

文章编号: 0258-7025(2010)10-2678-06

# 箱体主轴承座脉冲激光加工裂解槽实验研究

寇淑清 王金伟 杨慎华 杨宏宇 钟兆鹏

(吉林大学锻压研究所, 吉林 长春 130025)

**摘要** 采用 Nd:YAG 脉冲激光对某发动机箱体主轴承座所用材料加工裂解槽。试验结果表明,激光热影响区组织得到细化,熔化区生成了细小的树枝状初晶和莱氏体,相硬化区获得了隐针马氏体和残余奥氏体。X 射线衍射(XRD)分析表明,熔化区碳浓度大于相硬化区;裂解槽附近区域显微硬度均高于母材,硬化效果明显,熔化区显微硬度比相硬化区高约 260 HV;裂解槽硬化层随激光脉冲功率和脉冲宽度的增加而增大,随激光扫描速度的增加而减小,硬化层深度在 0.232~0.625 mm 之间;激光加工裂解槽为直缺口,灰铸铁的启裂和断裂效应明显。总结出激光功率、脉宽和加工速度等参数对裂解槽几何形貌的影响规律,并对工艺参数的选择提出了建议。

**关键词** 激光技术;裂解槽;激光切割;显微组织;几何形貌

中图分类号 TG485 文献标识码 A doi: 10.3788/CJL20103710.2678

## Experimental Study of Pulse Laser Processing Fracture Notch of Main Bearing Cap of Crankcase Bearing Bracket

Kou Shuqing Wang Jinwei Yang Shenhua Yang Hongyu Zhong Zhaopeng

(Roll Forging Research Institute, Jilin University, Changchun, Jilin 130025, China)

**Abstract** The fracture splitting notch is processed by Nd:YAG pulse laser on the material of engine crankcase bearing bracket. The result shows that, the organization of laser heat-affected zone is refined, the melting zone produces the dendritic primary crystal and the ledeburite, the transformation hardening zone obtains hidden needle martensite and the retained austenite. The analysis of X-ray diffraction (XRD) indicates that the carbon density of the melting area is bigger than that of the transformation hardening zone. The micro hardness of the region nearby the fracture splitting notch is higher than that of the parent metal, the hardened effect is obvious and the micro hardness of the melting zone is approximately 260 HV higher than that of the transformation hardening zone. The hardening layer of the fracture splitting notch increases as the pulse power and the pulse width of laser increase, and reduces as the laser scanning speed increases. The depth of the hardening layer is between 0.232~0.625 mm. The fracture splitting notch that is processed by laser is the straight gap, which is a significant effect on the initiation fracture and fracture splitting of the gray iron. The influence law that laser power, pulse width, processing speed and other parameters on the morphology of fracture splitting notch is concluded, and the proposal to technological parameter's choice is put forward.

**Key words** laser technique; fracture notch; laser cutting; microstructure; geometric shape

## 1 引 言

剖分类零件裂解加工原理是在预定剖分位置制造具有一定几何尺寸的初始启裂源(裂解槽),再施加垂直于预定断裂面的正应力载荷,在几乎不发生塑性变形的情况下,使零件沿初始启裂源断裂分离。

裂解技术在连杆大批量生产中已得到广泛应用,具有加工工序少、节省精加工设备、节省材料与能源以及生产成本低等优点<sup>[1]</sup>。随着裂解工艺研究的不断深化以及加工方法与技术装备的发展,裂解技术在其他剖分类零件加工中得到应用。激光切割

收稿日期: 2010-02-25; 收到修改稿日期: 2010-05-10

基金项目: 国家自然科学基金(50375066)和高等学校博士学科点专项科研基金(20060183066)资助课题。

作者简介: 寇淑清(1962—),女,教授,博士生导师,主要从事汽车关键零部件制造技术方面的研究。

E-mail: kousq@jlu.edu.cn

具有较高的柔性,可提高产品质量、降低制造成本,具有良好的经济价值和应用前景<sup>[2]</sup>。目前,在连杆裂解加工中采用 YAG 固体激光切割裂解槽已成为主流,与机械拉削和线切割等传统的加工方法相比,激光加工可以对零件局部区域进行处理,不会对加工区域以外的部分造成影响,具有较高的加工精度<sup>[3,4]</sup>,且切割速度快、无刀具磨损、槽型好<sup>[5~8]</sup>。激光切割过程中将伴随着裂解槽局部材料组织和性能的变化,可对裂解槽根部进行淬火处理<sup>[9]</sup>,进一步提高根部的应力集中系数,保证脆性断裂。

