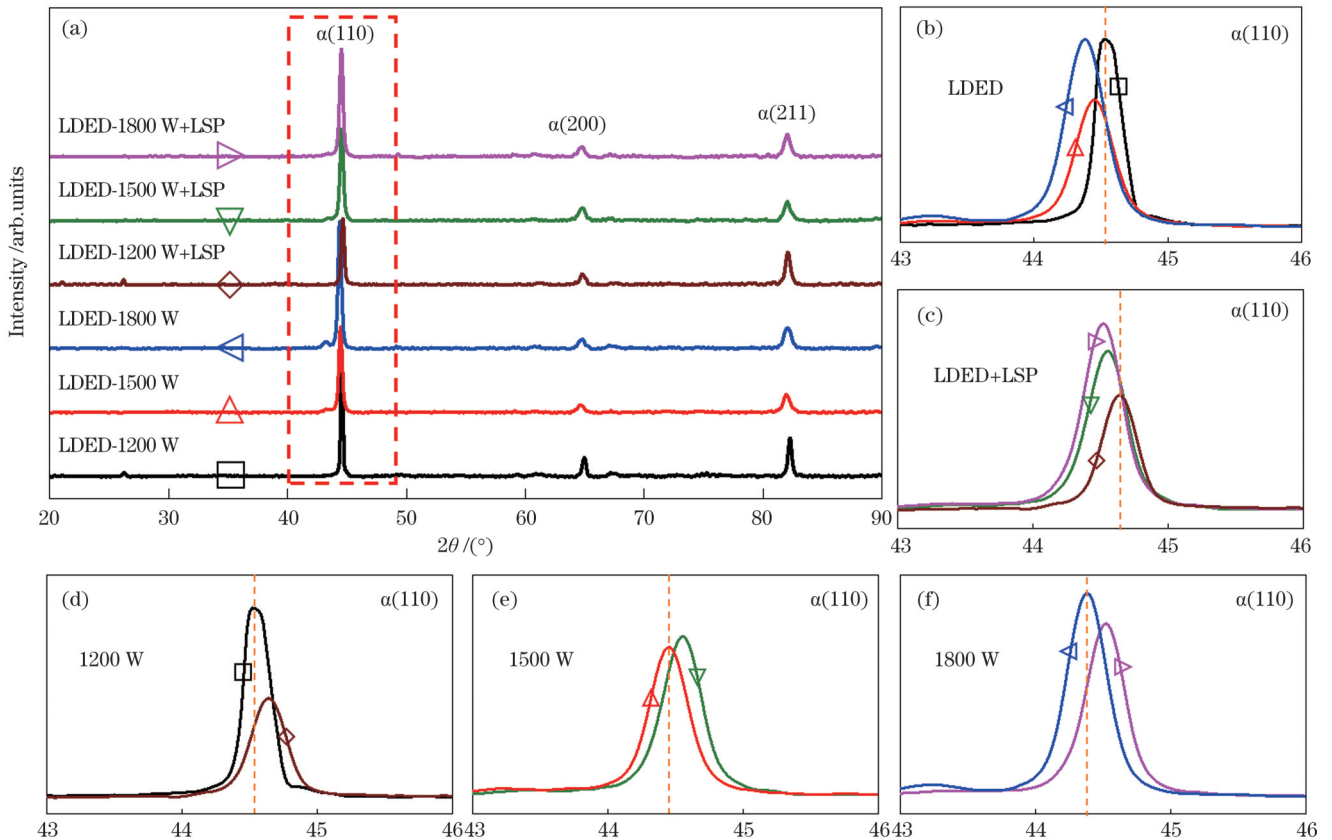


图 5 LDED 和 LDED+LSP 试样的 XRD 图谱及其放大图

Fig. 5 XRD spectra and their magnification of LDED and LDED+LSP repaired samples

表 3 LDED 试样中 $\alpha(110)$ 、 $\alpha(200)$ 、 $\alpha(211)$ 的 FWHM 比较
Table 3 Comparison of full width at half maximum (FWHM) of $\alpha(110)$, $\alpha(200)$, and $\alpha(211)$ in LDED samples

Lattice plane	FWHM (2θ)/($^{\circ}$)		
	LDED-1200 W	LDED-1500 W	LDED-1800 W
$\alpha(110)$	0.225	0.319	0.327
$\alpha(200)$	0.345	0.579	0.652
$\alpha(211)$	0.343	0.561	0.594

3.5 微观组织表征

图 6 为 LDED 和 LDED+LSP 试样的 EBSD 图。通过对比图 6(a)和图 6(b)、图 6(c)和图 6(d)、图 6(e)和图 6(f)可以明显看出:与 LDED 试样相比,LDED+LSP 试样表面冲击层中的晶粒尺寸发生了明显变化。图 6(g)是 LDED 试样近表面区域放大之后的图像,可以看出晶粒尺寸较大且呈板条状。图 6(h)是 LDED+LSP 试样近表面区域放大之后的图像,可以

表 4 LDED+LSP 试样 $\alpha(110)$ 、 $\alpha(200)$ 、 $\alpha(211)$ 的 FWHM 比较
Table 4 Comparison of FWHM of $\alpha(110)$, $\alpha(200)$, and $\alpha(211)$ in LDED+LSP samples

Lattice plane	FWHM (2θ)/($^{\circ}$)		
	LDED-1200 W+LSP	LDED-1500 W+LSP	LDED-1800 W+LSP
$\alpha(110)$	0.267	0.335	0.361
$\alpha(200)$	0.445	0.613	0.683
$\alpha(211)$	0.478	0.592	0.659

看出:晶粒尺寸随着深度的增加而逐渐增大;分界线上层区域中的晶粒受位错和塑性变形效应的影响发生明显细化,晶粒尺寸较小,形成了高密度晶界;分界线下层区域中的晶粒多为板条状,晶粒长而宽,分辨率相对提高,晶界更加明显,不受变形影响的晶粒、清晰晶粒和粗晶粒更多。

