

气氛保护对灰铸铁激光重熔区气孔的影响

张坤^{1,2}, 刘克元^{1,2}, 叶正挺^{1,2}, 赵海兴³, 杨高林^{1,2}, 崔金鹏³, 胡勇^{1,2}, 姚建华^{1,2}

¹浙江工业大学激光先进制造研究院, 浙江 杭州 310014;

²浙江省高端激光制造装备协同创新中心, 浙江 杭州 310014;

³上海电气电站设备有限公司汽轮机厂, 上海 201199

摘要 通过对 HT250 灰铸铁进行激光重熔试验,研究了不同气氛保护条件下试样重熔区气孔的产生机理。研究表明,在氩气保护条件下,重熔区中的气孔为析出性气孔;在开放条件下,重熔区的气孔为析出性气孔和反应性气孔。在相同工艺参数下,当扫描速度较低时,开放条件下重熔区的气孔比氩气保护条件下的多;当扫描速度较高时,两种气氛保护条件下重熔区的气孔情况基本相同。当激光能量密度较低时,灰铸铁内部气体的析出是重熔区气孔形成的主要原因。

关键词 激光技术; 激光重熔; 灰铸铁; 气孔

中图分类号 TN249

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.0102005

Effect of Protective Atmosphere on Pores in Laser Remelting Zone of Gray Cast Iron

Zhang Kun^{1,2}, Liu Keyuan^{1,2}, Ye Zhengting^{1,2}, Zhao Haixing³, Yang Gaolin^{1,2},
Cui Jinpeng³, Hu Yong^{1,2}, Yao Jianhua^{1,2}

¹Institute of Laser Advanced Manufacturing, Zhejiang University of Technology, Hangzhou, Zhejiang 310014, China;

²Zhejiang Provincial Collaborative Innovation Center of High-end Laser Manufacturing Equipment, Hangzhou, Zhejiang 310014, China;

³Turbine Works, Shanghai Electric Power Generation Equipment, Co., Ltd., Shanghai 201199, China

Abstract The mechanisms of pore formation in the remelting zone under different protective atmosphere conditions are investigated by the laser remelting experiments of HT250 gray cast irons. The study results show that the pores in the remelting zone are dissolved pores under the argon shielding atmosphere, and the pores are dissolved pores and reactive pores under the open atmosphere. With the same process parameters, there are more pores in the melting zone under the open atmosphere than those under the argon shielding atmosphere at a low scanning speed, however, at a high scanning speed, the pores are basically the same under these two protective atmosphere conditions. When the laser energy density is relatively low, the main reason of pore formation in the remelting zone is the dissolving out of gasses from the gray cast irons.

Key words laser technique; laser remelting; gray cast iron; pores

OCIS codes 140.3390; 160.3390; 350.3850

1 引言

灰铸铁具有良好的导热性、耐磨性和低缺口敏

感性等优点,且易于铸造和加工,被广泛应用于大型机械装备中的承重、支撑类结构部件中^[1-2]。灰铸铁通过激光表面重熔能够获得高硬度表面白口铸铁熔

收稿日期: 2017-04-14; 收到修改稿日期: 2017-08-01

基金项目: 浙江省自然科学基金(LY16E050014)、浙江省公益技术应用研究项目(2017C31048)

作者简介: 张坤(1989—),男,硕士研究生,主要从事激光增材制造方面的研究。E-mail: 956818952@qq.com

导师简介: 姚建华(1965—),男,博士,教授,博士生导师,主要从事激光加工技术方面的研究。

E-mail: laser@zjut.edu.cn(通信联系人)

化层,零部件的表面强度和耐磨性得到提高^[3-5]。由于大型灰铸铁零部件在铸造时容易出现疏松缩孔等缺陷,因此部件在使用过程中会出现局部磨损甚至报废。采用激光增材制造技术修复失效的灰铸铁件,可以节约企业成本。然而,激光修复灰铸铁件时,修复区域容易出现气孔缺陷^[6]。目前,大多数研究者认为激光重熔区或熔覆层出现气孔缺陷的主要原因为灰铸铁基体中片状石墨氧化产生的气体来不及逸出熔池^[7-8],但是该反应机制尚需试验的验证。

本文以 HT250 灰铸铁为基体材料,分别在氩气保护条件和开放条件下进行激光重熔试验,研究

了熔池中气孔产生的机理,为灰铸铁激光修复过程中气孔缺陷的抑制提供了一定的理论依据。

2 试验过程

2.1 试验材料

试验所用材料为 HT250 灰铸铁,其化学成分见表 1。由表 1 可知,HT250 灰铸铁的主要成分是铁、碳以及少量的硅和锰,氧和氮的含量很低,几乎不含氢。HT250 灰铸铁的显微组织如图 1 所示,可以看出,其主要为珠光体,还有少量的铁素体与磷共晶。