发动机箱体主轴轴承座(曲轴轴承座)属于典型的剖分类零件。箱体前后壁或每个隔板上的轴承座结构形式类似于连杆大头,但多个轴承座(四缸发动机为 5 个,六缸发动机为 7 个)有间隔共线排列并由底座相连形成整体。发动机箱体材料一般为铸铁,属于脆性材料。由于结构与材料的不同,使箱体主轴轴承座的裂解过程、参数选择与连杆存在显著差异。因此,研究并掌握 Nd:YAG 脉冲激光对发动机缸体主轴轴承座加工裂解槽的显微组织、硬度、不同参数下的硬化层厚度及裂解槽几何尺寸的影响,可为激光加工裂解槽在主轴轴承座加工中的应用提供参考,为扩大裂解技术应用范围提供依据。

## 2 实验方法

试样选择国内某发动机箱体的主轴轴承盖,其材料为灰铸铁,各化学成分的质量分数为:3.2% C, 1.18% Si, 1.1% Mn, 0.082% P, 0.055% S,其组织为珠光体基体加片状石墨,珠光体基体灰铸铁的石墨片细小,有较高的强度和硬度。样品表面粗糙度为 3.2  $\mu\text{m}$ 。切槽前样品用丙酮清洗以去除表面油脂。

图 1 为在自行研发的裂解槽激光加工数控机床上进行切槽试验示意图,工作台及激光切割头的运动由数控系统自动控制。选择德国 TRUMPF 公司生产的大功率、高精度的 HL62P/LCB YAG 固体激光切割系统。激光束热源模式为单脉冲基横模高斯分布,最大输出功率 75 W,最大脉冲功率 3.2 kW。

试验在室温下进行,调整激光切割头的角度,使激光经过透镜聚焦后,垂直入射到被加工表面,即离焦量设为 0。为了冷却透镜,防止透镜被污染,吹走切割区的底部熔渣,清除熔化和蒸发的材料,同时抑制切割区过度燃烧,辅助气体采用压缩空气,压力为 0.6 MPa。实验主要工艺参数如表 1 所示。

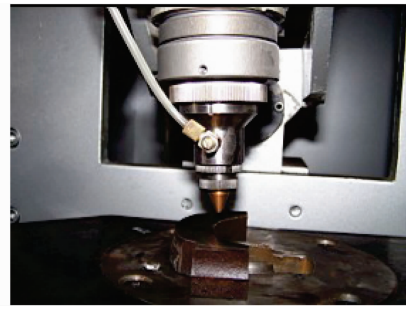


图 1 激光加工裂解槽试验

Fig. 1 Experiment of fracture notch produced by laser cutting

表 1 激光切槽主要参数

Table 1 Parameters of laser notching

Parameter	Power / kW	Frequency / Hz	Velocity / (mm/s)	Pulse duration / ms
	2.0/2.2/			
1	2.6/3.0/3.2	45	15	0.5
2	3.0	45	10/12/15/18/20	0.5
3	3.0	45	15	0.2/0.3/0.4/0.5

沿垂直于裂解槽的方向切取金相试样,使用体积分数为 4% 的硝酸乙醇对抛光试样进行化学侵蚀。在扫描电镜(SEM)下观察裂解槽附近显微组织并进行能谱分析。在 1600-5122VD Micromet 5104 显微硬度机上对裂解槽附近区域及母材进行显微硬度测量,载荷 200 g。使用 OLYMPUS 体式显微镜观察裂解槽并测量不同参数下裂解槽的几何尺寸。