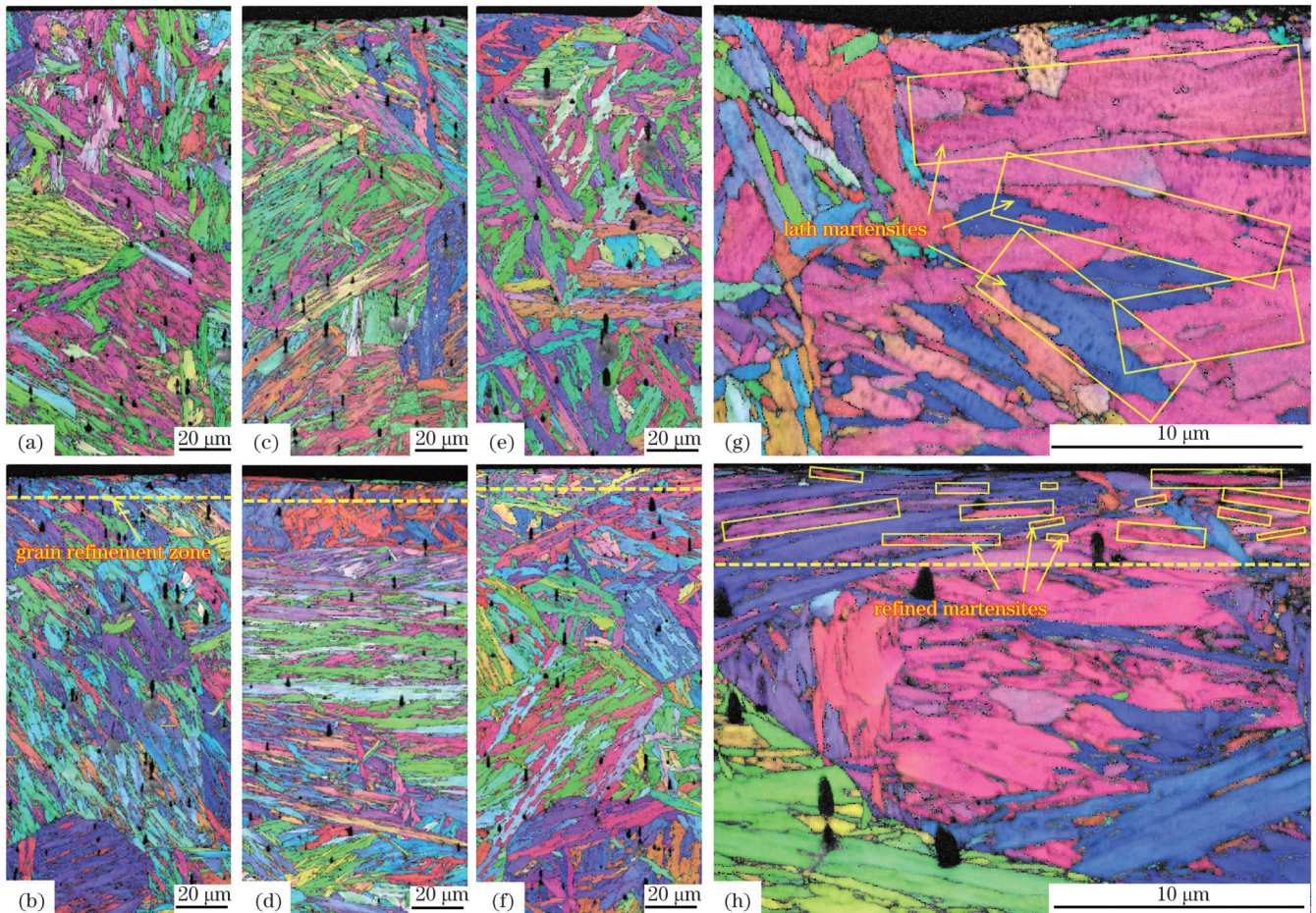


图 6 LDED 和 LDED+LSP 试样横截面的 EBSD 图。(a)LDED-1200 W 试样;(b)LDED-1200 W+LSP 试样;(c)LDED-1500 W 试样;(d)LDED-1500 W+LSP 试样;(e)LDED-1800 W 试样;(f)LDED-1800 W+LSP 试样;(g)LDED 试样的显微组织放大图;(h)LDED+LSP 试样的显微组织放大图

Fig. 6 EBSD diagrams of cross-section of LDED and LDED+LSP repaired samples. (a) LDED-1200 W sample; (b) LDED-1200 W+LSP sample; (c) LDED-1500 W sample; (d) LDED-1500 W+LSP sample; (e) LDED-1800 W sample; (f) LDED-1800 W+LSP sample; (g) magnified microstructure of LDED sample; (h) magnified microstructure of LDED+LSP sample

图 7 展示了 LDED-1200 W 和 LDED-1800 W 试样的典型 TEM 图像。从图 7(a)中可以看出:LDED-

1200 W 试样内部主要为宽大的板条状马氏体,晶界明显,板条状马氏体内部有少量的细针状组织。从

图 7(b)中可以看出:LDED-1800 W 试样的组织也以板条状马氏体为主,但与 LDED-1200 W 试样相比,马氏体板条更细且尺寸减小,晶界显著增多,同时可以观察到部分板条内部发生了细化,并出现了一些位错,但未发现细针状组织。此外,在出现位错的晶粒周围发现 LDED 过程有第二相未发生部分溶解,呈细针状残

存在组织内部,如图 7(a)中的方框以及图 7(c₁)所示,图 7(c₂)是该细针状组织的放大图。对细针状组织进行 EDS 面扫,碳元素和铁元素的面扫结果如图 7(c₃)~(c₄)所示。根据 EDS 面扫结果可以进一步确定该物质的具体成分,该物质中碳元素富集并且铁元素贫乏,推断其为渗碳体组织。

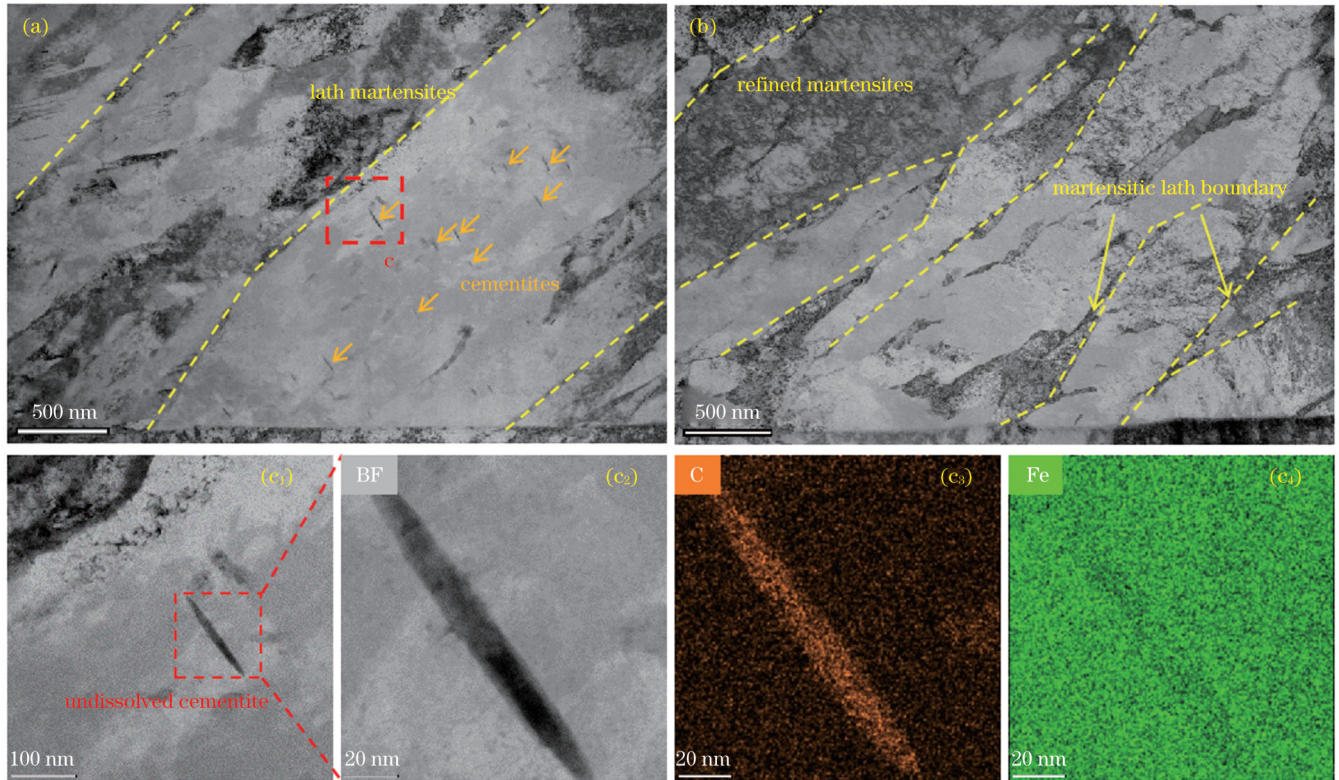


图 7 LDED 试样的典型 TEM 图像。(a)LDED-1200 W 试样;(b)LDED-1800 W 试样;(c₁)LDED-1200 W 试样 TEM 图像中方框区域所示细针状组织的高倍放大图;(c₂)~(c₄)细针状组织的电镜形貌及主要元素的 EDS 分析结果

Fig. 7 Typical TEM images of LDED repaired samples. (a) LDED-1200 W sample; (b) LDED-1800 W sample; (c₁) high magnification of fine needle-like tissue shown in the square area of LDED-1200 W sample TEM image; (c₂)~(c₄) fine needle-like tissue image captured by electron microscopy and EDS analysis of major elements of the fine needle-like tissue

图 8 显示了 LDED+LSP 试样受冲击表层的典型 TEM 图像。从图 8(a)中可以看出,试样受到激光冲击后,沿深度方向的组织发生了不同的变化^[44-45]。从图 8(b₁)中可以观察到 LSP 诱导表层晶粒发生了明显的细化,形成了尺寸小、取向无序的纳米颗粒。在图 8(b₂)所示的暗场图像中可以观察到具有明显位错结构的纳米晶粒,晶粒尺寸在 30~50 nm 之间。随后,沿深度向下延伸,距离冲击表面不远处发现了大量离散分布的位错结构,如图 8(c₁)和图 8(c₂)所示。LSP 处理后,密集的位错运动使得位错细胞发生大量滑移和堆积,形成了明显的位错线,随后出现典型的位错结构,包括位错缠结(DT)和位错晶胞(DC)。值得注意的是,在表层晶粒细化层中未发现图 7 所示的渗碳体,这表明 LSP 在诱导组织细化的同时也促进了第二相(渗碳体)溶解^[46]。

