

TIG 填丝 + 激光熔凝模具修复工艺分析

刘立君^{1,2}, 齐 萌¹, 于义涛², 金海平³, 王义强¹
(1. 浙江大学宁波理工学院, 宁波 315100; 2. 哈尔滨理工大学 材料科学与工程学院, 哈尔滨 150080; 3. 宁波金氏实业有限公司, 宁波 315174)

摘 要: 针对失效模具 TIG 手工填丝工艺修复区域出现的强度不足等问题, 提出了 TIG 手工填丝 + 激光熔凝模具修复方法, 并通过扫描电镜 (SEM)、X 射线衍射分析 (XRD)、硬度测试、热疲劳裂纹阻断试验、摩擦磨损试验一系列测试手段, 分析激光熔凝对 TIG 手工填丝修复层的强化性能。结果表明, 激光熔凝能够有效细化 TIG 修复层表层组织, 减小组织内应力, 提高组织塑性和韧性, 使得修复区的抗热疲劳性能得到大幅度的提升。高温滑动磨损条件下, TIG 填丝 + 激光熔凝复合修复试样表面摩擦系数小, 磨损量相比于 TIG 试样减少了 30%, 表现出了优良的耐磨性能。

关键词: 压铸模具; TIG 手工填丝; 激光熔凝; 热疲劳; 摩擦磨损

中图分类号: TG 456.7 **文献标识码:** A **doi:**10.12073/j.hjxb.2018390099

0 序 言

压铸模具因工况条件恶劣很容易遭到破坏而失效, 如果对失效模具进行再制造, 将会造成财力、物力的极大浪费。因此, 修复失效模具, 延长模具使用寿命成为模具材料研究者最关心的课题之一^[1-2]。

压铸模具最主要的失效形式是热疲劳失效^[3], 目前, 热疲劳裂纹修复手段主要包括激光修复和 TIG 手工填丝修复。激光修复凭借其熔池冷却速度快、热影响区小、修复区域组织细密、强度高等优点被广泛应用于各类模具修复中^[4], 但由于激光作用面积小, 其只能对裂纹宽度小于 0.5 mm 的浅表性裂纹进行良好修复, 对于修复宽度大于 0.5 mm 的大裂纹, 会因重复焊接而影响修复质量, 且效率低下; 因此, 对于大裂纹, 多采用 TIG 手工填丝焊进行修复, 但 TIG 焊电弧能量高, 熔池冷却速度慢, 形成的修复区域熔池很大, 且强度较低, 已修复模具很容易在使用中出现二次开裂, 影响模具使用寿命。因此, 找到一种更好的模具大裂纹修复方法, 对于延长模具使用寿命具有重要意义。

文中提出了 TIG 手工填丝 + 激光熔凝压铸模具大裂纹修复方法, 即在 TIG 手工填丝修复层表面进

行激光熔凝, 希望通过激光强化, 提高 TIG 修复区的组织性能, 从而得到一种新的模具大裂纹修复方法。进行理论分析后, 制备复合修复层, 对所得修复层微观组织和成分进行分析, 并通过热疲劳试验和摩擦磨损试验, 验证了压铸模具 TIG 手工填丝 + 激光熔凝模具修复工艺的可行性。

1 试验方法

试验母材选用 Dievar 材料压铸模具钢, 材料经淬火及回火处理。为获得稳定的修复层组织, TIG 填丝选择相同材料的焊丝, 直径为 0.5 mm。表 1 和表 2 分别为 Dievar 材料以及 Dievar 焊丝的化学成分。

表 1 Dievar 钢的化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical components of Dievar

C	Si	Cr	Mo	V	Mn	Fe
0.39	0.24	4.80	2.40	0.50	0.68	余量

表 2 Dievar 焊丝的化学成分 (质量分数, %)
Table 2 Chemical components of special wire

C	Si	Cr	Mo	Ni	Mn	Fe
0.12	0.25	0.9	0.43	0.06	0.57	余量

采用 WSM-400 钨极氩弧焊轨道焊接机进行 TIG 手工填丝修复, 采用 WF300 Nd3 + :YAG 激光器进

收稿日期: 2016-12-21
基金项目: 哈尔滨市科技创新人才创新基金资助项目(2017RAXXJ012); 浙江省自然科学基金资助项目(LY17E050013); 宁波市产业技术创新重大科技专项资助项目(2015B11034); 宁波市全数字伺服控制技术创新团队(2013B82006)

行 TIG 手工填丝修复层表面的激光熔凝强化.