## 3 实验结果与分析

### 3.1 激光加工区的显微组织特征

图 2 给出裂解槽显微组织形貌。图 2(a)显示,激光切槽后,由于材料显微组织发生变化,在激光光斑作用区附近形成三个区域:熔化区(裂解槽区)1,相变硬化区 2 和基体 3;图 2(b)为热影响区高倍显微组织。

熔化区温度高于铸铁熔点,大部分熔融金属被高压辅助气体吹走,形成裂解槽,槽底与槽壁的部分熔融金属迅速冷却残留下来。在高能激光束的快速加热条件下,由于很大的过热度 and 融化速度,熔化区片状石墨部分溶解并迅速向基体扩散,从石墨到远离石墨处存在有明显的碳浓度梯度,因而形成黑色团状组织,如图 2(b)箭头所示。灰铸铁中的石墨在高温下与压缩空气中的氧气作用,生成  $\text{CO}_2$ ,从灰铸

铁表面逸出,在裂解槽表面形成了很多孔洞,即气孔,如图3箭头1所示。

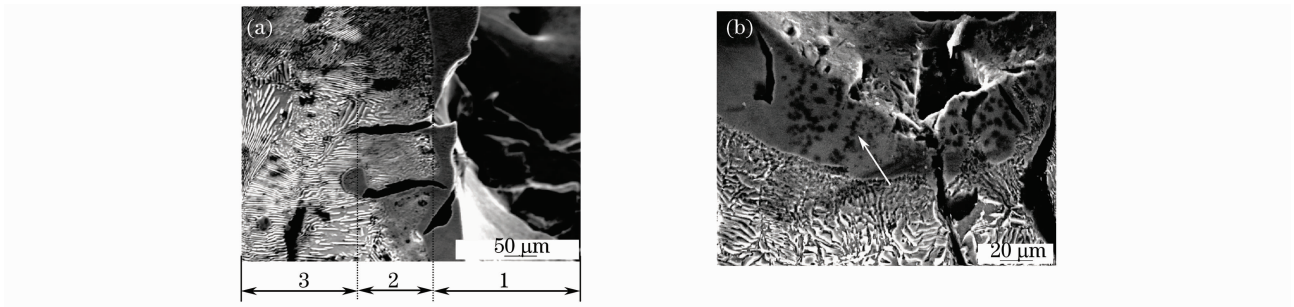


图2 裂解槽显微组织形貌

Fig.2 Micrograph of fracture notch

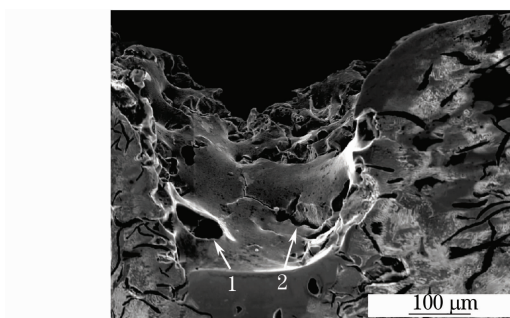


图3 表面气孔和微裂纹

Fig.3 Surface gas hole and microcrack

熔化区组织极为细小,主要为树枝状初晶(M+A')和莱氏体(M+A'+Fe<sub>3</sub>C)<sup>[10]</sup>。该区过热的熔融金属在快冷过程中,发生共晶反应形成了莱氏体凝固组织,而后发生淬火反应,获得高碳的奥氏体-马氏体复合组织。由于凝固过程冷却速度极快,过冷度大,形核率远远大于晶核生长率,因此,激光快速加热相变的必然结果是获得超细晶粒。

由于受熔化区的热影响,在熔化区和基体之间形成了相变硬化区,该区达到了奥氏体化温度,但未溶化,只经历了固态相变。随着向基体区深度增加,

温度越来越低,温度梯度很大,瞬时加热后的急冷使超细晶奥氏体来不及长大,同时,由于碳的溶解和溶入奥氏体中的碳在不同部位分布的差异性,使奥氏体成分很不均匀,冷却过程中大部分转变成针状马氏体,其余以残余奥氏体形式存在。在熔化区和相变硬化区的交界处,马氏体最粗大,残余奥氏体量最多,随着硬化层深度的增加,马氏体逐渐变细,残余奥氏体量不断减小。