表 1 HT250 灰铸铁的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of HT250 gray cast iron (mass fraction, %)

Element	Si	Mn	P	O	N	H	C	S	Fe
Value	1.38	0.94	0.032	0.0443	0.015	0.0025	3.00	0.091	94.495

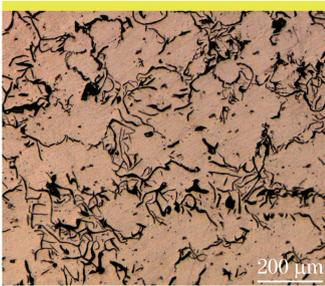


图 1 HT250 灰铸铁的显微组织

Fig. 1 Microstructure of HT250 gray cast iron

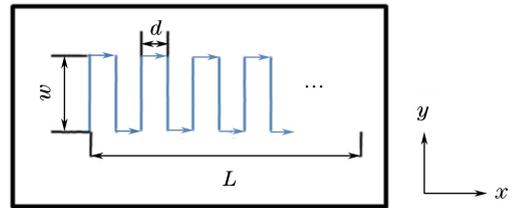


图 2 激光往复扫描示意图

Fig. 2 Schematic of laser reciprocating scanning

2.2 激光重熔工艺

采用美国 IPG 公司生产的型号为 PS-YLR-500SM 的连续波光纤激光器,在氩气保护条件和开放条件下进行激光重熔试验,激光额定功率为 500 W,波长为 1060 ~ 1090 nm,焦点直径为 0.12 mm。在氩气保护条件下进行激光重熔时,先将灰铸铁放置在带有抽真空洗气装置的气氛保护箱内进行 4 次抽真空洗气,再用激光对预先放置在保护箱内的钛合金板进行多次重熔,直至重熔区变成银亮色。为了降低灰铸铁组织分布不均对试验结果的影响,试验时采用图 2 所示的“Z”型往复扫描工艺,扫描长度 L 为 15 mm,扫描宽度 w 为 1 mm,道间距 d 为 0.02 mm。

激光重熔试验工艺参数及结果见表 2,其中激光功率均为 500 W。试样 A1~A4 与 B1~B4 分别为氩气保护条件和开放条件下激光重熔后的试样。采用线切割方式分别对试样沿重熔区的横截面方向(y 方向)和纵截面方向(x 方向)进行线切割制样,再用体积分数为 4% 的硝酸乙醇溶液进行腐蚀,

在金相显微镜下观察重熔区尺寸与气孔情况。

表 2 激光重熔试验工艺参数及结果

Table 2 Process parameters and results of laser remelting experiment

Sample number	Scanning speed / ($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$)	Depth of remelting zone / μm	Width of remelting zone / μm
A1	20	582	1581
A2	60	500	1382
A3	100	336	1291
A4	200	291	1182
B1	20	818	1782
B2	60	723	1680
B3	100	664	1391
B4	200	382	1291

3 试验结果与分析

3.1 重熔区的尺寸

氩气保护条件下试样横截面腐蚀后的形貌如图 3 所示。可以看出,整个激光处理区域分为重熔区(RZ)和热影响区(HAZ),重熔区中片状石墨基本消失,只有底部有极少量未熔石墨(G);热影响区中的片状石墨基本保持原状。开放条件下试样横截面

腐蚀后的形貌如图 4 所示,其各部分的晶粒形状和组织成分与氩气保护条件下的试样基本相同。

结合表 2 的测量结果及图 3、4 可知,在氩气保护条件和开放条件下,重熔区宽度与深度随着激光扫描速度的增大均逐渐减小,并且重熔区宽度都大于 1 mm;氩气保护条件下的重熔区底部趋于平缓,

而开放条件下的重熔区底部倾向于圆弧状。当激光工艺参数相同时,开放条件下的重熔区比氩气保护条件下的更深。这是因为熔池表面发生的放热氧化反应使熔池对激光的吸收率增大,熔池温度升高,进而使得最终形成的重熔区更深。另外,两种条件下的重熔区中均存在气孔。

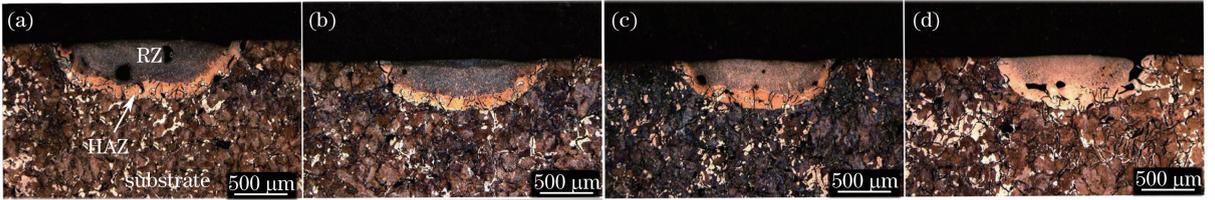


图 3 在氩气保护条件下,不同扫描速度时的试样横截面形貌。(a) $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (b) $60 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (c) $100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (d) $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

Fig. 3 Cross-sectional morphologies of samples under argon shielding at different scanning speeds.