试验前对模具待修复大裂纹区进行处理,采用手动砂轮清除裂纹区疲劳层,然后对处理后裂纹区进行探伤,确保裂纹清理完成,处理完成后,利用清洁剂将待修复区域清理干净,进行修复.

试验采用 TIG 手工填丝 + 激光熔凝复合工艺进行修复,具体焊接工艺参数设定如表 3 所示. 修复时,首先采用手动前置送丝的方式对待修复区进行 TIG 手工填丝修复,形成 TIG 手工填丝修复层. 待 TIG 手工填丝修复完成后,用电动铁刷除去修复层表面氧化皮,再用清洁剂清理干净,然后利用激光器在 TIG 手工填丝修复层表面进行激光熔凝强化处

理,得到最终要制备的复合修复层. 由于 TIG 焊缝较宽,并排进行 2 次激光熔凝.

焊后取垂直于焊缝成形方向的横截面,利用金相镶嵌机做试样镶嵌,磨制成金相试样,用浓度为 4% 的硝酸酒精溶液(配比为 4 mL 硝酸 + 96 mL 酒精)腐蚀试样表面. 采用倒置式金相显微镜观察复合修复层微观组织变化;采用数字式显微硬度计测量沿复合修复层深度方向的显微硬度分布;采用扫描电镜分析复合修复层的微观组织;采用 X 射线衍射仪分析复合修复层的物相成分;采用热疲劳试验机测试复合修复层的抗热疲劳性能;采用材料端面高温摩擦试验机测试复合修复层的耐磨损性能.

表 3 焊接工艺参数
Table 3 Process parameters of welding

TIG 焊枪工艺参数					
焊接电流 I_{TIG}/A	弧长 L_1/mm	钨极伸出长度 L_2/mm	填丝角度 $\alpha/(^{\circ})$	焊接速度 $v_{TIG}/(mm \cdot min^{-1})$	保护气体流量 $Q_{TIG}/(L \cdot min^{-1})$
60	4	2	15	130	8
激光焊枪工艺参数					
脉宽 t_p/ms	脉冲频率 f/Hz	激光电流 I_{laser}/A	离焦量 H/mm	焊接速度 $v_{laser}/(mm \cdot s^{-1})$	保护气体流量 $Q_{laser}/(L \cdot min^{-1})$
8	5	150	6.5	0.5	10

2 修复层显微组织与硬度分析

2.1 修复层组织特征

图 1 为修复层整体形貌,可以看出,TIG 手工填丝修复层焊缝区分为两部分,焊缝表层表现为大量的树枝晶区域,焊缝内部无明显晶界出现. 而复合修复层分为熔凝焊缝区、熔凝热影响区、TIG 焊缝区、TIG 热影响区、基体五个部分,激光熔凝将 TIG 焊缝区表层部分熔化,进行再结晶,形成了熔凝焊缝区和熔凝热影响区,余下是部分的 TIG 焊缝树枝晶区域. 由于 TIG 焊能量高,熔池冷却速度慢,形成了较大的 TIG 热影响区.