3.6 摩擦磨损性能

3.6.1 摩擦因数曲线

图 9 给出了 LDED 试样和 LDED+LSP 试样的摩

擦因数随磨损时间的变化规律,可以发现各试样的摩擦因数随磨损时间的变化规律相似,均可以分成两个阶段:摩擦因数显著增加的初始磨损阶段和摩擦因数达到稳态的稳定阶段。如图 9(a)所示,摩擦刚开始时,所有试样的摩擦因数在短时间内突然增加(磨合期),然后随着滑动时间延长而下降并保持稳定(稳定摩擦阶段)。这种行为可以通过赫兹接触应力来解释,其中两个配合表面之间的接触面积随着磨损的加剧而增加。在稳定摩擦过程中,LDED-1200 W 试样的摩擦因数保持在 0.38~0.47 之间,LDED-1500 W 试样的摩擦因数保持在 0.29~0.37 之间,LDED-1800 W 试样的摩擦因数保持在 0.24~0.31 之间,摩擦因数的波动性由试样表面的光滑程度决定。分析上述数据可以发现,激光功率越大,LDED 试样的摩擦因数越小。不仅如此,激光功率越大,摩擦因数曲线的波动幅度越小。推测这可能是由高激光功率下的修复层质量更好、空隙更少造成的。由图 9 还可以看到,

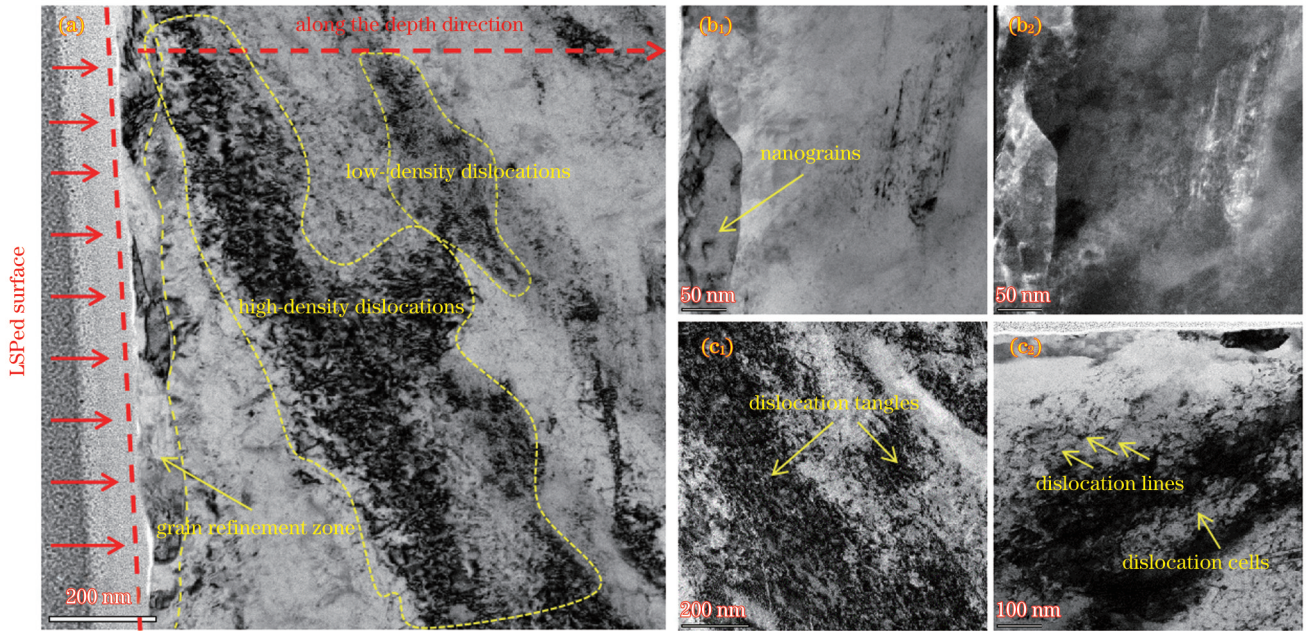


图 8 LDED+LSP 试样受冲击表层的典型 TEM 图像。(a)沿深度方向的截面图;(b₁)纳米晶粒;(b₂)纳米晶粒所对应的暗场图像;(c₁)~(c₂)位错缠结和位错晶胞

Fig. 8 Typical TEM images of the LSPed surface layer of LDED+LSP repaired samples. (a) Cross-sectional image along the depth direction; (b₁) nanograins; (b₂) dark-field (DF) image of nanograins; (c₁)~(c₂) dislocation tangles (DTs) and dislocation cells (DCs)

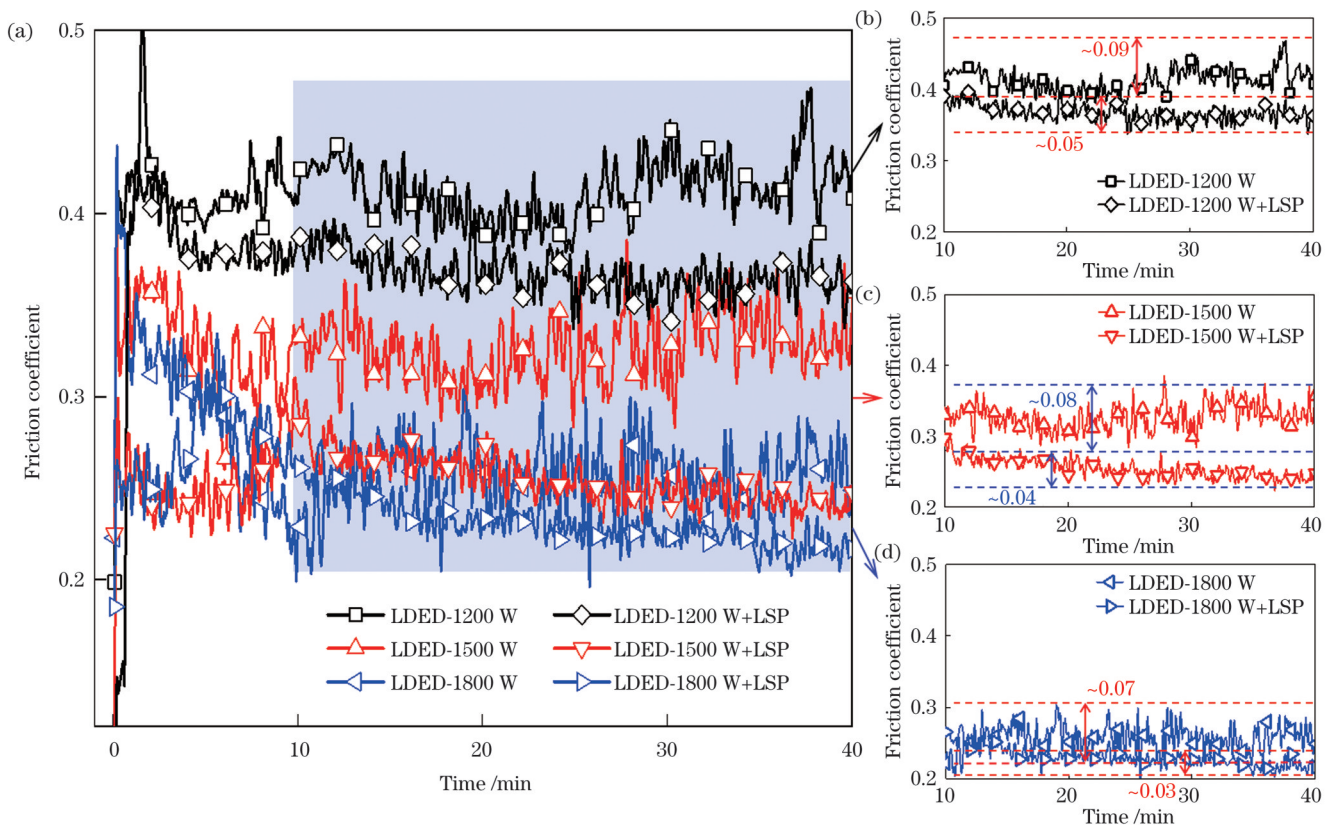


图 9 LDED 试样和 LDED+LSP 试样的摩擦因数曲线

Fig. 9 Friction coefficient curves of LDED and LDED+LSP repaired samples

LDED-1200 W+LSP 试样的摩擦因数保持在 0.34~0.39 之间, LDED-1500 W+LSP 试样的摩擦因数保持在 0.23~0.27 之间, LDED-1800 W+LSP 试样的摩擦因数保持在 0.21~0.24 之间, 功率变化引起的摩擦