马氏体相变过程中相变应力较大<sup>[11]</sup>,而且灰铸铁中片状石墨尖端有应力集中,在相变过程中硬而脆的马氏体基体局部被拉裂,形成微小的淬火裂纹,如图3箭头2所示。冷裂纹和气孔的存在急剧减小了此处的材料强度,可以显著地降低裂解力。同时在胀断工序中,这些缺陷可能成为除裂解槽之外的裂纹源,在裂解力的作用下,沿着冷裂纹和气孔的方向进行裂纹扩展,产生掉渣或裂纹扩展面偏移现象。

图4为裂解槽各区域X射线衍射(XRD)谱测试结果。结合裂解槽组织分析可知,基体区、相变硬化区及熔化区组织的含碳量依次增大,碳元素质量分数分别为5.01%,5.66%和5.79%。

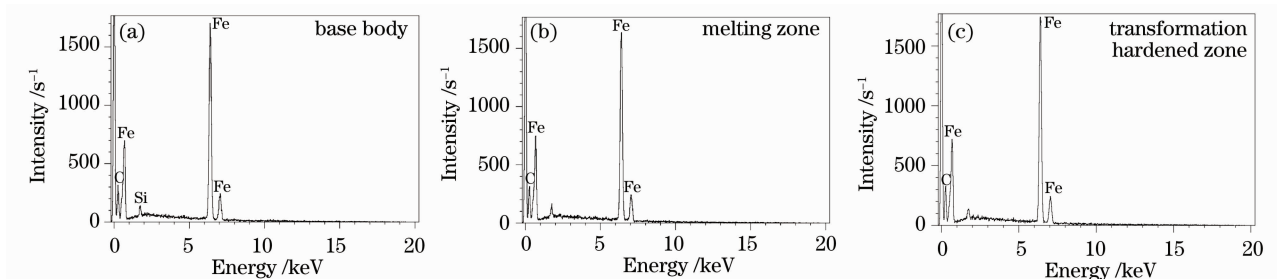


图4 试样各区域的XRD谱

Fig.4 XRD patterns of different sample regionals

### 3.2 显微硬度

图5为显微硬度随脉冲功率和扫描速度的变化趋势。由图5可知,熔化区、相变硬化区的显微硬度随脉冲功率的增大而增大;随着扫描速度的增大而

减小;熔化区显微硬度比相变硬化区高约260 HV。

裂解槽附近的显微硬度决定了后续机械加工的难易程度,且材料脆性与硬度有密切关系,硬度越高脆性越大,越有利于裂解工艺的进行。表2给出不

同区域材料显微硬度的变化范围。

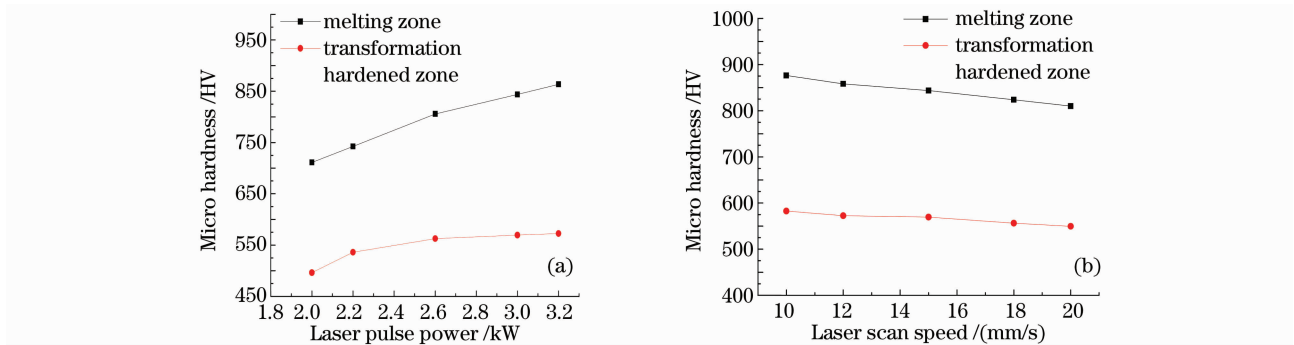


图5 显微硬度随激光脉冲功率(a)和激光扫描速度(b)的变化曲线

Fig. 5 Change of micro hardness with laser pulse power (a) and laser scan speed (b)