激光熔凝强化层的组织形貌如图 2 所示. 由图 2a 可以看出,TIG 焊缝区表层经激光熔凝作用之后,晶粒明显细化,组织强度得到提升,通过图 3 中的 XRD 分析结果可知,激光熔凝强化层的主要成分为马氏体、残余奥氏体和铁碳化合物,相比于 TIG 试样,硬质碳化物的含量明显减少,提高了修复层的塑性和韧性. 结合图 2b,c 可以发现,焊缝底部组织为柱状晶,而焊缝表层为细小等轴晶,熔凝焊缝区的组织形态沿焊缝深度方向表现出等轴晶向柱状晶的变化. 根据凝固理论可知,熔池温度梯度主要存在于熔池边缘向熔池中心方向上,熔合线附近的母材晶粒首先作为现成结晶表面向熔池中心生长,凝固时,

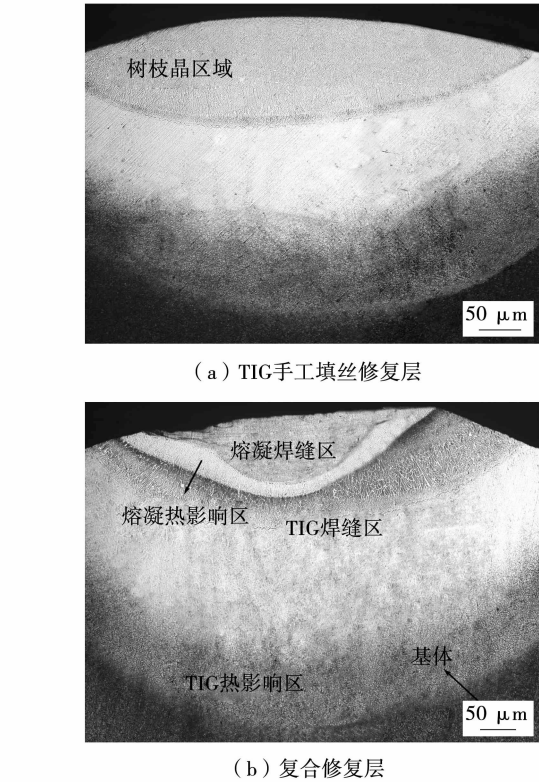


图 1 修复层整体形貌
Fig. 1 Microstructure of recovered layer

凝固从熔池底部开始,沿着温度梯度方向进行,而此过程中凝固速率逐渐增大,晶粒以树枝晶的方式生长,又由于不同晶粒的位相不同,导致各个晶粒长大

