

表面激光熔覆 H13/NiCr-Cr₃C₂ 复合粉末熔覆层性能研究

李洪波^{1*}, 高强强¹, 李康英², 李班²

¹燕山大学先进锻压成形技术与科学教育部重点实验室, 河北 秦皇岛 066004;

²燕山大学机械工程学院, 河北 秦皇岛 066004

摘要 采用激光熔覆技术在 H13 基体表面制备 H13 与 Cr₃C₂-NiCr 复合粉末的熔覆层, 首先借助扫描电子显微镜 (SEM)、能谱仪 (EDS) 和 X 射线衍射 (XRD) 观察分析粉末和涂层的微观组织与相结构以及两者的结合特征, 然后通过热震试验测试熔覆层的热疲劳性能, 接着测试涂层表面和截面的显微硬度, 最后使用高温摩擦磨损试验机测试各种因素对基体与熔覆层耐磨性的影响。结果表明, 85% H13+15% NiCr-Cr₃C₂ 复合粉末的熔覆层质量最好, 复合粉末主要由 Fe-Ni 相和 Fe-Cr 相组成, 熔覆层主要物相为马氏体、Cr₃C₂、Cr₇C₃ 和 (Cr·Fe)₇C₃。经过激光熔覆处理后, 熔覆层的显微硬度随着 Cr₃C₂-NiCr 含量的增多而增大, 熔覆层表面的显微硬度值接近 1100 HV, 熔覆层的平均显微硬度为 920 HV。在相同条件下, 基体的磨损深度显著大于熔覆层, 表明熔覆层的耐磨性明显优于基体。

关键词 激光技术; H13 钢; 激光熔覆; 复合涂层; 高温耐磨性

中图分类号 TG115.5

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202148.1802017

1 引言

模具在机械工业的工艺装备中扮演着重要角色, 其中热作模具主要用于高温条件下的金属成形。不同于冷作模具, 热作模具通常需要承受高强度的交变应力和较高的冲击力, 在高温以及急冷急热的条件下, 模具表面容易产生裂纹、磨损、塑性变形甚至断裂等, 最终导致热作模具失效。对热作模具表面进行强化, 以及对失效的模具表面进行修复有助于延长模具的使用寿命, 从而降低成本^[1]。常用的热作模具钢表面强化技术有电弧堆焊、热喷涂、热喷焊及激光熔覆^[2]等。

激光熔覆修复技术是利用高能量密度的激光束作用于熔覆材料和模具材料的表面, 使基体与熔覆层形成良好的冶金结合^[3], 从而使模具重新恢复其服役性能, 有效降低模具的制造成本。常用的激光熔覆粉末根据其作用分为三种, 分别是自熔性合金

粉末、陶瓷粉末和复合粉末。其中复合粉末是由两种或两种以上不同性质的固相物质经机械结合而形成的粉末颗粒, 其可以实现单一材料无法具备的性能。为了获得具有硬质合金性能的表面涂层, 通常将陶瓷粉末作为强化相^[4], 将金属或金属合金作为基体和涂层之间的黏结剂。除了机械制粉外, 复合粉末也可通过原位合成法来获得, 并且得到的强化相与基体金属之间具有良好的浸润性和黏结性^[5]。

袁庆龙等^[6]在 Q235 低碳钢表面利用激光熔覆技术制备了 Ni60 合金, 研究表明强化机理主要包括固溶强化、弥散强化、硬质相强化以及细晶强化; 李洪波等^[7]在 H13 钢基体上利用激光熔覆技术制备了 H13/Ni/WC 梯度熔覆层, 制备的涂层相对于基体的耐磨性得到较大的提高。曹俊等^[8]在 H13 热作模具钢表面制备了不同 WC 质量分数的铁基合金熔覆层, 结果表明 WC 的存在起到了晶粒细化和弥散强化的作用, 提高了模具表面的显微硬度和耐

收稿日期: 2021-03-01; 修回日期: 2021-04-19; 录用日期: 2021-05-17

基金项目: 河北省高等学校科学技术研究项目 (ZD2015089)