因数差异与未冲击试样相同。同时, 分析图 9(b)~(d) 可以发现, 与 LDED 试样相比, LDED+LSP 试样的摩擦因数显著减小, 同时, 摩擦因数曲线的波动幅度也明显降低。

3.6.2 共聚焦磨痕形貌

为了获得磨损表面的整体形貌信息,笔者采用共聚焦显微镜分析了磨损表面的形貌并测量了磨痕的宽度(W)和深度(H)。由图 10(a)~(c)可以看出,激光功率不同的激光修复试样的磨损表面形貌不同。根据图 10 中所标示的磨痕宽度与深度所覆盖的区域面积可以发现,总磨损量随功率增大而减小。随着激光功率从 1200 W 增大到 1500 W,沟槽宽度逐渐变窄,深度逐渐变浅。虽然 LDED-1800 W 试样的磨痕宽度略微变

宽,但深度明显变浅,总磨损量明显小于 LDED-1500 W 试样。通过观察图 10(d)~(f)可以发现:随着功率增大,沟槽宽度变窄同时深度变浅。

通过对比图 10(a)~(c)与图 10(d)~(f)可知, LDED 试样与 LDED+LSP 试样相比总磨损量明显更大,磨痕表面也更粗糙。这与图 11 和图 12 所示的磨损表面形貌相吻合。LDED+LSP 试样与 LDED 试样相比磨损量较小,磨痕轮廓曲线的波动性较小,这与图 9 所示的摩擦因数曲线相吻合。

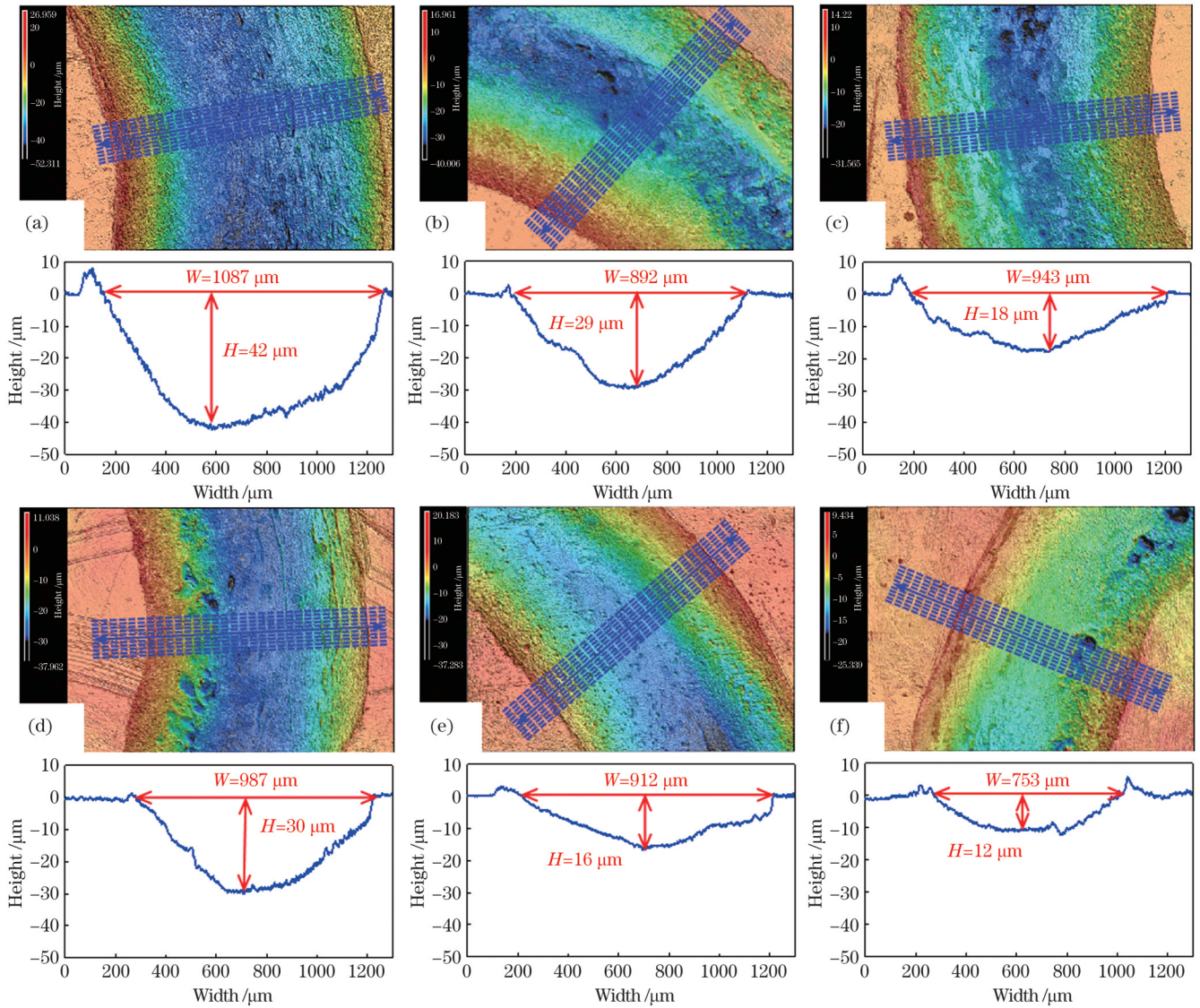


图 10 LDED 和 LDED+LSP 试样磨损表面的共聚焦扫描图。(a)LDED-1200 W 试样;(b)LDED-1500 W 试样;(c)LDED-1800 W 试样;(d)LDED-1200 W+LSP 试样;(e)LDED-1500 W+LSP 试样;(f)LDED-1800 W+LSP 试样

Fig. 10 Confocal scan images of wear surface of LDED and LDED+LSP repaired samples. (a) LDED-1200 W sample; (b) LDED-1500 W sample; (c) LDED-1800 W sample; (d) LDED-1200 W+LSP sample; (e) LDED-1500 W+LSP sample; (f) LDED-1800 W+LSP sample

图 11 分别为 LDED-1200 W、LDED-1500 W、LDED-1800 W 试样磨损表面的 SEM 图像。由图 11(a)~(c)可以看出,3 种 LDED 试样的磨损面积较大,磨损表面有平行于滑动方向的深槽和脊,几乎整个磨痕区域都受到严重磨损。如图 11(a)所示,磨损表面上出

现了许多由黏着磨损造成的大面积压实层和大剥落坑,同时有大量的斑块和宽犁沟特征。图 11(b)中压实层的面积相对于图 11(a)减少,出现了大量的深沟壑和深刻痕特征,说明在该表面不仅发生了黏着磨损,还伴随有一定的磨粒磨损。相比于 LDED-1200 W 与

LDED-1500 W 试样, LDED-1800 W 试样表面没有大的剥落坑, 也没有大面积的压实层, 残留的少量压实的碎片附着在磨损表面, 而且仅观察到沿滑动方向存在较多的沟壑和凹槽, 沟槽深度在三种试样中最浅, 如图 11(c) 所示。

图 11(d)~(f) 是图 11(a)~(c) 中典型磨损区域的放大图。为了确定摩擦膜的组成, 采用 EDS 面扫得到了磨损表面上氧元素、碳元素和铁元素的分布。磨损表面上覆盖了大面积的氧化层, 磨痕区域均出现了磨损, 磨损表面粗糙且不规则。随着激光功率增大, 磨损形式发生了改变。LDED-1200 W 试样磨损表面上有大量的整块磨损碎片紧紧地附着在摩擦层上, 根据 EDS 面扫结果推断其为黏着磨损产生的大量氧化产

物。结合上文提到的 LDED-1200 W 试样表面孔洞较多以及内部孔隙率较大的现象, 推测这可能是由于在磨损过程中磨损产物大量剥落后部分落入孔洞中, 并在反复摩擦滚压作用下填满坑洞, 剩余的则压实在表面, 出现分层现象。对于 LDED-1500 W 试样来说, 其磨损表面上仅有少量的小碎片, 但出现了大量磨损后的凹坑和沟槽, 氧化物大量附着在凹槽中, 没有出现明显的分层现象。如图 11(f) 所示, LDED-1800 W 试样的磨损表面上没有大的剥落坑, 仅可以观察到大量的沟壑, 沟槽深度较浅, 沟槽内有大量的絮状磨屑以及少量的压实碎块。由此可以得出: 随着激光沉积修复功率增大, 表面剥落坑的面积减小并且数量减少, 坑深相对较浅, 磨损产物逐渐减少, 磨损程度逐渐降低。