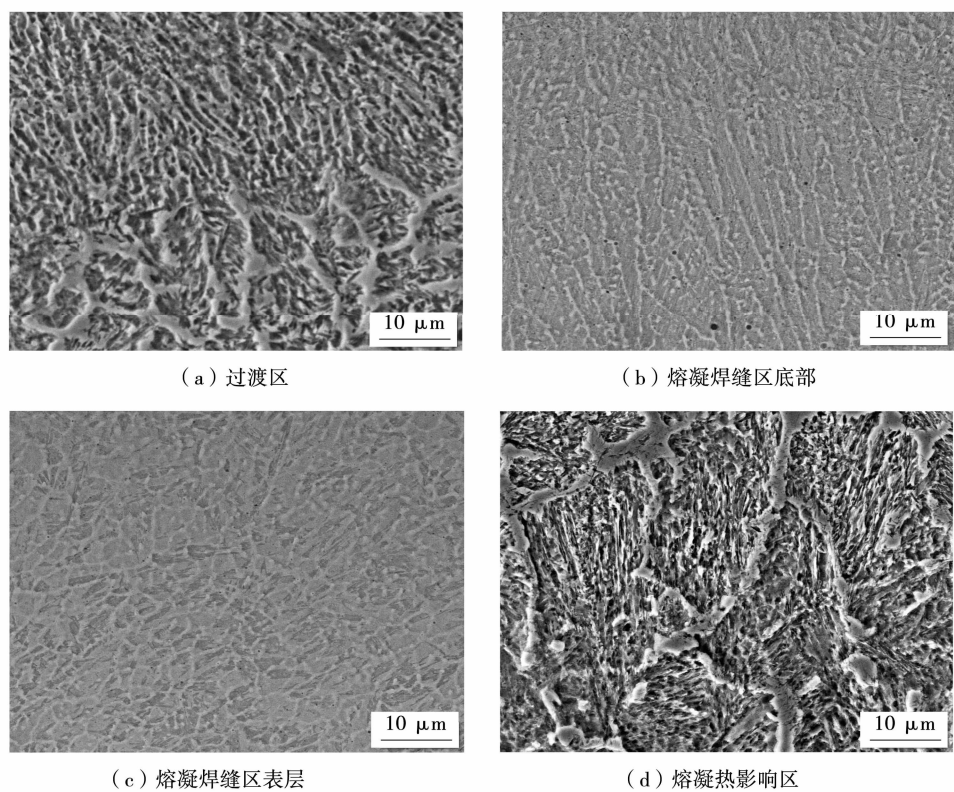


图 2 激光熔凝强化层组织形貌
Fig. 2 Microstructure of laser melting layer

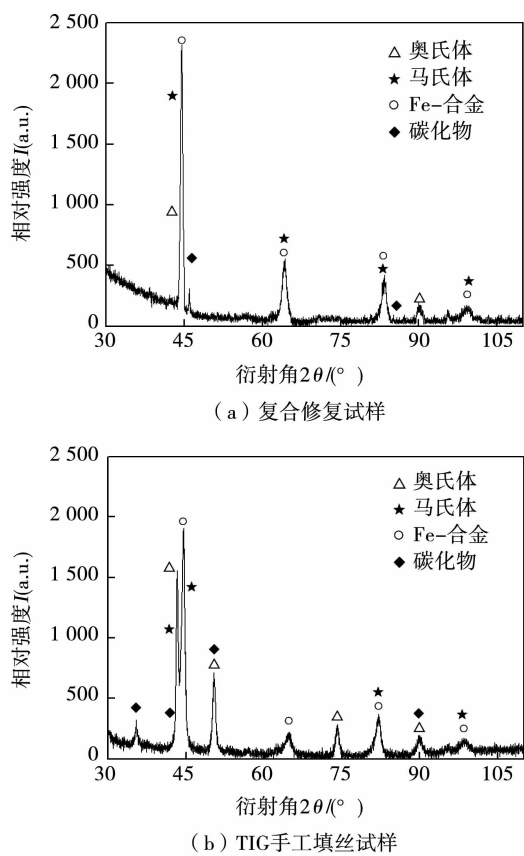


图 3 熔凝层 XRD 图谱

Fig. 3 X-ray diffraction profiles of laser melting layer

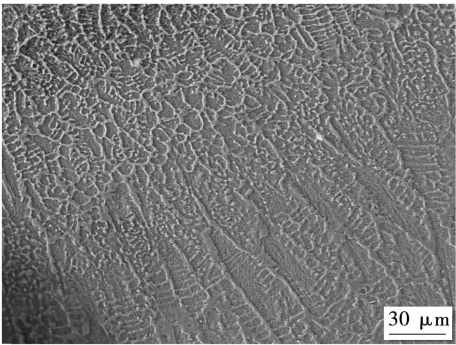
趋势不同,最终形成大小不一的柱状晶组织. 熔池表层未熔化悬浮质点或合金元素非自发行核,由于受到本体和表面空气的双重冷却作用,温度梯度大,凝固速度快,形成了细小的等轴晶.

熔凝热影响区由 TIG 焊缝区转变而来,表现为粗大的树枝晶,晶界处有大量网状碳化物析出,晶内析出了大量骨骼状二次碳化物.