(a) $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (b) $60 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (c) $100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (d) $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

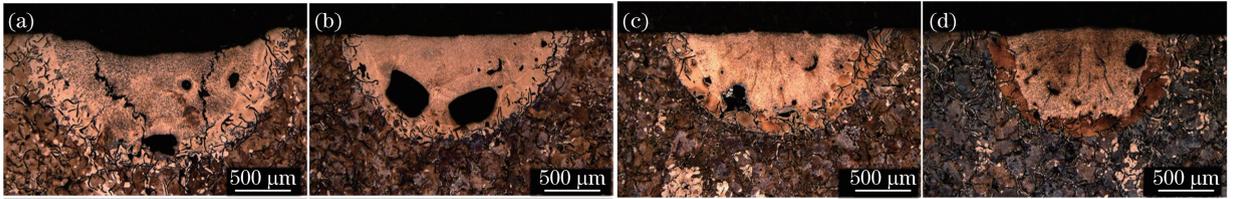


图 4 在开放条件下,不同扫描速度时的试样横截面形貌。(a) $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (b) $60 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (c) $100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (d) $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

Fig. 4 Cross-sectional morphologies of samples under open atmosphere at different scanning speeds.

(a) $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (b) $60 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (c) $100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (d) $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

3.2 重熔区的气孔

不同气氛保护条件下试样重熔区的纵截面形貌如图 5、6 所示。可以看出,在氩气保护条件下,当扫描速度为 20, 60, 100 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,重熔区中的气孔较少;当扫描速度为 200 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,重熔区中出现了较多的气孔。在开放条件下,当扫描速度为 20, 60, 100 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,重熔区中的气孔较多;当扫描速

度为 200 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,重熔区中的气孔相对较少。由图 5 与图 6 可以发现,两种条件下重熔区中的气孔分布都不均匀;当扫描速度为 20, 60, 100 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,开放条件下重熔区中的气孔数量远远多于氩气保护条件下的,而当扫描速度为 200 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,两种条件下重熔区中的气孔数量差别不大。

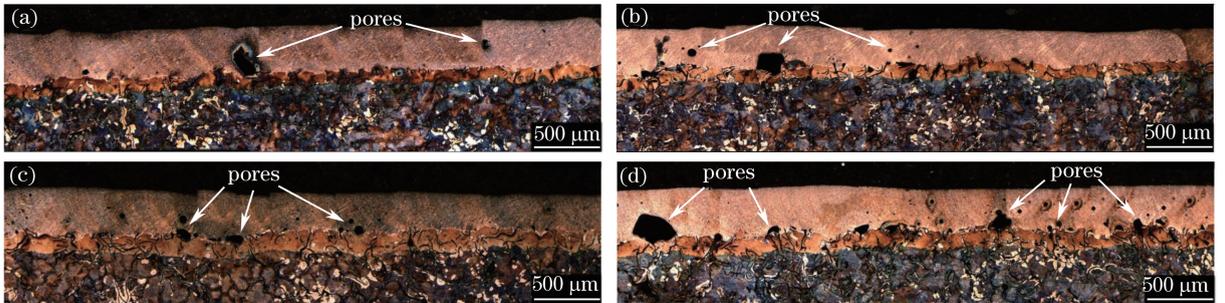


图 5 在氩气保护条件下,不同扫描速度时的试样纵截面形貌。(a) $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (b) $60 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (c) $100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (d) $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

Fig. 5 Longitudinal-sectional morphologies of samples under argon shielding at different scanning speeds.