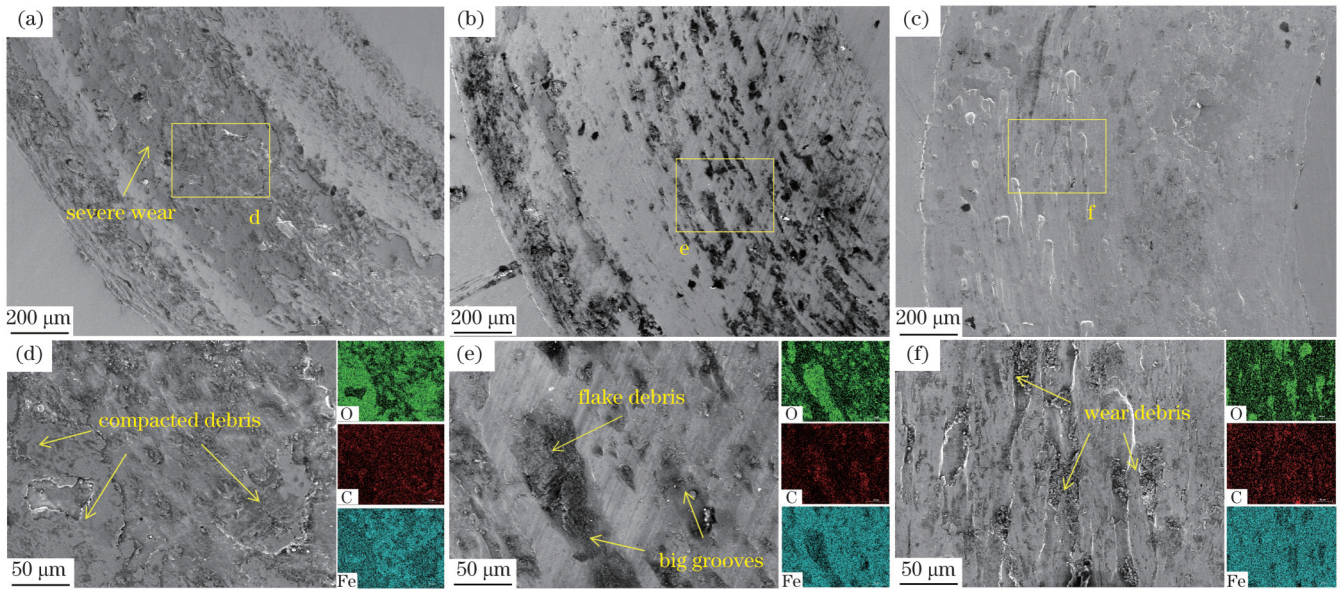


图 11 LDED 试样磨损表面的 SEM 图以及方框区域的放大图和元素分布图。(a)(d)LDED-1200 W 试样; (b)(e)LDED-1500 W 试样; (c)(f)LDED-1800 W 试样

Fig. 11 SEM images of wear surface of LDED samples with magnification and elemental distributions of the square areas. (a)(d) LDED-1200 W sample; (b)(e) LDED-1500 W sample; (c)(f) LDED-1800 W sample

从图 12(a)~(c) 可以明显看出 3 种 LDED+LSP 试样的磨损表面光滑, 磨损中间区域只有少量划痕和沟槽, 没有大面积的磨损破坏, 表面也没有明显的附着现象。在图 12(a) 所示的磨痕中间区域仅观察到了长条划痕和裂纹, 没有发现压实层, 在磨损轨道边缘发现了少量凹坑和沟槽, 同时上面有少量的氧化物堆积, 这可能是由磨球向外挤压造成的。在图 12(b) 所示的磨损区域没有观察到剥落坑, 仅在中间区域存在少量的浅划痕与裂纹。在图 12(c) 所示磨损表面只观察到了零星裂纹, 在磨痕边缘发现了轻微的磨损现象。随着激光沉积修复功率从 1200 W 增大到 1800 W, LDED+LSP 试样的磨损形式均主要为黏着磨损和磨粒磨损, 但磨损程度并不相同。与上述 LDED 试样具有相同的变化规律, 即: LDED-1500 W+LSP 试样和 LDED-1800 W+LSP 试样的磨损程度明显低于 LDED-1200 W+LSP 试样, 后者的表面更加平坦光滑。

为了进一步确定不同试样的磨损形式及磨损程度, 在图 12(a)~(c) 中选取典型磨损区域进行放大, 如图 12(d)~(f) 所示。通过对比图 12(d) 与图 11(d) 可以看出, LDED+LSP 试样表面压实层附着现象消失, 而且没有整块碎片和磨损凹坑, 仅有磨损后产生的少数长条状裂纹以及较浅的沟槽。通过 EDS 面扫发现沟槽内存在少量氧化磨损产物, 这些产物呈碎屑状和颗粒状。将图 12(e) 和图 11(e) 进行对比后发现, LDED+LSP 试样表面没有凹坑产生, 磨损产生的沟槽明显减少, 且沟槽深度变浅、宽度变窄, 同时槽内的氧化产物由压紧的碎块状转变为碎屑状。对比图 12(f) 和图 11(f) 可以看出, LDED-1800 W+LSP 试样表面的附着斑块消失, 几乎没有沟壑和凹坑, 仅有少量裂纹以及零星的碎屑状氧化物。

通过对比 LSP 处理前后的试样可以得出: 经过磨损实验后, LDED+LSP 试样表面的沟槽和凹坑大大

减少(几乎看不到),磨损碎屑由块状转变成碎屑状,表面附着物大幅减少,磨损程度显著降低。与此同时,在

不同功率下修复的 LDED+LSP 试样,其磨损程度也不相同,与上述 LDED 试样具有相同的变化规律。

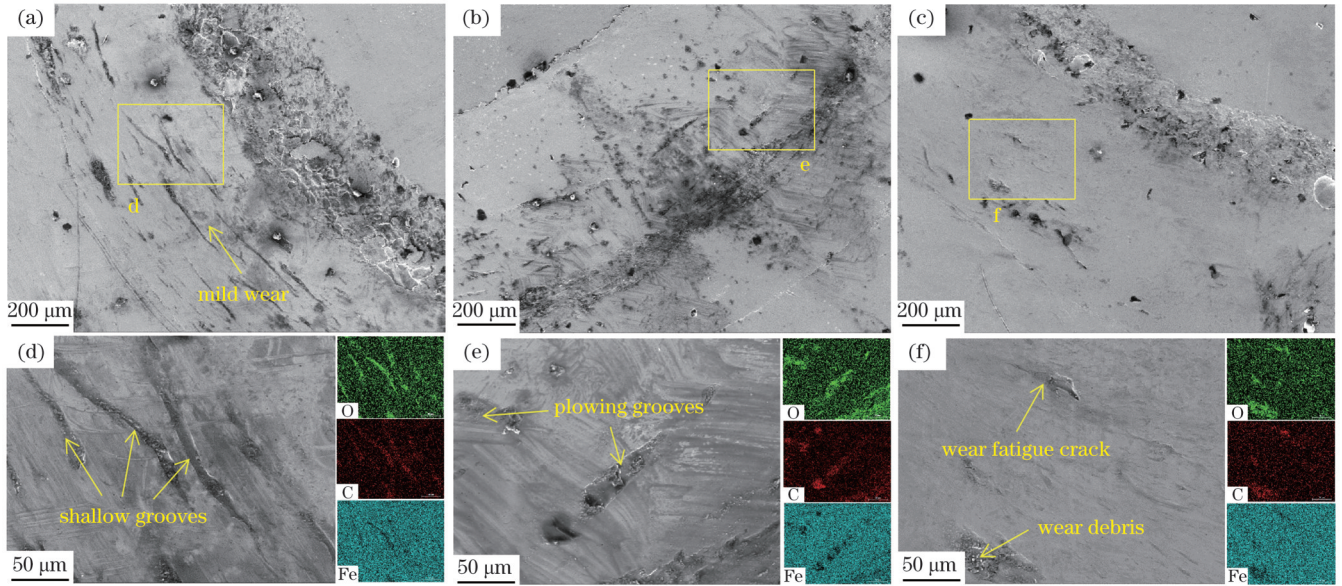


图 12 LDED+LSP 试样磨损表面的 SEM 图以及方框区域的放大图和元素分布图。(a)(d)LDED-1200 W+LSP 试样;
(b)(e)LDED-1500 W+LSP 试样;(c)(f)LDED-1800 W+LSP 试样