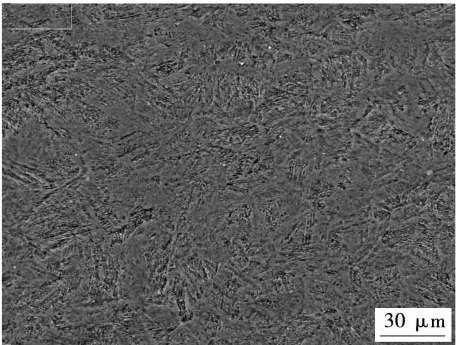
图 4 为复合修复试样的 TIG 焊缝区组织形貌. TIG 焊缝区上部组织形貌相比于激光熔凝前无明显变化,为粗大的树枝晶,经 XRD 分析,其主要为马氏体、硬质碳化物、残余奥氏体的混合组织,碳化物含量较高,组织脆性较大;而 TIG 焊缝区内部组织没有出现大量网状碳化物,根据偏析理论分析,这是由于 TIG 熔池冷却速度慢,在熔池结晶过程中,由于基体冷却作用使得 TIG 焊缝内部首先进行结晶,随着结晶的进行,会把熔池中的其它合金元素以及杂质推向熔池上部,导致明显的区域偏析现象.

2.2 修复层硬度分析

由图 5 可以看出,复合修复层与 TIG 修复层的整体硬度都远高于基体,但通过与 TIG 硬度曲线相比发现,经过激光熔凝工艺强化后,复合修复试样的整体硬度有所下降,但在熔凝热影响区硬度出现突



(a) TIG焊缝区表层



(b) TIG焊缝区内部

图 4 TIG 焊缝区组织形貌
Fig. 4 Microstructure of TIG HAZ

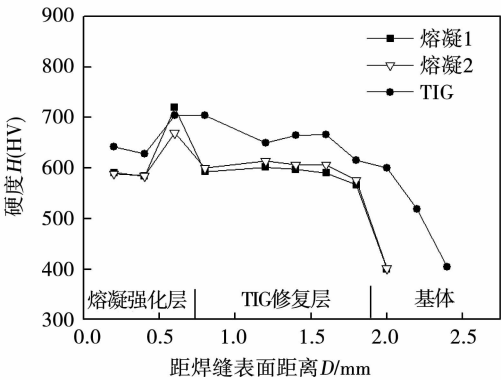


图 5 修复区域的硬度分布变化趋势

Fig. 5 Micro hardness distribution curve of recovered layer

缝区内部受激光熔凝加热作用影响较小,加热温度较低,相当于对 TIG 焊缝区进行了一次低温回火处理,使得 TIG 焊缝区内部组织中碳以极细碳化物形式析出,马氏体的碳过饱和度降低,晶格的畸变程度减弱,从而导致此区域硬度降低.

仔细观察发现,TIG 硬度曲线也在距离焊缝表面 0.7 mm 的相同位置出现了硬度突变,结合前部分组织分析中 TIG 试样焊缝区出现的区域偏析现象,随着树枝晶的生长,低熔点的溶质和杂质浮到焊缝表层,导致 TIG 试样表面硬度相对较低,另外,焊缝表层的部分碳元素在高温下与空气发生化学反应而被消耗,这也会导致焊缝表层硬度下降.

3 修复层的性能分析

3.1 Dievar 模具热疲劳裂纹阻断分析

热疲劳试验采用对比方式进行,采用 TIG 手工填丝和复合修复方法分别得到试件 1 和试件 2,尺寸如图 6 所示. 试验参数为加热温度 680 ℃,加热时间 4 s,冷水冷却时间 5 s. 当试样首次热疲劳循环 500 个周期后,对表面进行轻磨、抛光,观察热疲劳裂纹扩展形态,此后每 500 个周期记录一次,直至冷热循环 5 000 次结束.

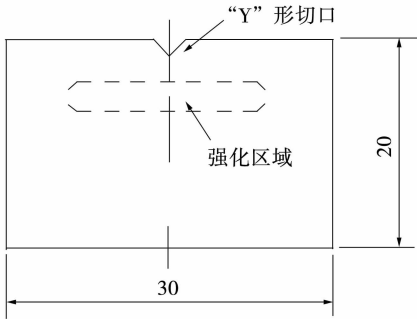


图 6 热疲劳试样示意图 (mm)