(a) $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (b) $60 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (c) $100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (d) $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

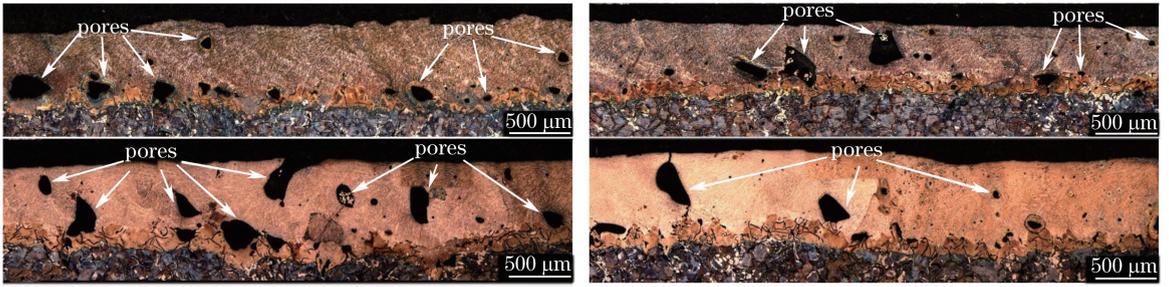


图 6 在开放条件下,不同扫描速度时的试样纵截面形貌。(a) $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$;
(b) $60 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$;(c) $100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$;(d) $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

Fig. 6 Longitudinal-sectional morphologies of samples under open atmosphere at different scanning speeds.

(a) $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (b) $60 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (c) $100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (d) $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

氩气保护条件下重熔区内气孔的微观组织扫描电镜(SEM)图如图 7 所示。图 7(a)、(b)中的气孔为球状,在气孔内壁凝固产生了细条状组织结构。图 7(b)所示的气孔内壁上附有小的球状颗粒,对图 7(b)中的标示区域进行 X 射线能谱分析(EDS),结果见表 3。可以看出,气孔周围主要成分是铁基,并含有一定的碳和氧。图 7(c)所示的异形孔可能与重熔区内的裂纹有关。图 7(d)所示是重熔区内的一个近球状组织,在光学显微镜下观察到的形貌近似于黑色孔洞;对图 7(d)中的标示区域进行 EDS 分析,由表 3 可知,该组织主要成分是碳,故该球形

组织应该是未熔的石墨。图 7(e)、(f)所示分别为未熔石墨和 HT250 基材中片状石墨的微观组织,两者结构相近,但也存在明显差异。因此,未熔石墨可能不仅仅是原有片状石墨的残留,具体形成机制需进一步研究。

开放条件下重熔区气孔的微观组织 SEM 图如图 8 所示,可以看出,气孔内壁也有小的球状颗粒附着。图 8(a)中的气孔呈椭圆形,气孔较大时,表面张力对气孔形状的影响减弱,球形度降低。图 8(b)所示的气孔呈月牙状,这是因为重熔时激光的扫描路径为往复扫描,道间距为 0.02 mm ,而光斑为

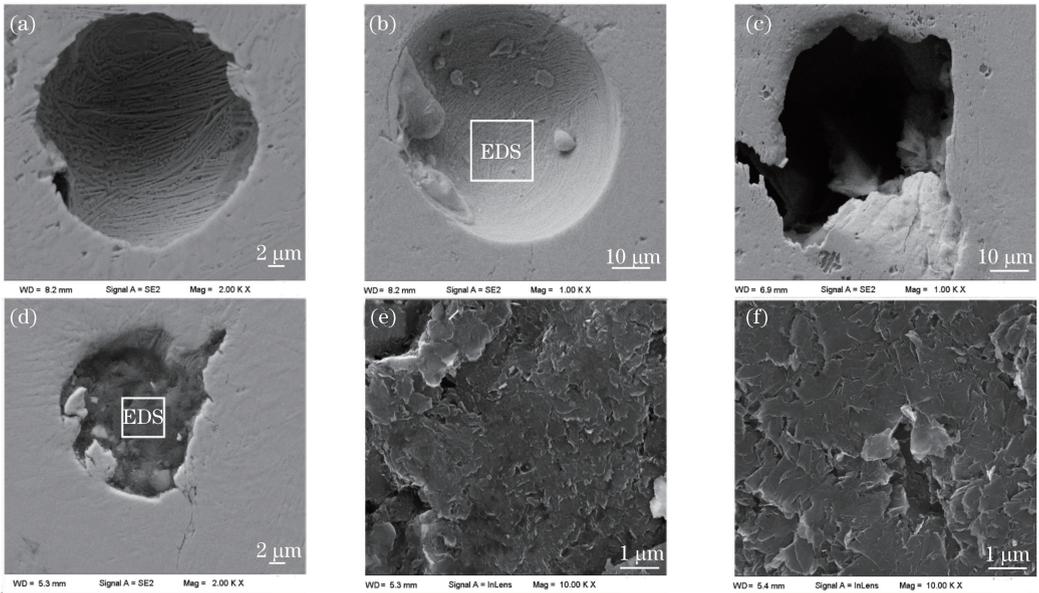


图 7 氩气保护条件下重熔区的 SEM 图。(a)扫描速度为 $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$,气孔;

(b)扫描速度为 $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$,气孔;(c)扫描速度为 $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$,气孔;(d)扫描速度为 $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$,未熔石墨;