Fig. 12 SEM images of wear surface of LDED+LSP samples with magnification and elemental distributions of the square areas. (a)
(d) LDED-1200 W+LSP sample; (b)(e) LDED-1500 W+LSP sample; (c)(f) LDED-1800 W+LSP sample

4 结果讨论

4.1 修复层强化机理

4.1.1 纳米晶粒强化

在 LSP 处理后,LDED 修复层表层晶粒细化为纳米晶粒,如图 8 所示。晶粒尺寸的减小会显著增加晶界数量,从而引起晶粒强化效应。这种晶粒强化效应通常被称为 Hall-Petch 强化^[47],表示为

$$H_{NG} = H_m + k_H d^{-\frac{1}{2}}, \quad (1)$$

式中: H_{NG} 为强化硬度; H_m 为基体硬度; k_H 为 Hall-Petch 常数; d 为晶粒直径的平均值。由式(1)可知, H_{NG} 与 d 呈负相关关系, H_{NG} 随 d 的减小而增大。同时,晶粒细化后产生了更多的晶界,晶界会阻碍位错移动和扩展,从而导致修复层的硬度和强度明显增大。

4.1.2 位错强化

高密度的位错运动引起的泰勒硬化对基体硬度的增大起着重要作用^[48],通常表示为

$$H_D = M\alpha G b \rho^{\frac{1}{2}}, \quad (2)$$

式中: H_D 为基体硬度; M 为泰勒因子; α 为常数; G 为剪切模量, b 为 Burgers 矢量的大小; ρ 为位错密度。 H_D 随位错密度增大而增大,由此得出 LSP 诱导的密集位错有助于修复层的硬化。由图 8 不难看出,纳米晶粒强化仅存在于试样表层,而位错强化则存在于试样表层向下的大部分区域,位错强化作为主要的强化方式具有显著提升材料硬度的作用。修复层硬化过程可以大幅提升修复层的硬度和强度,高硬度和高强度使得

修复层在摩擦磨损实验过程中具有更好的抗塑性变形能力,可以有效防止裂纹萌生和扩展,从而提高了材料的耐磨性。

4.1.3 渗碳体强化

如图 13 所示:通过增大 LDED 过程中的激光功率可以促使马氏体板条内部的渗碳体溶解,从而提高材料的成形质量;LSP 处理后产生的位错会使渗碳体周围产生应力集中,随着应变速率进一步增大,应力逐渐增大,当局部应力大于渗碳体的抗剪强度时,渗碳体内部出现较高的应变和明显的塑性变形,粗粒渗碳体在晶粒内部溶解,大量溶解后的渗碳体均匀分布在枝晶间,可以很好地发挥连接作用,从而导致第二相强化。

4.2 LDED 和 LDED+LSP 修复层的磨损机理

4.2.1 激光功率影响机制

图 13 给出了 LDED-1200 W、LDED-1800 W 和 LDED+LSP 试样表层的磨损机理。如图 13(a)所示,在干滑动摩擦过程中,当 LDED-1200 W 修复层与磨球接触时,由于其原有的粗晶粒和较低的表面硬度,大量磨屑易从表层分离并附着在磨球表面,造成犁削磨损(硬材料表面的微凸点切削较软材料表面时,在较软材料表面形成“犁沟”)。同时,由于试样表层存在较多孔洞,摩擦过程中产生的大量磨屑优先流入孔洞中将其填满,随后堆积在磨损表面,出现分层现象,在表面产生明显而较深的磨损痕迹,最终导致大量的压实磨屑堆积。对于图 13(b)所示的 LDED-1800 W 试样来说,激光功率增大导致单位时间内激光束输入的热量

增加,粉末和基板吸收的大量热量使粉末充分熔化,从而使得修补区域的成形质量不断提高,表现为表层的孔洞数量明显减少和组织细化。虽然其磨损形式没有发生改变,但其磨损程度显著降低,仅在表面产生了大量沟壑和裂纹,少量碎片状磨屑附着在槽内。另外,值得注意的是,功率增大造成的热影响加剧了内部渗碳体的溶解,这对于耐磨性的提升具有显著作用:1) 马氏体的固溶强化作用使基体具有更高的强度和硬度;2) 位于磨损表面附近未溶解的原生渗碳体一旦从表面剥离,就会破坏磨损产生自润滑膜,产生深沟槽,从而大大增加了磨损率;3) 渗碳体溶解使得细小析出物增加,阻碍磨粒进入基体,同时细小的析出物可与磨损碎片、氧化物颗粒结合,形成固结良好的自润滑膜,从而降低磨损损失。

4.2.2 LSP 影响机制

与 LDED 试样相比,LDED+LSP 试样表层的晶粒更加细小,形成了纳米晶粒,其表面在摩擦磨损过程

中产生了较浅的磨损痕迹和微黏附(如图 13(c)所示),同时沟槽较小,碎屑较少。由此可以认为 LDED 修复层耐磨性的提高是 LSP 处理后表面硬化的结果。根据 4.1 节的讨论,纳米晶粒和位错强化可以导致材料的强化或硬化。由 Archard 定律^[49]可知磨损体积与硬度的关系为

$$V = K \times PL / H_v, \quad (3)$$

式中: V 为磨损体积; K 为磨损因子; P 为正向载荷; L 为滑动距离; H_v 为涂层的整体硬度。由式(3)可知磨损体积与硬度成反比,即修复层的整体硬度不仅可以提高材料的抗犁性,还可以减小摩擦副之间的分子黏附和剪切作用,增强抗塑性变形和抗黏着磨损的能力。所形成的具有良好韧性的变形层可以有效抵抗材料在摩擦磨损过程中的变形,从而阻止疲劳裂纹形核。除了强化表面外,LSP 过程中形成的微槽还可以促进磨屑流动,并从滑动界面中去除颗粒,从而减轻摩擦和磨损。

