

# 合金铸铁聚焦光束表面强化技术<sup>\*</sup>

单际国 任家烈

(北京 清华大学)

**摘要** 采用氙灯辐射聚焦光束做热源对合金铸铁进行表面熔凝处理, 研究了熔凝处理层的组织和性能特点及光束工艺参数对组织和性能的影响。研究表明, 采用聚焦光束熔凝处理技术可在合金铸铁表面获得一个深度为毫米级、硬度为 Hm850 的强化层, 调节功率密度和扫描速度可有效控制强化层深度和宽度。当输入功率为 5kW, 扫描速度为 3.5m/h 时, 一次熔凝处理宽度可达 12 mm。经光束熔凝处理后的合金铸铁组织有分层现象, 采用较低的扫描速度时, 熔凝处理区的表面存在硬度很低的失碳层, 中部是亚共晶莱氏体组织, 而处理层底部为莱氏体和共晶石墨共存的麻口组织。提高光束扫描速度可减少熔凝区碳的烧损量, 抑制表面失碳层的产生。

**关键词:** 聚焦光束表面强化 合金铸铁 工艺参数 组织 性能

## 0 序 言

磨损是工程构件的主要失效形式之一。对工程构件失效原因的分析表明, 磨损失效常常发生在零件承受工作应力最高的表面处。因此, 从降低工程构件的制造成本和合理使用材料的角度出发, 应当采用价廉的韧性材料做基材, 对其表面采取合理的强化措施以提高其表面的耐磨性, 从而延长零件的服役寿命。表面强化技术正是在这一工业应用背景下迅速发展起来的。近几十年来, 国际上在表面强化所采用的热源手段方面开展了大量的研究工作, 从常规热源到激光等特种热源的应用研究十分活跃, 而激光表面强化技术由于其优越的强化效果近年来发展相当迅速。众所周知, 激光的设备制造和使用成本高, 能量转换效率还很低, 设备复杂, 它的单道熔宽和熔敷量小, 因而降低了生产率, 提高了生产成本, 这在某种程度上抑制了激光表面强化技术在工业生产中推广应用的发展速度。自 60 年代末德国学者首次将大功率氙灯辐射聚焦光束用于连接技术领域以来, 国际上对聚焦光束热加工技术已经非常重视<sup>[1~3]</sup>。90 年代初俄罗斯学者又成功地将其应用于铸铁构件的表面强化技术领域, 显示出了它在该领域良好的应用前景<sup>[4]</sup>。聚焦光束表面强化技术在国际上刚刚起步, 在我国尚属空白, 因此, 开展这方面的研究工作具有特殊的科学意义。

本文以机械制造业常用的合金灰口铸铁为试验材料, 采用自行研制的聚焦光束加热设备, 对其进行表面熔凝处理以获得表面强化层, 并研究光束能量参数对熔凝处理层组织及性能的影响。

## 1 试 验

### 1.1 试验材料及试件尺寸

试验用基体材料为合金灰口铸铁, 其化学成分的质量分数(%)为: C 3.2, Si 1.8, Mn 0.75, P < 0.1, S < 0.1, Cr 0.3, Cu 0.8, Fe 余量。其典型的显微组织为片状石墨和珠光体基体。试件选用长 100 mm, 外径为 φ45 mm 的空心轴, 其壁厚为 10 mm。

\* 中国博士后基金资助项目。

## 1.2 试验设备

采用自行研制的 SR—I 型氩灯辐射聚光束加热设备, 其主要技术性能参数为:

最大输入功率 $P_{max}$	5kW
最小光斑直径 $d$	15 mm
功率调节范围 $P$	600 ~ 5000 W
最高加热温度 $T_{max}$	1800 °C