(e)图 7(d)中的未熔石墨;(f) HT250 基材中的石墨

Fig. 7 SEM images of remelting zone under argon shielding. (a) Pore with scanning speed of $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$;

(b) pore with scanning speed of $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (c) pore with scanning speed of $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$;

(d) unmelted graphite with scanning speed of $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$;

(f) graphite in HT250 substrate

0.12 mm,道间会有搭接重熔。激光重熔时产生的气孔在后一道搭接重熔时被熔池切割,形成类似于图 8(b)所示的月牙状气孔。图 8(c)所示的气孔壁 EDS 分析结果见表 3,结果表明,开放条件下气孔的内壁成分和氩气保护条件下的基本一样。图 8(d)所示气孔的底部比较平直,在底部侧边有类似于条状石墨的尖角,该气孔产生于熔池底部,应该是依附于条状石墨产生的气孔。

表 3 图 7 和图 8 中不同区域的 EDS 结果(质量分数,%)
Table 3 EDS results at different areas in Fig. 7 and Fig. 8 (mass fraction, %)

Picture	C	N	O	Si	Fe
Fig. 7(b)	15.14	2.76	10.14	0.98	70.98
Fig. 7(d)	88.32	-	6.98	0.16	4.54
Fig. 8(c)	6.53	1.24	5.34	2.68	84.21

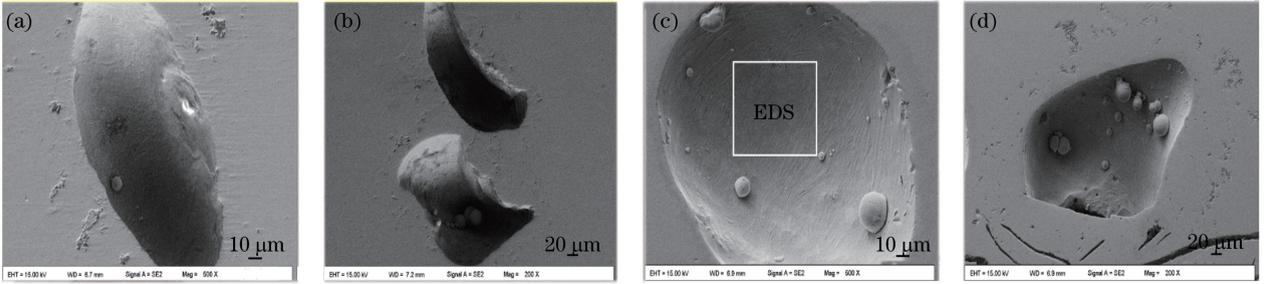


图 8 在开放条件下,不同扫描速度时的重熔区气孔 SEM 图。(a) $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$;
(b) $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$;(c) $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$;(d) $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

Fig. 8 SEM images of pores in remelting zone under open atmosphere at different scanning speeds.

(a) $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (b) $20 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (c) $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; (d) $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

3.3 分析与讨论

3.3.1 气孔产生的机理

在氩气保护条件下,重熔区中出现的气孔主要是析出性气孔。在铸造过程中,灰铸铁会吸附和溶解氮、氢、氧等气体,尤其在液态时,能够溶解大量气体;同时,各种氧化物、氮化物、气体等会成为片状石墨的形核基底保留在基体中。激光重熔时,基体内部的气体随着石墨的溶解直接从内部扩散到金属表面,或在基体内部形成气体分子和气泡析出^[9],但是,激光重熔时熔池冷却速度很快,形成的气泡来不及逸出熔池表面而留在熔池中,形成了气孔。当扫描速度为 $20, 60, 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,熔池对流较为剧烈,气泡析出熔池的速度较快,熔池存在时间较长,有利于气泡的析出;在熔池凝固结束前,大部分气泡已排出熔池,只有少数气泡留着熔池中。当扫描速度为 $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,熔池对流相对较弱,气泡析出熔池的速度较慢,熔池存在时间较短,气泡在熔池凝固结束前还未逸出熔池,形成了气孔。

开放条件下熔池中气孔的分布规律随激光扫描速度的变化规律与氩气保护条件下的不同,这是因为在开放条件下,熔池有析出性气孔和反应性气孔^[10]。一方面,在熔池的对流作用下,石墨溶解扩散出的大量碳原子非均匀地分布在熔池中^[11];另一方面,熔池中的各种元素会与富集在熔池表面的氧

发生氧化反应,而熔池中除了铁元素之外,还有硅和少量的锰、磷、硫等。碳首先与氧发生反应,产生的气体在熔池表面直接释放;如果反应过于剧烈,消耗了大量的碳,一些区域会形成贫碳区,且碳元素在熔池表面分布不均匀会加剧这一现象的发生。因此,熔池表面常见的反应为