通信作者: *18434163350@163.com

磨性。但也有结果表明这种熔覆层在熔覆过程中容易产生裂缝^[9],其原因主要由陶瓷相本身的物理性能与基体材料不匹配导致。张磊等^[10]在 45 钢表面制备了 Ni 基金属熔覆层并对其产生的裂纹进行研究,发现断裂属于脆性断裂,为此提出了通过调节激光工艺参数来改善这种断裂的策略。徐礼锋等^[11]采用随动进给脉冲电流增强激光熔覆技术在 42CrMo 合金结构钢基体表面制备了 Ni60A 镍基合金涂层,解决了熔覆层容易开裂的问题。Farahmand 等^[12]采用激光-感应加热技术熔覆了 Ni-WC 复合涂层,结果表明在感应加热工艺辅助的情况下,得到的涂层质量较高。在熔覆层的寿命预测方面,华亮等^[13]提出了基于 Chaboche 非线性连续疲劳累积损伤理论的修正模型;邓成旭^[14]利用 GA-BP(Genetic Algorithm-Back Propagation)神经网络构建了熔覆层高温磨损模型。研究结果表明,上述模型均可以准确预测熔覆层试件的疲劳寿命。

随着科学技术的发展及其在实际工程中的需要,金属部件往往要面对高交变应力、高温、高速和高腐蚀等极端条件。目前,如何解决极端条件下失效零部件的修复问题是十分迫切和复杂的,为此需要对零部件的失效形式和使用寿命进行分析和评估,并寻求合适的修复材料以及工艺方法。本文以工程中常见的 H13 钢热作模具为背景,以极端条件下的强化与修复为切入点,对激光熔覆强化与再制造技术进行研究,为获得适合于极端条件下各种零

部件强化与修复提供一定的参考意义。

2 实验材料及方法

2.1 实验材料

本文以 H13 钢为基体,其淬火和回火后的硬度为 570 HV,试样尺寸为 38 mm×22 mm×10 mm(热疲劳实验试样)。粉末材料为 H13 粉末和 NiCr-Cr₃C₂ 粉末,分别由中航迈特粉冶科技(北京)有限公司和成都大光热喷涂材料有限公司提供。常见的陶瓷相与 H13 的物理性能如表 1 所示。从表 1 可以看出,Cr₃C₂ 的物理性能与 H13 更为接近,从而减少由材料性能不匹配引起熔覆层与基体的开裂现象。其中 H13 和 NiCr-Cr₃C₂ 粉末的粒径范围均为 53~150 μm,化学成分如表 2 和表 3 所示。将 NiCr-Cr₃C₂ 粉末按照不同含量(体积分数分别为 5%、10%、15%、20%、25%和 30%)与 H13 粉末混合,在 H13 钢基体上采用激光熔覆工艺制备了复合涂层。

熔覆设备采用激光快速成型系统,该系统包括半导体激光发生器、六轴机械手及送粉器等,其中激光熔覆机的型号为 HWL-RAW2000。熔覆过程中首先由技术人员选择不同的激光熔覆功率在 H13 基板上尝试单道熔覆,然后观察熔覆后的试样。若表面没有出现明显气孔和裂纹,则采用此功率进行激光熔覆,扫描速率、光斑直径、离焦量和搭接率都设置为固定值。最终使用的熔覆层的粉末配比方案和熔覆的工艺参数如表 4 所示。

表 1 常见的陶瓷相与 H13 的物理性能

Table 1 Physical properties of common ceramic phases and H13

Material	Density / (g·cm ⁻³)	Melting point / °C	Thermal expansion coefficient / (10 ⁻⁶ K ⁻¹)
Cr ₃ C ₂	6.68	1890	10.3
TiC	4.93	3147	7.4
WC	15.70	2776	5.2~7.3
H13	7.80	1427	12.4

表 2 H13 粉末的化学成分

Table 2 Chemical composition of H13 powder

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	O	Fe
0.36	1.00	0.36	4.91	1.47	0.60	0.36	1.00

表 3 NiCr-Cr₃C₂ 粉末的化学成分

Table 3 Chemical composition of NiCr-Cr₃C₂ powder

NiCr	Cr ₃ C ₂	Impurity
25	75	≤0.1

表 4 粉末配比方案及熔覆工艺参数

Table 4 Powder ratio scheme and cladding process parameters

Number	Powder ratio	Laser power /kW	Scanning speed / (mm·s ⁻¹)	Defocusing amount /mm	Overlap /mm
1	95% H13+5% NiCr-Cr ₃ C ₂	1800	10	30	1.5
2	90% H13+10% NiCr-Cr ₃ C ₂				
3	85% H13+15% NiCr-Cr ₃ C ₂				
4	80% H13+20% NiCr-Cr ₃ C ₂				
5	75% H13+25% NiCr-Cr ₃ C ₂				
6	70% H13+30% NiCr-Cr ₃ C ₂				