表2 显微硬度分布

Table 2 Micro hardness distribution

Region	Hardness /HV (200g)
Melting zone	730~950
Transformation hardened zone	442~563
Base body	255~280

结合显微组织与 XRD 分析结果可知, 熔化区槽底与槽壁残留下来的熔融金属迅速冷却形成了马氏体, 再加上细晶强化及碳化物强化, 因此硬度最高; 相变硬化区有少量马氏体的存在, 硬度次之; 基体组织未受到激光切槽作用的热影响, 所以组织保持不变。总的来说激光作用区较原始组织硬度提高, 脆性增大, 应力集中效应增大, 更有利于箱体主轴承座的脆性断裂。

激光切槽过程在奥氏体区产生的马氏体硬度随含碳量的增多而提高, 高碳马氏体以及裂解槽挂渣的存在, 给后期加工处理带来一定影响。刀具从硬度低的母材以一定速度切削过来, 突然碰到一个窄

的高硬度区, 刀具的切削刃部受到突然冲击, 容易出现“打刀”现象。即使不出现“打刀”, 也会出现“让刀”现象, 并加剧刀具磨损。

### 3.3 硬化层深度

激光切槽后, 受到激光热作用的材料显微组织发生改变, 这样的显微组织能否为箱体技术要求所允许, 需要发动机主机厂认定, 因此在制定裂解加工工艺时, 需考虑硬化层的深度变化和后续机械加工余量。图6给出裂解槽硬化层深度的变化。图6(a)为硬化层深随激光脉冲功率的变化, 随着激光脉冲功率的增加, 单位面积上注入的能量增大, 硬化层深度相应加大; 当激光脉冲功率不变, 随着激光扫描速度的增大, 激光照射的持续时间减少, 即工件单位面积得到的激光照射能量减少, 硬化层深度也相应减少, 见图6(b); 当脉冲功率不变, 脉冲宽度不断增大时, 单个脉冲的能量相应增大, 材料得到的热量增大, 硬化层深随之增大, 如图6(c)所示。

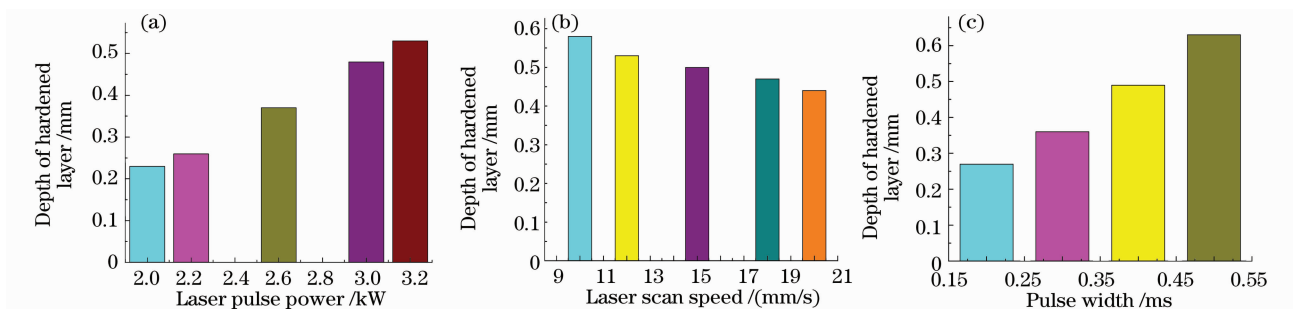


图6 硬化层深度随激光脉冲功率(a)、激光扫描速度(b)和脉冲宽度(c)的变化

Fig. 6 Change of case depth with the laser pulse power (a), laser scan speed (b) and pulse width (c)