反应产生的固体氧化物随着熔池的流动被带到熔池中,与熔池中的碳原子发生一系列的还原反应,典型的反应为



这些在熔池内部生成的 CO 气体随着熔池的剧烈流动而被带到熔池各处。当扫描速度为 $20, 60, 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,熔池温度较高,熔池存在时间较长,熔池表面的碳消耗速度较快,熔池表面的碳含量不足以阻止氧进入熔池内部,熔池内部容易发生碳氧反应,产生的 CO 气体较多,重熔区的气孔数量远比氩气保护条件下的多;当扫描速度为 $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,熔池存在的时间较短、消耗的碳较少,碳氧反应主要在熔池表面进行,熔池中的气孔含量相对较少,此时重熔区的气孔来源和氩气保护情况下的类似,

主要是析出性气孔。

3.3.2 熔池对流对气孔的影响

激光重熔时,熔池的对流对重熔区中的气孔影响很大。熔池流动的驱动力主要是由温度梯度与浓度梯度共同作用所产生的表面张力梯度,熔池的流动会对熔池的形状、流场及温度场等产生很大影响^[12]。熔池的流动速度 U 与表面张力温度梯度系数 $\frac{\partial\gamma}{\partial T}$ 的关系^[13]为

$$-\mu\left(\frac{\partial u}{\partial z}\mathbf{n}\right)=\frac{\partial\gamma}{\partial T}\left(\frac{\partial T}{\partial y}\mathbf{t}_x\right), \quad (6)$$

$$-\mu\left(\frac{\partial v}{\partial z}\mathbf{n}\right)=\frac{\partial\gamma}{\partial T}\left(\frac{\partial T}{\partial y}\mathbf{t}_y\right), \quad (7)$$

式中自由表面上任一点切线方向的单位矢量 $\mathbf{t}=\mathbf{t}_x+\mathbf{t}_y$; μ 为粘性系数; γ 为流体表面张力系数; u 、 v 分别为 U 在 x 、 y 方向的分量; z 为笛卡尔坐标系 z 方向; \mathbf{n} 为自由表面法线方向的单位向量。

从(6)式和(7)式可以看出,表面张力温度梯度系数的正负将影响熔池中产生的环流方向。灰铸铁属于典型的 Fe-C 二元合金,其表面张力温度梯度系数为负值,熔池左侧的环流方向为逆时针方向,熔池右侧的环流方向为顺时针方向,正是这种流动将激光辐照的能量沿流动方向向熔池外沿扩展^[14]。

活性元素氧能够改变熔池表面张力温度梯度系数,Sahoo 等^[15]将表面张力温度梯度系数表示成温度 T 与氧元素活度 a_i 的函数关系:

$$\frac{\partial\gamma}{\partial T}=-A_\gamma-R\Gamma_s\ln(1+K_{\text{seg}}a_i)-$$

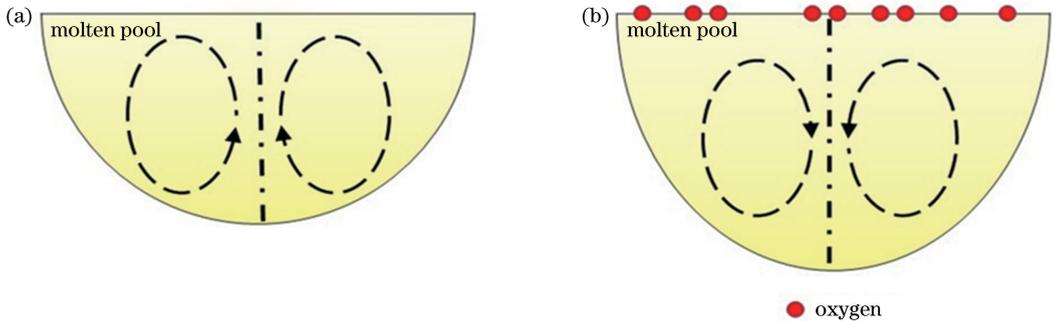


图9 不同条件下灰铸铁激光重熔熔池流动示意图。(a)氩气保护条件;(b)开放条件

Fig. 9 Flow schematic of molten pool in laser remelting of gray cast irons under different conditions.