将两种粉末用机械球磨法混合到一起,并用加热炉对粉末进行加热干燥处理;同时将加工好的 H13 钢基体用乙醇擦拭表面,并用电风吹干。熔覆过程中将基体预热至 150 °C,使用激光熔覆设备在基体表面进行熔覆。

2.2 实验方法

采用 S-4800 型冷场发射扫描电子显微镜 (SEM) 观察喷涂粉末的形貌及尺寸和涂层表面及截面形貌,采用其附属的能谱仪 (EDS) 对喷涂粉末和涂层截面进行元素成分的半定量分析。采用 FM-ARS9000 型全自动显微硬度测量系统测定涂层的显微硬度,加载的载荷为 200 g,加载时间为 10 s。测试涂层热疲劳性能的过程中,首先将保温炉加热到指定温度 (600 °C),然后将试样放入炉内保温 10 min,取出后迅速投放到 25 °C 的冷水中快速冷却,然后用乙醇清洁表面,待其完全干燥后用金相显微镜观察涂层表面形貌,检查涂层是否出现裂纹,重复以上步骤直至涂层表面出现微裂纹。采用 HT-1000 型高温摩擦磨损试验机对熔覆层和基体进行高温摩擦磨损实验。磨件材料为 45 钢,转速为 200 r/min,磨损时间为 5400 s。实验后的试件用

DS-2510DTH 型超声清洗仪清洗 30 min,电热风烘干后利用 MarSurfXC20 型轮廓测量仪测量试样的磨损深度。本实验中摩擦磨损试验机的数据采集系统可自动记录材料的摩擦系数和温度随摩擦时间的变化。

3 实验结果及分析

3.1 熔覆层金相组织的观察及形貌分析

本实验所使用的 H13 粉末是采用真空气雾化法制成的。图 1(a) 为在扫描电子显微镜下观察到的 H13 粉末的微观形貌。从图 1(a) 可以看到,粉末表面致密,微粒个体基本呈球状且分布较为均匀,虽然在其表面有少量的微小颗粒但不影响其流动性,反而利于送粉。实验所用的 NiCr-Cr₃C₂ 粉末是由 NiCr 包覆在 Cr₃C₂ 颗粒外层而制成的包覆型陶瓷复合粉末。图 1(b) 为 NiCr-Cr₃C₂ 粉末的微观形貌。从图 1(b) 可以看到,粉末颗粒外部表面不平整,凹凸无规则,这在某种程度上增大了粉末与激光的接触面积,有利于粉末对激光的吸收,提高激光功率的利用率,对粉末的熔化和熔覆层表面质量的提高起到了积极作用。

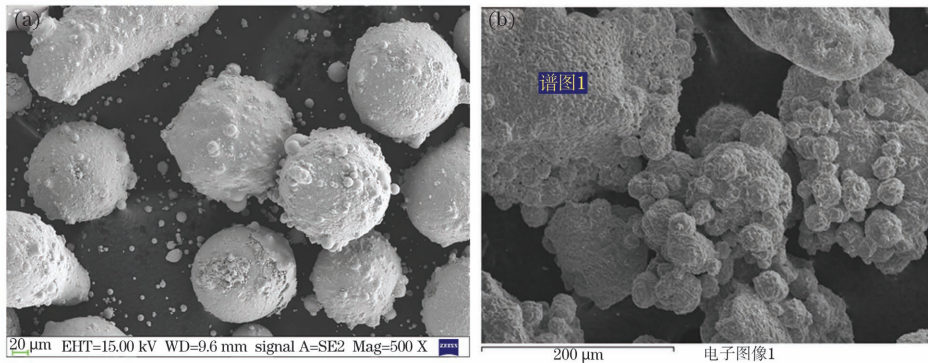


图 1 不同粉末的微观形貌。(a) H13; (b) NiCr-Cr₃C₂

Fig. 1 Micromorphology of different powders. (a) H13; (b) NiCr-Cr₃C₂

熔覆层的表面宏观形貌如图 2 所示。从图 2 可以看到,激光熔覆涂层表面呈凸形,熔化表面呈细小

的波纹流线,其波纹向着激光束的扫描方向弯曲,间距大致相等。在激光熔覆过程中,由于基体材料与

熔覆层熔池之间存在较大的温度差,这会在熔覆层内部产生较大的残余应力,从而对熔覆层的质量与性能产生影响,因此熔覆前要对基体进行预热处理。图 2 中 1 号试样是熔覆最开始的位置,左侧用夹具固定。从图 2 可以看到,熔覆层表面的平整度从 1 到 6 逐渐降低,1 号试样表面轻微氧化变黑,2 号和 3 号试样表面的平整度较高,4~6 号试样表面的平整度逐渐降低并出现肉眼可见的空洞。