## 1.3 试验方法

将选用的试件置于设备的焦面上, 调节聚焦机构, 在试件的待处理表面获得  $\phi 15$  mm 的聚光光斑。调节输入功率  $P$  和光斑与试件的相对平移速率  $v$  以改变光束扫描速度而控制试件表面的熔化层深度。获得了两种工艺规范参数的试样, 其中 1# 试样  $P_1 = 4.9$  kW, 扫描速度  $v_1 = 2.5$  m/h; 2# 试样  $P_2 = 4.9$  kW,  $v_2 = 3.5$  m/h。熔凝处理后的试件用电火花切割法制取横断面含有熔化区、热影响区及母材未受热区的试样, 镶嵌后经磨制、抛光并用 4% 硝酸酒精腐蚀。在 Olympus 型光学显微镜下观察显微组织并进行照像。用 PMT—3 型硬度计测量显微硬度, 并记录显微硬度曲线, 所用载荷为 0.98N。为避免大片石墨对显微硬度测量值带来误差, 试样的热影响区和未受热区的显微硬度测量过程中所有的测量点均选在基体组织上。

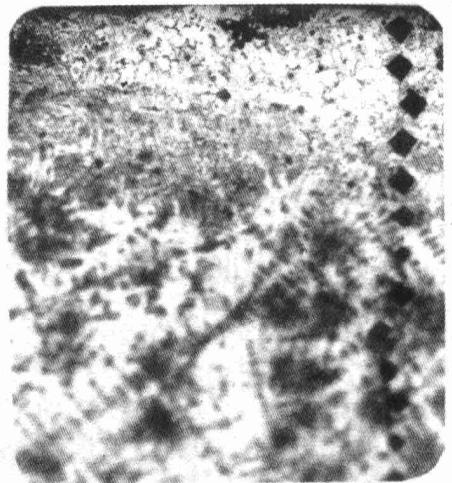
## 2 试验结果及分析

### 2.1 熔凝区的宏观分析

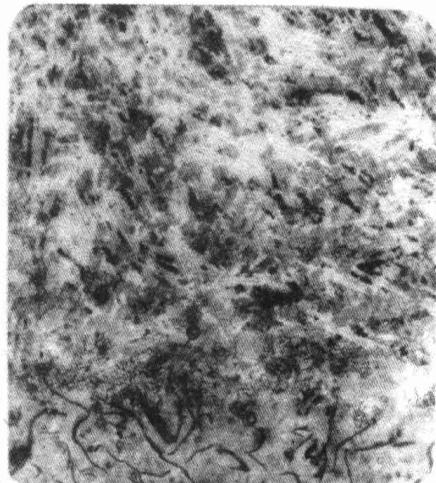
通过宏观分析表明, 所得熔凝区内无裂纹、气孔、夹杂等缺陷。在相同的输出功率密度下, 当扫描速度为 2.5m/h 时, 一次熔凝处理区的宽度可达 12 mm, 此时熔池的深度为 1 mm; 提高扫描速度达 3.5m/h 时, 熔池深度减少到 0.5 mm, 但一次熔凝处理区的宽度仍然可达 10 mm。因此用这种工艺方法获得的一次处理宽度超过了激光熔凝处理时的宽度。