Fig. 6 Specimen for thermal fatigue test

变,这是由于 TIG 试样表层晶界处存在有大量的硬质网状碳化物和晶粒内的骨骼状碳化物,使得此区域硬度较高,而经激光熔凝作用后,硬质网状碳化物大部分溶解,导致熔凝焊缝区硬度下降. 由于焊缝中存在有益元素 Ni,熔凝热影响区因 Ni 元素扩大奥氏体相区的效果而形成的不稳定奥氏体由于冷却速度较大,部分转变为马氏体,导致硬度较高,所以此处的硬度未明显下降,而 TIG 焊缝冷却速度慢,Ni 元素形成的不稳定奥氏体分解成的马氏体较少,因此在 TIG 热影响区没有出现硬度突变现象. TIG 焊

对比的试验结果如图 7 所示. 试样热疲劳裂纹在 500 周次热循环之前处于萌生阶段,还未扩展到强化区域,所以两试样表面的裂纹形态基本一致,未形成主裂纹. 2 000 周次后,试样 1 与试样 2 都已经形成了主裂纹,并且进入强化区域,且两试样在主裂纹末端都出现了分叉现象,这是由于裂纹扩展时受到了较大的阻力,裂纹便向阻力小的方向继续扩展,这也说明两种工艺都有较好的阻断热疲劳裂纹扩展的作用. 4 000 周次后,试样 1 主裂纹已经形成了两条较大的二次裂纹,且每个二次裂纹也出现了分叉

的情况,试样 2 裂纹的分叉能力小于试样 1,没有较大的二次裂纹产生,且较为平直,这是由于 TIG 焊缝区经激光熔凝强化之后,整体硬度有所降低,以至于裂纹扩展的阻力相对较小. 还可以从图 7 中看出,试样 2 裂纹的宽度均小于试样 1,且裂纹末端产生了一定程度的钝化,表现出更好的组织塑性.

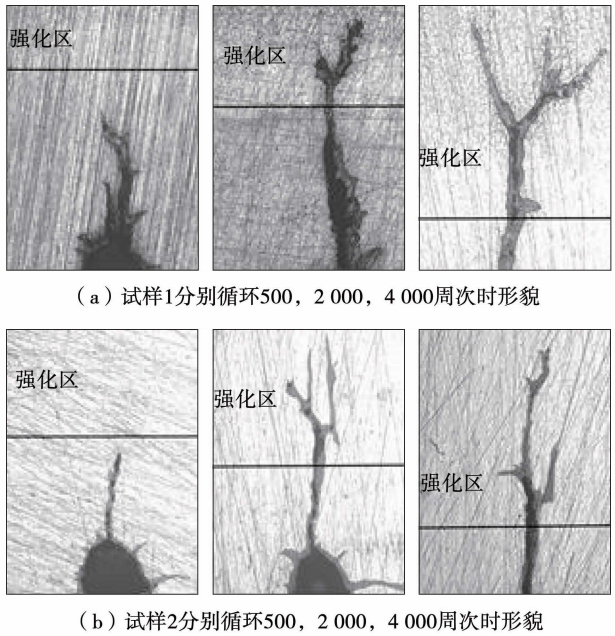


图 7 热疲劳裂纹扩展对比
Fig. 7 Comparison of thermal cracks growth

从图 8 裂纹总长度随循环次数变化曲线中可以发现,试样 1 裂纹前期扩展速度小于试样 2,而在 2 500周次以后迅速扩展,这是由于试样 1 的整体硬度较高,前期裂纹进入强化区受到的阻力较大,而又由于脆性较大,一旦强化区形成裂纹,裂纹就很容易以较快的速度扩展,试样 2 在激光熔凝强化的作用下,组织细化,塑性和韧性提高,较好地控制了裂纹

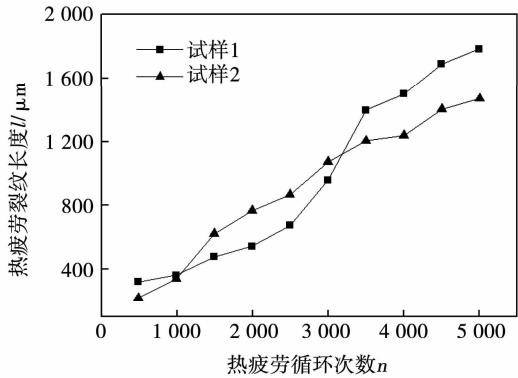


图 8 热疲劳裂纹总长度
Fig. 8 Total length of fatigue cracks

的扩展速度,裂纹呈现出缓慢稳步发展的态势. 综上所述,激光熔凝较明显地强化了 TIG 手工填丝修复层的性能,提高了修复区域的抗热疲劳性能.