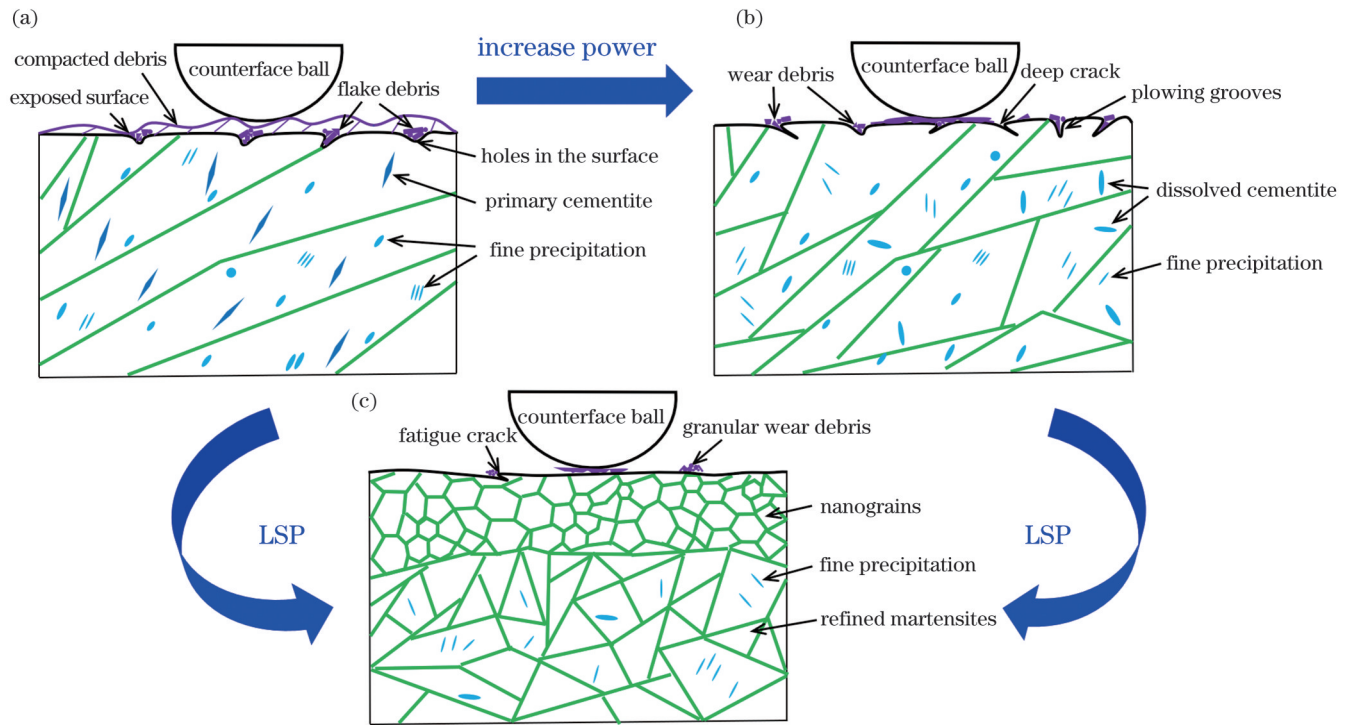


图 13 干滑动摩擦条件下的摩擦磨损机理示意图。(a)LDED-1200 W 试样;(b)LDED-1800 W 试样;(c)LDED+LSP 典型试样
Fig. 13 Schematic diagrams of friction and wear mechanism under dry sliding conditions. (a) LDED-1200 W sample; (b) LDED-1800 W sample; (c) LDED+LSP typical sample

5 结 论

采用 LDED 和 LSP 相结合的方法对受损的 45 钢进行修复,对比研究了不同处理前后试样的微观组织和耐磨性。得到的主要结论如下:

1) 随着 LDED 过程中的激光功率增加,粉末在高热量下充分熔化,修复层的成形质量提高,内部孔洞大幅减少,孔隙率降低;同时,板条状马氏体组织细化,渗碳体溶解。

2) 在 LSP 作用下,材料发生塑性变形,表层晶粒得以细化,形成了直径为 30~50 nm 的纳米晶粒;随后,LSP 的影响沿深度向下延伸,组织内产生大量位错,形成高密度的位错结构。

3) LDED 修复层的主要磨损机理为犁削磨损和黏着磨损,而 LDED+LSP 修复层的主要磨损机理为黏着磨损并伴有磨粒磨损。

4) LSP 诱导纳米晶粒强化和位错强化,细化了组织,有效消除了内部孔隙,使组织致密化,实现了表面

硬化,从而提高了耐磨性。同时,LSP后处理过程伴随着原生渗碳体的溶解,这对于耐磨性的提高也有积极作用。

参 考 文 献

- [1] Karimbaev R, Choi S, Pyun Y S, et al. Mechanical and tribological characteristics of clad AISI 1045 carbon steel[J]. *Materials*, 2020, 13(4): 859.
- [2] Naeem M, Torres A V R, Serra P L C, et al. Combined plasma treatment of AISI-1045 steel by hastelloy deposition and plasma nitriding[J]. *Journal of Building Engineering*, 2022, 47: 103882.
- [3] Dai M Y, Li C Y, Chai Y T, et al. Rapid salt bath nitriding of steel AISI 1045[J]. *Metal Science and Heat Treatment*, 2018, 60(7): 454-456.
- [4] Wongpanya P, Saramas Y, Chumkratoke C, et al. Erosion-corrosion behaviors of 1045 and J55 steels in crude oil[J]. *Journal of Petroleum Science and Engineering*, 2020, 189: 106965.
- [5] Esteves Correia A, Paulo Davim J. Surface roughness measurement in turning carbon steel AISI 1045 using wiper inserts [J]. *Measurement*, 2011, 44(5): 1000-1005.
- [6] Nasirpour F, Mostafaei A, Fathyunes L, et al. Assessment of localized corrosion in carbon steel tube-grade AISI 1045 used in output oil-gas separator vessel of desalination unit in oil refinery industry[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2014, 40: 75-88.
- [7] Zabeen S, Preuss M, Withers P J. Evolution of a laser shock peened residual stress field locally with foreign object damage and subsequent fatigue crack growth[J]. *Acta Materialia*, 2015, 83: 216-226.
- [8] King A, Steuwer A, Woodward C, et al. Effects of fatigue and fretting on residual stresses introduced by laser shock peening[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 435/436: 12-18.
- [9] Montross C S, Wei T, Ye L, et al. Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: a review [J]. *International Journal of Fatigue*, 2002, 24(10): 1021-1036.
- [10] Luo S H, He W F, Chen K, et al. Regain the fatigue strength of laser additive manufactured Ti alloy via laser shock peening[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 750: 626-635.
- [11] Lu H F, Wu L J, Wei H L, et al. Microstructural evolution and tensile property enhancement of remanufactured Ti6Al4V using hybrid manufacturing of laser directed energy deposition with laser shock peening[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 55: 102877.
- [12] Lourenço J M, Sun S D, Sharp K, et al. Fatigue and fracture behavior of laser clad repair of AerMet® 100 ultra-high strength steel[J]. *International Journal of Fatigue*, 2016, 85: 18-30.
- [13] Sun S D, Liu Q C, Brandt M, et al. Effect of laser clad repair on the fatigue behaviour of ultra-high strength AISI 4340 steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 606: 46-57.
- [14] Yap C Y, Chua C K, Dong Z L, et al. Review of selective laser melting: materials and applications[J]. *Applied Physics Reviews*, 2015, 2(4): 041101.
- [15] Zhou C Y, Zhao S S, Wang Y B, et al. Mitigation of pores generation at overlapping zone during laser cladding[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 216: 369-374.
- [16] Chew Y, Pang J H L, Bi G J, et al. Effects of laser cladding on fatigue performance of AISI 4340 steel in the as-clad and machine treated conditions[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 243: 246-257.
- [17] Zhou G N, Zhu W X, Shen H, et al. Real-time microstructure imaging by Laue microdiffraction: a sample application in laser 3D printed Ni-based superalloys[J]. *Scientific Reports*, 2016, 6: 28144.
- [18] Zhang Q, Chen J, Tan H, et al. Influence of solution treatment on microstructure evolution of TC21 titanium alloy with near equiaxed β grains fabricated by laser additive manufacture[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 666: 380-386.
- [19] Lu J Z, Cao J, Lu H F, et al. Wear properties and microstructural analyses of Fe-based coatings with various WC contents on H13 die steel by laser cladding[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2019, 369: 228-237.
- [20] Mumtaz K A, Erasenthiran P, Hopkinson N. High density selective laser melting of Waspaloy®[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 195(1/2/3): 77-87.
- [21] Vilaro T, Colin C, Bartout J D. As-fabricated and heat-treated microstructures of the Ti-6Al-4V alloy processed by selective laser melting[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 42(10): 3190-3199.
- [22] Mahagaonkar S B, Brahmankar P K, Seemikeri C Y. Effect of shot peening parameters on microhardness of AISI 1045 and 316L material: an analysis using design of experiment[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2008, 38(5): 563-574.
- [23] Wang Z B, Tao N R, Li S, et al. Effect of surface nanocrystallization on friction and wear properties in low carbon steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, 352(1/2): 144-149.
- [24] Zhou L, Liu G, Han Z, et al. Grain size effect on wear resistance of a nanostructured AISI52100 steel[J]. *Scripta Materialia*, 2008, 58(6): 445-448.
- [25] Wu B, Wang P P, Pyoun Y S, et al. Effect of ultrasonic nanocrystal surface modification on the fatigue behaviors of plasma-nitrided S45C steel[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2012, 213: 271-277.
- [26] Sun J Y, Mao X Y, Yang Z, et al. Effect of gradient microstructure on wear behavior of carbon steel[J]. *Materials Research Express*, 2019, 6(12): 126566.
- [27] Mao X Y, Sun J Y, Feng Y Y, et al. High-temperature wear properties of gradient microstructure induced by ultrasonic impact treatment[J]. *Materials Letters*, 2019, 246: 178-181.
- [28] Zhang X Y, Huang S, Li D C, et al. An approach to improve the microstructure and mechanical properties: a hybrid manufacturing of laser directed energy deposition and shot peening[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 55:102-686.
- [29] Donoghue J, Sidhu J, Wescott A, et al. Integration of deformation processing with additive manufacture of Ti-6Al-4V components for improved β grain structure and texture[C]//TMS 2015 144th Annual Meeting & Exhibition. Orlando, Florida, USA: Springer, 2015: 437-444.
- [30] Deng W W, Wang C Y, Lu H F, et al. Progressive developments, challenges and future trends in laser shock peening of metallic materials and alloys: a comprehensive review[J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2023, 191: 104061.
- [31] Bian H R, Wang Z, Liu J J, et al. Laser shock wave-induced enhanced thermal corrosion resistance of Ti6Al4V alloy fabricated by laser powder bed fusion[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2023, 452: 129096.
- [32] Wang Z, Zhou W T, Luo K Y, et al. Strengthening mechanism in thermomechanical fatigue properties of Ti6Al4V titanium alloy by laser shock peening[J]. *International Journal of Fatigue*, 2023, 172: 107631.
- [33] Wang Z, Bian H R, Lu H F, et al. Significant improvement in the strength-toughness and isotropy of laser powder bed fused Ti6Al4V alloy by combining heat treatment with subsequent laser shock peening[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 880: 145365.
- [34] Wang Z, Lu H F, Cai J, et al. Improvement mechanism in stress corrosion resistance of the X70 pipeline steel in hydrogen sulfide solution by massive laser shock peening treatment[J]. *Corrosion Science*, 2022, 201: 110293.
- [35] Lu H F, Xue K N, Xu X, et al. Effects of laser shock peening on microstructural evolution and wear property of laser hybrid remanufactured Ni25/Fe104 coating on H13 tool steel[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, 291: 117016.