随着激光参数不同, 硬化层深度在 0.232 ~ 0.625 mm 之间, 当脉冲功率 3.0 kW, 扫描速度 15 mm/s, 脉冲宽度 0.5 ms, 频率 45 Hz 时, 硬化层深度达到最大值 0.625 mm; 当脉冲功率 2.0 kW, 扫描速度 15 mm/s, 脉冲宽度 0.4 ms 时, 频率

45 Hz 时, 硬化层深度达到最小值 0.232 mm。分析硬化层深度的变化规律可知, 脉冲宽度对硬化层深度影响最大, 脉冲功率次之, 扫描速度影响最小。从主轴承座的性能 and 经济效益两方面考虑, 预留的机械加工余量应该大于裂解槽深 0.1 mm 左右为宜。

#### 4 裂解槽宏观形貌与几何尺寸

图7为激光功率4 kW,脉冲宽度0.4 ms,频率50 Hz以及横向扫描速度10 mm/s条件下,Nd:YAG脉冲激光垂直切割箱体主轴轴承座裂解槽的截面形貌(近似为直缺口)。根据灰铸铁在各种缺口下的断裂机理研究<sup>[12]</sup>,灰铸铁对缺口有一定的敏感度(但较连杆C70S6的缺口敏感性低),当受到垂直于断裂平面的正拉应力时,直缺口对启裂和断裂的效应最明显,其扩展过程比其他缺口容易,所以,激光加工裂解槽比机械拉削V型槽所需的裂解力小。

裂解技术对裂解槽槽深、槽宽、槽的连续性和整洁性有一定要求。图8给出裂解槽槽深、槽宽随激

光脉冲功率、激光扫描速度以及脉冲宽度的变化规律。

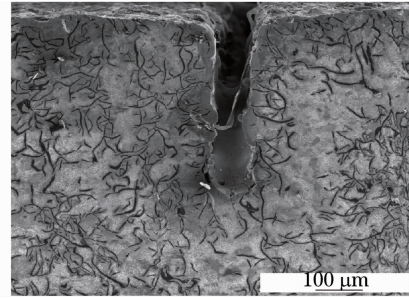


图7 激光加工裂解槽截面形貌

Fig. 7 SEM image of the cross-section of fracture notch produced by laser cutting

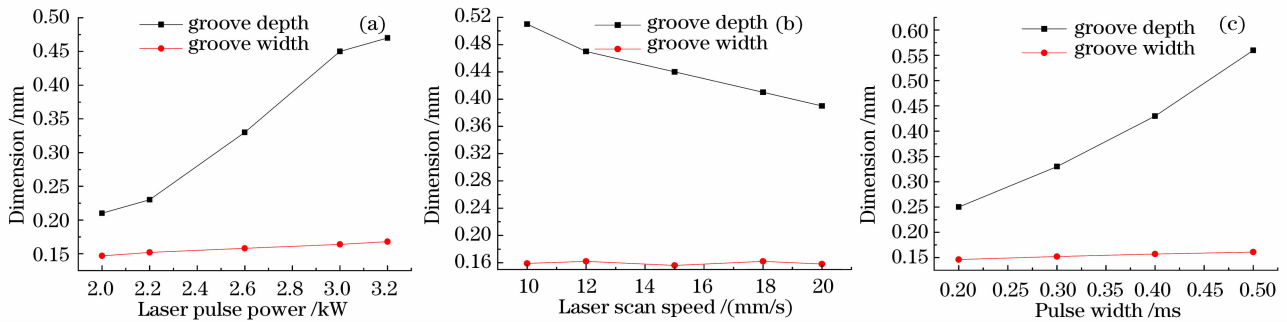


图8 裂解槽尺寸随激光脉冲功率(a),扫描速度(b)和脉冲宽度(c)的变化

Fig. 8 Changes of fracture notch size with laser pulse power (a), scan speed (b) and pulse width (c)