(a) Argon shielding; (b) open atmosphere

激光重熔熔池的对流是熔池传质的重要机制^[20]。灰铸铁激光重熔时,石墨迅速溶解,熔池的对流将碳原子带到熔池各处。在开放条件下,熔池对流方向沿熔池中心向下,一方面,熔池的中心区域温度最高,是反应最剧烈的地方,这种对流方式使熔

$$\frac{K_{\text{seg}}}{1+K_{\text{seg}}a_i}\frac{\Gamma_s\Delta H^0}{T}, \quad (8)$$

$$K_{\text{seg}}=k_1\exp\left(\frac{-\Delta H^0}{RT}\right), \quad (9)$$

式中 A_γ 为表面张力常数; ΔH^0 为标准吸附热; Γ_s 为表面饱和过剩常数,数值为 $2.03 \times 10^8 \text{ mol} \cdot \text{m}^{-2}$; R 为气体常数; K_{seg} 为氧元素平衡吸附系数; k_1 为表面偏聚熵常数。(8)式和(9)式揭示了温度与表面活度元素氧对熔池表面张力温度系数的影响。研究发现,熔池中一定浓度的表面活度元素氧能够使表面张力温度梯度系数由负变正,从而使得熔池的对流方向发生变化^[16]。樊丁等^[17]采用 YAG 激光器对 SUS304 不锈钢进行活性激光焊时发现,氧元素偏聚于焊缝表面且分布不均匀。激光重熔的过程与激光焊接类似,开放条件下,空气中的氧与熔池表面直接接触,会与熔池中的各种元素发生一系列的氧化反应等,当氧进入熔池内部并达到一定浓度时,熔池表面张力温度系数会发生变化^[18-19]。灰铸铁激光重熔熔池对流的示意图如图9所示,在氩气保护条件下,熔池表面张力温度梯度系数为负,熔池对流方向为沿熔池中心向上;在开放条件下,当熔池表面的碳被氧化消耗完之后,氧会与熔池中的铁、硅等元素发生氧化反应等,生成的固体氧化物进入熔池内部,造成熔池中的活性元素氧含量增加,达到一定浓度时,表面张力温度梯度系数由负变正,熔池对流方向从沿熔池中心向上变成向下。

池边缘新溶解的碳从周围进入熔池顶部,再向熔池中心会聚,碳在会聚的过程中与空气中的氧发生反应而被消耗,不利于中心区域碳的补充;另一方面,熔池表面进行的氧化反应所生成的一些固体氧化物更容易流向熔池内部,而与溶解的碳原子发生还原

反应产生的 CO 气体难以排出熔池。但是,在氩气保护条件下,熔池对流方向沿熔池中心向上,析出的气体向中心会聚,发生碰撞聚合后更容易排出熔池。

通过以上分析可知,灰铸铁在激光重熔时产生的气孔分别是灰铸铁内部气体析出产生的析出性气孔和熔池内部碳氧反应产生的反应气孔。在灰铸铁激光熔覆修复时,为了使修复区与基体达到冶金结合,基体必须有一定的熔化,此时这种析出性气体便进入到熔覆层中,成为修复区气孔的重要来源。

4 结 论

通过激光重熔试验,研究了氩气保护条件与开放条件下 HT250 灰铸铁重熔区气孔的产生机理,得到以下结论。

1) 在氩气保护条件与开放条件下,HT250 灰铸铁重熔区均出现气孔,前者主要是析出性气孔,后者既有析出性气孔,又有碳氧反应产生的 CO 气孔。

2) 在激光重熔灰铸铁的过程中,当熔池没有氧化时,重熔区的气孔为析出性气孔;熔池氧化反应较弱时,重熔区的气孔主要是析出性气孔;熔池氧化反应较剧烈时,熔池产生了反应性气孔。

参 考 文 献

- [1] Kou S Q, Wang J W, Yang S H, *et al.* Experimental study of pulse laser processing fracture notch of main bearing cap of crankcase bearing bracket [J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(10): 2678-2683.
寇淑清, 王金伟, 杨慎华, 等. 箱体主轴承座脉冲激光加工裂解槽实验研究 [J]. 中国激光, 2010, 37(10): 2678-2683.
- [2] Dong L, Yang X C, Zhang H M, *et al.* Path generation for repairing damaged parts of free-form surfaces in laser remanufacturing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2012, 39(7): 0703007.
董玲, 杨洗陈, 张海明, 等. 自由曲面破损零件激光再制造修复路径生成 [J]. 中国激光, 2012, 39(7): 0703007.
- [3] 谢冀江, 郭劲, 刘喜明, 等. 激光加工技术及其应用 [M]. 北京: 科学出版社, 2012: 259-260.
- [4] Deng M, Wang Y Q, Gu Y, *et al.* Microstructure and wear behavior of laser hardened gray cast iron guideway [J]. Chinese Journal of Lasers, 2014, 41(4): 0403009.
邓猛, 王义强, 谷岩, 等. 激光强化灰铸铁导轨的微观组织及磨损性能 [J]. 中国激光, 2014, 41(4): 0403009.