3.2 耐磨性分析

磨损试样示意图如图 9 所示,试样端面分别采用复合修复方法和 TIG 手工填丝加工出条状强化层,形成非光滑表面. 对磨副采用显微硬度大于强化层的 YG20 硬质合金材料,摩擦类型为干摩擦,试验温度 300 ℃,载荷 70 N,转速 100 r/min,时间 6 h. 采用精度为 0.1 mg 的 FA2004 电子天平称重.

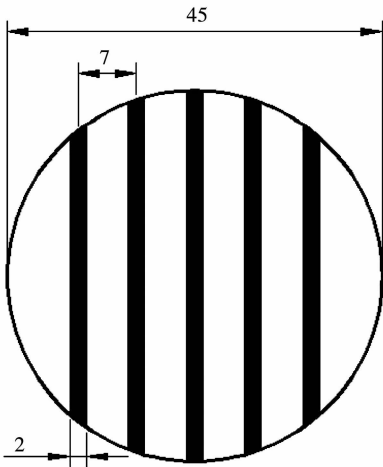


图 9 非光滑表面试样示意图 (mm)
Fig. 9 Sketch map of specimens with non-smoothed surface

结果表明,TIG 试样和复合修复试样的磨损量分别为 45.5 和 30.1 mg,激光熔凝较明显地改善了 TIG 修复层的耐磨损性能. 由图 10 可以看出,两试样表面呈现出典型的粘着磨损特征. 而 TIG 试样表面的磨损现象更加严重,出现了剥落层. 试样磨损初期,由于试样表面剪切力远大于表面焊合力,发生相对滑动,在材料表面产生塑性变形及金属粘着现象. 随着磨损进行,材料表面塑性流变增大,形成金属转移集团,最后形成磨屑. 磨屑一部分在磨损过程中脱落,一部分辗转于磨损表面. 由于复合试样表面强度较高,可较大程度上延缓金属转移集团的产生与集聚,而 TIG 试样在磨损过程中由于强度相对较低,故磨损表面产生的磨屑极易在剪切力的作用下压入磨损表面形成部分犁沟,这种情况较大程度上增大了材料表面磨损进程.

通过图 11 还可以看出,TIG + 熔凝试样表面摩擦系数保持恒定,而 TIG 试样摩擦系数随磨损的加剧而逐步增大,这也验证了前部分的分析.