随着激光脉冲功率的增加,激光功率密度提高,即单位时间单位面积上注入的能量增大,槽深从0.21 mm增加到0.47 mm,槽宽略有增大,从0.147 mm增至0.168 mm,如图8(a)所示。由图8(a)曲线的斜率可知,脉冲功率大于2.0 kW,小于2.6 kW时,槽深的增大速率较快;大于2.6 kW,小于3.2 kW时,槽深的增大速率变缓。随着加工速度由10 mm/s增加到20 mm/s,裂解槽深度由0.51 mm减至0.39 mm。宽度基本恒定,在此区间,槽宽主要受制于入射光斑半径,这是由于移动速度直接与激光的作用时间相关,移动越快,停留时间越短,能量聚集量越小,切槽深度必然降低。

图8(b)为裂解槽槽深和槽宽随激光扫描速度的变化,图9给出不同扫描速度下裂解槽的表面形貌。当激光切槽速度过低时,裂解槽容易发生局部过热现象,在槽口出现挂渣,如图9(a)所示。局部过热使裂解槽的曲率半径及张角过大,降低缺口效应和应力集中系数,同时,热影响区扩大,后续机械加工余量变大;切槽速度过高,则出现图9(b)所示激光打孔现象;图9(c)是切割速度为15 mm/s时形成的连续裂解槽。因此切槽速度存在着最佳调整范围,为避免产生过热和激光打孔现象,扫描速度应控制在12~18 mm/s之间为宜。

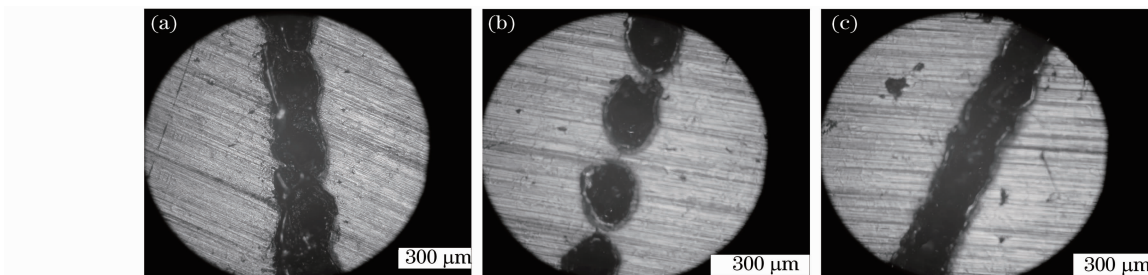


图9 不同加工速度下裂解槽的表面形貌

Fig. 9 Macro morphology of the fracture splitting notch with different scan speeds

不同脉冲宽度时,裂解槽深和槽宽的变化如图 8(c)所示。随着脉冲宽度的增加,裂解槽深不断增大,从 0.25 mm 增大至 0.56 mm,但槽宽只是略有增大,从 0.146 mm 增加到 0.161 mm。由于脉冲宽度与频率相互制约,当脉冲宽度增大时,频率的上限将减小,激光打孔现象将会出现,因此,脉冲宽度不能过大。为了获得较大的脉冲能量,脉冲宽度不能太小,尽量选择 0.3~0.5 ms。

## 5 结 论

采用 YAG 固体激光加工箱体主轴轴承座裂解槽,其裂解槽宏观形貌、显微组织等都有很大变化:

1)在激光光斑作用区附近形成三个区域:熔化区(裂解槽区)、相变硬化区和基体。熔化区组织极为细小,主要为树枝状初晶( $M+A'$ )和莱氏体( $M+A'+Fe_3C$ );相变硬化区大部分转变成针状马氏体,其余以残余奥氏体形式存在。相变过程中  $CO_2$  的逸出和马氏体的拉裂,形成了气孔和裂纹缺陷。

2)裂解槽附近区域组织硬度得到明显强化,有利于脆性断裂。但后续加工中可能出现“打刀”、“让刀”现象,并加剧刀具磨损。

3)硬化层深度随着激光脉冲功率和脉冲宽度的增加而增大,随着激光扫描速度的增大而减小,在 0.232~0.625 mm 之间,机械加工余量的选择应该大于裂解槽深 0.1 mm 左右为宜。