- [5] 赵新, 姚建铨. 汽车发动机凸轮轴的激光重熔强化处理 [J]. 小型内燃机, 1997, 26(4): 41-44.
- [6] Yan S X, Dong S Y, Xu B S, *et al.* Carbon diffusions in the NiCuFeBSi alloy layer treated by laser cladding on gray cast iron [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(9): 2182-2186.
闫世兴, 董世运, 徐滨士, 等. 灰铸铁表面激光熔覆 NiCuFeBSi 合金层中碳扩散形式研究 [J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(9): 2182-2186.
- [7] Xie S M, Liu H Z, Chen L Y. Analysis of surface quality of gray iron subjected to laser melting treatment [J]. Chinese Journal of Lasers, 1986, 13(12): 765-770.
谢淑明, 刘海珍, 陈兰英. 灰铸铁激光表面熔化处理的表面质量分析 [J]. 中国激光, 1986, 13(12): 765-770.
- [8] Yan S X, Dong S Y, Xu B S, *et al.* Effect of molten pool convection on pores and elements distribution in the process of laser cladding [J]. Infrared and Laser Engineering, 2014, 43(9): 2832-2839.
- [9] 张金山. 金属液态成型原理 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2011: 179-186.
- [10] Yan S X, Dong S Y, Xu B S, *et al.* Pores distribution during laser-cladding NiCuFeBSi alloy on gray cast iron [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2014, 35(6): 21-25.
闫世兴, 董世运, 徐滨士, 等. 灰铸铁件激光熔覆 NiCuFeBSi 合金的气孔行为 [J]. 焊接学报, 2014, 35(6): 21-25.
- [11] Xu P Y. Research on the behavior variation and influence process of graphite in bonding zone in laser cladding with grey cast iron [D]. Qingdao: China University of Petroleum (East China), 2014: 35-37.
许鹏云. 灰铸铁激光熔覆结合区石墨相的行为变化及影响工艺研究 [D]. 青岛: 中国石油大学(华东), 2014: 35-37.
- [12] Ye X H, Chen X. Simulation of the fluid flow and heat transfer in laser heating melt pool using a region-dividing method [J]. Chinese Journal of Lasers, 2002, 29(9): 855-858.
叶晓虎, 陈熙. 激光加热熔池流动和传热的分区数值模拟 [J]. 中国激光, 2002, 29(9): 855-858.
- [13] Wang X X, Fan D, Huang J K, *et al.* Numerical simulation of heat transfer and fluid flow in double electrodes TIG arc-weld pool [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(2): 178-190.
王新鑫, 樊丁, 黄健康, 等. 双钨极 TIG 电弧-熔池传热与流动数值模拟 [J]. 金属学报, 2015, 51(2): 178-190.
- [14] Liu Z X. Modeling and numerical simulation on laser remelting and cladding [D]. Xi'an: Northwestern

- Polytechnical University, 2003: 4-5.
- 刘振侠. 激光熔凝和激光熔覆的数学模型及数值分析[D]. 西安: 西北工业大学, 2003: 4-5.
- [15] Sahoo P, Debroy T, McNallan M J. Surface tension of binary metal—Surface active solute systems under conditions relevant to welding metallurgy[J]. Metallurgical Transactions B, 1988, 19(3): 483-491.
- [16] Dong W C, Lu S P, Li D Z, *et al.* Numerical simulation of effects of the minor active-element oxygen on the Marangoni convection and the weld shape[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2008, 44(2): 249-256.
- 董文超, 陆善平, 李殿中, 等. 微量活性组元氧对焊接熔池 Marangoni 对流和熔池形貌影响的数值模拟[J]. 金属学报, 2008, 44(2): 249-256.
- [17] Fan D, Zhang R H, Nakata K, *et al.* YAG laser welding with surface activating flux[J]. China Welding, 2003, 12(2): 83-86.
- [18] Kang Z X. Study on oxygen element transition behavior in separation arc AA-TIG welding of stainless steel[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2012: 9-11.
- 康再祥. 不锈钢分离电弧 AA-TIG 焊氧元素过渡行为研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2012: 9-11.
- [19] Lu L J. The oxygen element transition behavior in the coupled arc AA-TIG welding[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2013: 9-11.
- 卢刘杰. 耦合电弧 AA-TIG 焊氧元素过渡行为研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2013: 9-11.
- [20] Yang X C, Zheng T X, Zhang N K, *et al.* Convection and mass transfer in laser cladding on FeCrSiB alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica, 1992, 28(2): B84-B88.
- 杨洗陈, 郑天禧, 张乃坤, 等. FeCrSiB 合金激光熔敷中对流传质研究 [J]. 金属学报, 1992, 28(2): B84-B88.