### 2.2 光束熔凝处理区的显微组织及成因

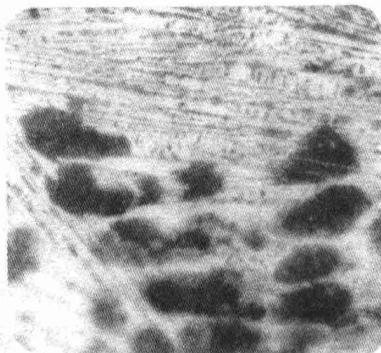
经光束熔凝处理后的合金铸铁显微组织有分层现象。当扫描速度较小时(1# 试样), 熔凝处理区的表层由于碳的烧损产生铁素体与奥氏体混合组织, 且铁素体是主要析出相(图 1a), 熔凝处理区中部是亚共晶莱氏体(图 1c), 而底部为莱氏体与共晶石墨共存的麻口组织(图 1e)。提高扫描速度(2# 试样)可抑制表面贫碳层的产生(图 1b), 熔凝处理区的表层为亚共晶莱氏体(图 1d), 但底部仍产生麻口组织(图 1f)。与 1# 试样相比, 2# 试样中的麻口区宽度较窄, 且熔凝处理的白口区中初生  $\gamma$  相的量相对较少。两个试样在熔凝处理区的几何尺寸上也存在差异, 1# 试样的熔深、熔宽及热影响区宽度都较 2# 试样大。出现上述差异的主要原因是扫描速度不同而导致的线能量差异。1# 试样的扫描速度较小, 因而线能量较大, 这势必导致它的熔池尺寸及热影响区宽度均较 2# 试样增加, 较大的线能量使熔池在高温停留时间延长, 这将会导致熔池内碳的烧损加剧, 熔池内含碳量降低必然导致先析出  $\gamma$  相的相对量增加。本试验条件下, 由于光斑尺寸较大, 光束的功率密度较低, 因此熔凝处理过程的加热和冷却速度降低, 这将会使熔池底部相当一个区域内的液态金属的凝固过程接近于平衡状态而生成共晶石墨和莱氏体的麻口组织。熔凝处理过程升温速率降低还将使基材受热严重, 热影响区和熔凝处理区内奥氏体自淬火效应消失, 因此, 本试验条件下, 上述区域的奥氏体转变产物均为屈氏体型珠光体组织。



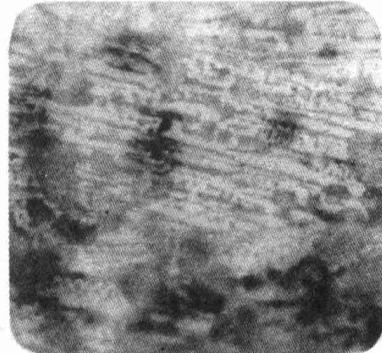
(a) Melted layer of sample 1 × 100



(b) Melted layer + HAZ of sample 2 × 100



(c) White iron zone of sample 1 × 500



(d) White iron zone of sample 2 × 500



(e) Mixture with ledeburite and eutectic graphite of sample 1 × 500



(f) Mixture with ledeburite and eutectic graphite of sample 2 × 500

图 1 光束熔凝处理后的合金铸铁组织特征  
Fig. 1 Structure of alloy cast iron after surface melting

### 2.3 光束熔凝处理合金铸铁的显微硬度分布特征

图2给出了1<sup>#</sup>、2<sup>#</sup>试样的显微硬度分布曲线。1<sup>#</sup>试样由于扫描速度很低, 表面存在的铁素体与奥氏体失碳层使其表面层硬度降低至基材硬度水平, 表层下的亚共晶莱氏体区硬度获得了大幅提高, 但与2<sup>#</sup>试样相比由于其初生奥氏体相对量较多, 因而该区的硬度不及2<sup>#</sup>试样。本实验条件下, 由于采用不同扫描速度时在熔凝处理区底部均存在一麻口组织区, 该区的共晶石墨使硬度大幅下降。由硬度分布曲线还可观察到扫描速度对热影响区宽度的影响, 当扫描速度为2.5m/h时, 热影响区宽度达8mm, 而在相同的功率密度下将扫描速度提高至3.5m/h可将热影响区宽度减少一半。可见, 调节线能量可以有效控制熔凝区的深度和热影响区的宽度。