4)提高激光功率,槽深和槽宽变大;增大脉冲宽度会使激光作用时间延长,使槽深明显增大;提高切割加工速度,槽深减小但槽宽变化不大。加工速度过低,会形成切割部位局部过烧,加工速度过高,会形成激光打孔影响槽的连续性。加工速度应控制在 12~18 mm/s 之间为宜。

## 参 考 文 献

1 Kou Shuqing, Yang Shenhua, Zhao Yong *et al.*. Fracture-

- splitting process of engine connecting rod and its key techniques [J]. *J. Jilin University*, 2004, **34**(1): 85~90
- 寇淑清,杨慎华,赵勇等. 发动机连杆裂解加工及其关键技术 [J]. 吉林大学学报(工学版), 2004, **34**(1): 85~90
- 2 Zuo Tiechuan, Wang Xubao. Characteristic short technological process of laser manufacturing [J]. *Chinese J. Lasers*, 2008, **35**(11): 1660~1663
- 左铁钊,王旭葆. 激光制造的短流程优势 [J]. 中国激光, 2008, **35**(11): 1660~1663
- 3 Guo Yongli, Liang Gongying, Li Lu. Laser cladding repair of aluminum alloy [J]. *Chinese J. Lasers*, 2008, **35**(2): 303~306
- 郭永利,梁工英,李路. 铝合金的激光熔覆修复 [J]. 中国激光, 2008, **35**(2): 303~306
- 4 Sun Fujuan, Liu Hongjun, Hu Fangyou. Effect of laser surface remelting on performance of LY12CZ [J]. *Chinese J. Lasers*, 2007, **34**(8): 1159~1162
- 孙福娟,刘洪军,胡芳友. 激光表面重熔对 LY12CZ 性能的影响 [J]. 中国激光, 2007, **34**(8): 1159~1162
- 5 B. S. Yilbas. Laser cutting quality assessment and thermal efficiency analysis [J]. *J. Mater. Process. Technol.*, 2004, **155-156**: 2106~2115
- 6 G. Loisos, A. J. Moses. Effect of mechanical and Nd:YAG laser cutting on magnetic flux distribution near the cut edge of non-oriented steels [J]. *J. Mater. Process. Technol.*, 2005, **161**: 151~155
- 7 S. V. Usov, I. V. Minaev. High-power impulse YAG laser system for cutting, welding and perforating of super hard materials [J]. *J. Mater. Process. Technol.*, 2004, **149**: 541~545
- 8 K. A. Ghany, M. Newishy. Cutting of 1.2 mm thick austenitic stainless steel sheet using pulsed and CW Nd:YAG laser [J]. *J. Mater. Process. Technol.*, 2005, **168**: 438~447
- 9 Gong Jun, Rui Zhiyuan, Lang Fuyuan. The preliminary study of laser-catalyzed cracking [J]. *J. Gansu University of Technology*, 1994, **20**(4): 44~48
- 龚俊,芮执元,郎福元. 激光催裂的初步研究 [J]. 甘肃工业大学学报, 1994, **20**(4): 44~48
- 10 Shen Lian, Li Chenglao, Wang Xiuling *et al.*. Laser melting treatment on the microstructure of gray cast iron [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1989, **25**(1A): 75~77
- 沈莲,李成劳,王秀琴等. 激光熔凝处理对灰铸铁显微组织的影响 [J]. 金属学报, 1989, **25**(1A): 75~77
- 11 Xu Zuyao. Martensitic Transformation and Martensite [M]. Beijing: Science Press, 1980. 421
- 徐祖耀. 马氏体相变与马氏体 [M]. 北京: 科学出版社, 1980. 421
- 12 Cao Rui, Ren Xuechong, Chen Jianhong *et al.*. Iron-situ tensile fracture mechanisms of research [J]. *Gansu University of Technology*, 2003, **29**(2): 8~13
- 曹睿,任学冲,陈剑虹等. 铸铁断裂机理原位拉伸研究 [J]. 甘肃工业大学学报, 2003, **29**(2): 8~13