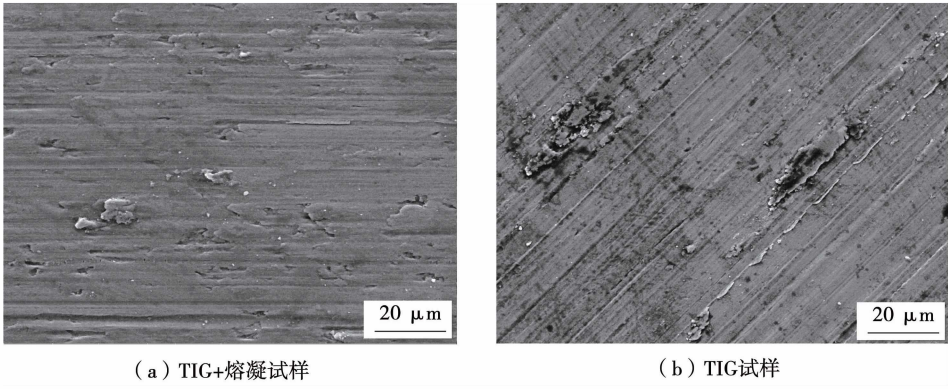


图 10 试样磨损形貌
Fig. 10 Wear surface topographies

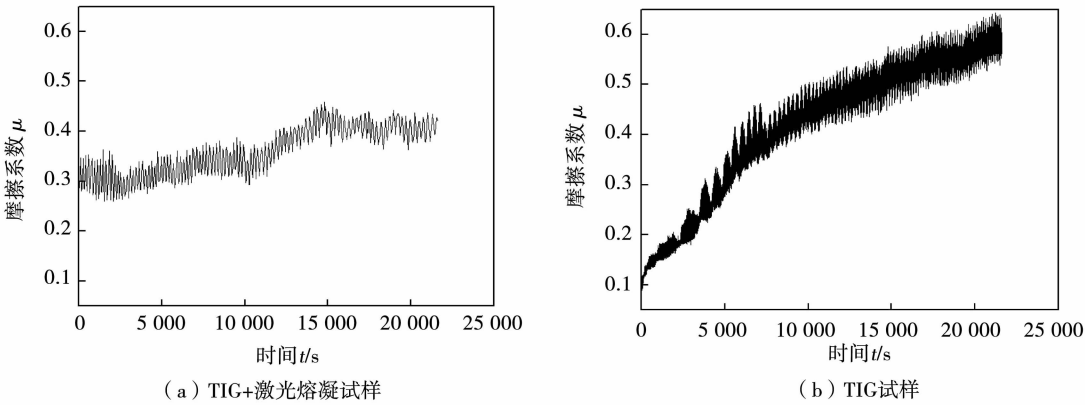


图 11 摩擦系数随磨损时间变化曲线
Fig. 11 Curves of friction coefficient

4 结 论

(1) TIG 手工填丝修复区经激光熔凝强化后, 表面组织得到细化,TIG 焊缝表层的硬质碳化物大部分溶解,组织强度得到提升;TIG 焊缝内部组织相当于进行了一次低温回火,晶格畸变程度减弱,整体硬度有所降低,但在一定程度上减小了组织内应力,提高了组织的塑性和韧性。

(2) TIG 手工填丝 + 激光熔凝工艺能够有效地阻止热疲劳裂纹的扩展,增强了模具材料的抗热疲劳性能。

(3) TIG 手工填丝 + 激光熔凝试样的耐磨性相比于 TIG 试样提升了 30%,大幅度改良了 TIG 填丝区的耐磨性。

参考文献:

[1] 周 宏, 张志辉, 任露泉, 等. 仿生非光滑表面 45#钢模具的

热疲劳性能[J]. 材料科学与工艺, 2004, 12(6): 561 – 564.
Zhou Hong, Zhang Zhihui, Ren Luquan, *et al.* Thermal fatigue behavior of 45 steel die with bionic unsmoothed surface[J]. Material Science and Technology, 2004, 12(6): 561 – 564.

[2] 史华亮, 李继强, 贾志欣, 等. SKD61 模具钢激光仿生强化后的组织和性能[J]. 机械工程材料, 2014, 38(8): 39 – 43.
Shi Hualiang, Li Jiqiang, Jia Zhixin, *et al.* Microstructure and properties of SKD61 die steel strengthened by biomimetic laser-remelting[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2014, 38(8): 39 – 43.

[3] 王荣滨. 铝合金压铸模失效分析、选材与强化处理研究[J]. 模具制造, 2008(2): 76 – 80.
Wang Rongbin. Research on failure analysis and selection and strengthen treatment of die-casting die of the aluminum alloy[J]. Die & Mould Manufacture, 2008(2): 76 – 80.

[4] 王 彬. 430 不锈钢激光和 TIG 焊接行为研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2007.

作者简介: 刘立君,男,1968 年出生,博士,教授,硕士研究生导师. 主要研究方向为激光模具强化及修复再造技术. 发表论文 120 余篇,授权发明专利 15 项. Email: 888liulijun@163.com