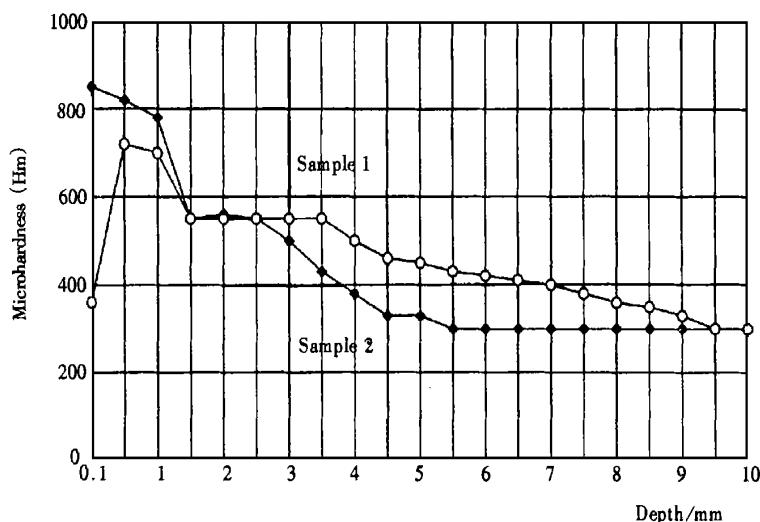


图2 光束熔凝处理合金铸铁的显微硬度分布曲线

Fig. 2 Microhardness of alloy cast iron after surface melting

## 3 结 论

(1) 用聚光束做热源对合金铸铁进行熔凝处理, 选择合适的工艺参数可在其表面获得深度为毫米级、硬度达Hm850的强化层, 对灰口铸铁的表面改性有显著效果。

(2) 当焦点光斑尺寸一定时, 表面强化层尺寸与线能量有关(功率和扫描速度)。调节线能量可有效控制熔凝层深度及热影响区宽度。与激光相比一次扫描所得熔宽较大, 因此用这种方法熔凝处理的效率较高。

(3) 经光束熔凝处理后的合金铸铁组织有分层现象, 采用较低的扫描速度时, 熔凝处理区的表面存在硬度很低的失碳层, 中部是亚共晶莱氏体组织, 而处理层底部为莱氏体和共晶石墨共存的麻口组织。提高光束扫描速度可减少熔凝区碳的烧损量, 抑制表面失碳层的产生。

## 参 考 文 献

- 1 Thouret W E, Strauss H S. High wattage xenon and mercury vapor compact arc lamps as radiation sources for imaging nubes—conference on image furnace techniques . Plenum Press 4 1964.
- 2 Takeshi Oku a. o. Light beam welding machine— Japan Electronic Engineering 1972 67, 36 ~ 40.
- 3 美国专利 No. 3649811.
- 4 Arkhipov V E, Ablaev A A, Krasnov L T et al. Structure and hardness of high— strength Vch 500 cast iron with hardening with a light beam. Metal Science and Heat Treatment 1991, 32(7~8) 511 ~ 513.

**Surface Hardening of Alloy Cast Iron with Light Beam**

*Shan Jiguo, Ren Jialie*

*(Tsinghua University, Beijing)*

**Abstract** Surface melting of alloy cast iron with the light beam of a xenon lamp, microstructures and properties of melted layer and the influence of light beam parameters on them were investigated. The results show that melted layer of white iron with a depth of millimeter-level and micro hardness of  $850 \text{ kgf/mm}^2$  can be obtained on the surface of cast iron by using the light beam. The depth and width of melted layer can be controlled effectively through adjusting the density of light power and scan rate. A single-pass melting width can be up to 12mm, when the input power is 5kW and scan rate is 3.5m/h. The light beam melted zone of alloy cast iron obtains a lamellar structure. At the lower scan rate the melted layer consists of a carbon-poor zone with very low hardness in its surface, a sub-eutectic ledeburite in its middle and a mixture with ledeburite and graphite eutectic at its bottom. The lose of carbon can decrease with increasing of light beam scan rate and therefore the carbon-poor zone is inhibited.

**Key words** surface hardening with light beam, alloy cast iron, parameters of light beam, structure, property

**作者简介** 单际国,男,1965年生,汉族,副教授。1988年9月上海交通大学焊接专业本科毕业后分配到哈尔滨焊接研究所从事埋弧焊接技术研究工作。历任助理工程师、工程师。1996年8月在乌克兰科学院 Paton 焊接研究所获工学博士学位。1998年6月在清华大学材料科学与工程博士后科研流动站结束“聚焦光束钎焊与表面改性技术”研究开发后留校任教。曾参加了国家“七五”攻关项目“水平环缝与直焊缝窄间隙埋弧焊技术”研究工作。现主持国家机械行业“九五”攻关项目“聚焦光束表面熔敷技术研究开发与应用示范”的研究工作。已发表论文 20 余篇。