- [36] Hackel L, Rankin J R, Rubenchik A, et al. Laser peening: a tool for additive manufacturing post-processing[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 24: 67-75.
- [37] Lan L, Jin X Y, Gao S, et al. Microstructural evolution and stress state related to mechanical properties of electron beam melted Ti-6Al-4V alloy modified by laser shock peening[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 50: 153-161.
- [38] Chi J X, Cai Z Y, Zhang H P, et al. Combining manufacturing of titanium alloy through direct energy deposition and laser shock peening processes[J]. *Materials & Design*, 2021, 203: 109626.
- [39] Guo Y, Wang S R, Liu W T, et al. Effect of laser shock peening on tribological properties of magnesium alloy ZK60[J]. *Tribology International*, 2020, 144: 106138.
- [40] Luo K Y, Jing X, Sheng J, et al. Characterization and analyses on micro-hardness, residual stress and microstructure in laser cladding coating of 316L stainless steel subjected to massive LSP treatment [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 673: 158-169.
- [41] Tong Z P, Wan W B, Liu H L, et al. Combination of annealing and laser shock peening for tailoring microstructure and mechanical properties of laser directed energy deposited CrMnFeCoNi high-entropy alloy[J]. *Additive Manufacturing*, 2023, 61: 103345.
- [42] Li N, Wang Q, Niu W J, et al. Effects of multiple laser shock peening impacts on microstructure and wear performance of wire-based laser directed energy deposition 17-4PH stainless steel[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 25: 3222-3227.
- [43] Zhu L D, Wang S H, Pan H C, et al. Research on remanufacturing strategy for 45 steel gear using H13 steel powder based on laser cladding technology[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, 49: 344-354.
- [44] Wang C Y, Luo K Y, Cai J, et al. Obvious improvement in electrochemical and long-term immersion corrosion resistance of AISI 420 martensitic stainless steel using laser shock peening[J]. *Corrosion Science*, 2022, 209: 110688.
- [45] Wang C Y, Luo K Y, Bu X Y, et al. Laser shock peening-induced surface gradient stress distribution and extension mechanism in corrosion fatigue life of AISI 420 stainless steel[J]. *Corrosion Science*, 2020, 177: 109027.
- [46] Wang C Y, Luo K Y, Wang J, et al. Carbide-facilitated nanocrystallization of martensitic laths and carbide deformation in AISI 420 stainless steel during laser shock peening[J]. *International Journal of Plasticity*, 2022, 150: 103191.
- [47] Sanaty-Zadeh A. Comparison between current models for the strength of particulate-reinforced metal matrix nanocomposites with emphasis on consideration of Hall-Petch effect[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 531: 112-118.
- [48] Luo P, McDonald D T, Xu W, et al. A modified Hall-Petch relationship in ultrafine-grained titanium recycled from chips by equal channel angular pressing[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 66 (10): 785-788.
- [49] Archard J F. Contact and rubbing of flat surfaces[J]. *Journal of Applied Physics*, 1953, 24(8): 981-988.

Microstructure Evolution and Wear Resistance Enhancement of H13 Steel Powder Repaired 45 Steel Using Laser Composite Remanufacturing

Luo Ziqi¹, Wang Changyu¹, Wang Zhao¹, Lin Fubing¹, Lu Jinzhong^{1*}, Luo Kaiyu^{1,2**}

¹*School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, Jiangsu, China;*

²*The State Key Laboratory of Mechanical Transmissions, Chongqing University, Chongqing 400044, China*

Abstract

Objective AISI 1045 steel (45 steel) has good plasticity, ductility, and excellent mechanical properties and is widely used in automotive manufacturing. However, the surface of the material can be damaged by friction, leading to a deterioration in the performance of components in contact with moving parts. Further, damage caused by corrosion and abrasion accelerates the expansion of cracks and risks fracture. Partial remanufacturing is an effective way to reservice damaged parts, maximizing the residual value of the material. Laser additive manufacturing is considered the most promising remanufacturing technology for rebuilding the geometric features of damaged parts and restoring their mechanical properties; however, it faces problems concerning material properties. In this study, an innovative combination of laser directed energy deposition (LDED) and laser shock processing (LSP) processes is proposed for the remanufacture of damaged 45 steel, utilizing the respective advantages of each process.

Methods Experiments were conducted on 45 steel, whose chemical composition is displayed in Table 1. H13 tool-steel powder was used as the laser deposition powder for the experiments, and its chemical composition is displayed in Table 2. The laser composite remanufacturing process was realized using LDED and LSP equipment, and the specimens were fabricated according to LDED and LSP experimental parameters: a 2 mm thick layer was deposited on the substrate using LDED, milled to a smooth surface, and treated with LSP. Finally, the specimens were cleaned using ultrasonic vibration. A dry slip abrasion test was carried out on an HT-1000 spherical disc high-temperature tribometer based on the ASTM standard G99-95.

Results and Discussions The number of small pores around the contact area significantly reduced with increased laser power. Comparisons of samples before and after LSP show that the strained areas exhibit inhomogeneous surfaces (Fig. 2). With increasing laser power, the microhardness gradually increases; LSP significantly improves the microhardness of the LDED repair layer (Fig. 4). The LDED-1200 W specimen has broad martensitic laths with a small number of fine needles; in comparison, in the LDED-1800 W

specimen, the lath size decreases, the grain boundaries increase significantly, and internal refinement occurs with some dislocation (Fig. 7). LSP induces significant refinement of surface grains, forming tiny nanoparticles with non-sequential orientation; the impact extends downward along the depth, and a large number of discrete dislocation structures, including dislocation tangles and cells, were found near the impact surface (Fig. 8). The LDED specimen has a large worn area, with deep grooves and ridges parallel to the sliding direction, and almost the entire worn area is severely abraded (Fig. 11); conversely, the worn surface of the LDED+LSP specimen is smooth, with only a small number of scratches and grooves in the middle of the wear, no large worn area, and no obvious adhesion phenomenon on the surface (Fig. 12).

Conclusions A combination of LDED and LSP post-treatment was used to repair damaged 45 steel. The main conclusions are as follows:

(1) With increased LDED laser power, the powder is fully dissolved under high heat, the forming quality of the repair layer is improved, the quantity of internal holes is reduced, the porosity is reduced, the martensite lath-like structure is refined, and the cementite in the structure is dissolved.

(2) Plastic deformation of the material occurs under the influence of LSP and the surface grains undergo refinement, forming nanograins with an approximate size of 30–50 nm. Subsequently, the deformation influence extends along the depth, generating many dislocations and forming high-density dislocation structures.

(3) The main wears on the LDED-restored layer are plowing and adhesive wears, with a small contribution from abrasive wear; whereas the main wear mechanism of the LDED+LSP-restored layer is adhesive wear accompanied by abrasive wear.

(4) LSP induces nanograin and dislocation reinforcement to refine the material structure, which effectively eliminated the internal pores, compacted the structure, and realized surface hardening, thus improving wear resistance. Meanwhile, the post-treatment process is accompanied by the dissolution of primary cementite, which further improves wear resistance.

Key words laser technique; laser directed energy deposition; laser shock processing; laser composite remanufacturing; microstructure; wear resistance