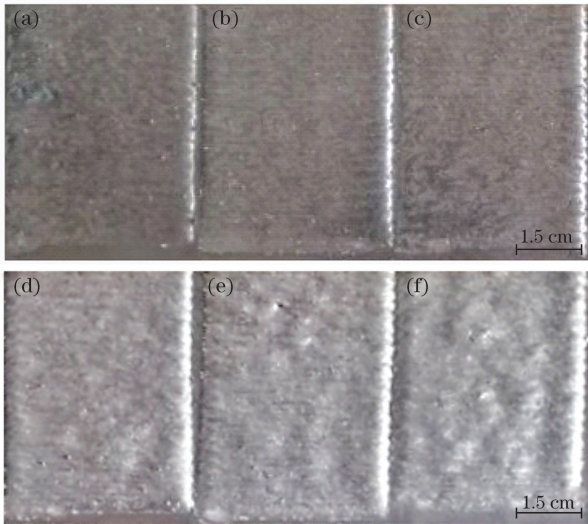


图 2 熔覆层表面的宏观形貌。(a) 1 号试样;(b) 2 号试样;(c) 3 号试样;(d) 4 号试样;(e) 5 号试样;(f) 6 号试样
Fig. 2 Macroscopic morphology of cladding layer surface. (a) sample No. 1; (b) sample No. 2; (c) sample No. 3; (d) sample No. 4; (e) sample No. 5; (f) sample No. 6

图 3 为 3 号试样熔覆层截面的 SEM 形貌。从图 3 可以看到,熔覆层的晶粒分布均匀,枝晶的方向总体沿着基体并与其呈一定角度指向熔覆层表面。

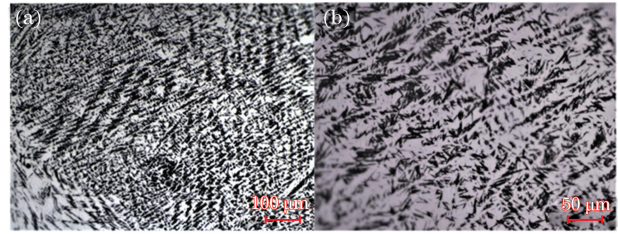


图 3 熔覆层的金相组织形貌。(a) 低倍;(b) 高倍
Fig. 3 Metallographic structure of cladding layer.

(a) Low power; (b) high power

随着熔覆层与基体结合界面之间距离的增加,熔覆层中枝晶的特征尺寸随之减小,在同一高度下,不同位置的特征尺寸变化不明显,基本一致。从图 3(b) 可观察到大量的针状马氏体。

图 4 为 3 号试样熔覆层截面的扫描图像。从图 4 可以看到,在熔覆层和基体的结合区有一条明显的熔合线,说明元素之间进行了较大程度的扩散,但熔覆层中各元素含量变化有一定的过渡区间,说明熔覆层与基体的结合方式为冶金结合。在高能量密度的激光束下,复合粉末与基体均被熔化,在基体中形成熔池,基体 H13 中的 Fe 元素向熔覆层扩散,两者相互混合和渗透,快速冷却后形成了良好的冶金结合界面。

图 5(a) 为 15% NiCr-Cr₃C₂ + 85% H13 粉末的 X 射线衍射图谱,其中 θ 为衍射角。从图 5(a) 可以看到,复合粉末主要由 Fe-Cr 相与 Fe-Ni 相组成。在混合过程中,由于粉末与研磨器械的相互碰撞,可能会对粉末产生细化的作用。在熔覆过程中,由于两种粉末的粒度、密度和熔点等性能相差较小,送粉器能够将其同时吹出,激光照射后能够与基体表面同时熔化。由于两种粉末的热膨胀系数相差较小,

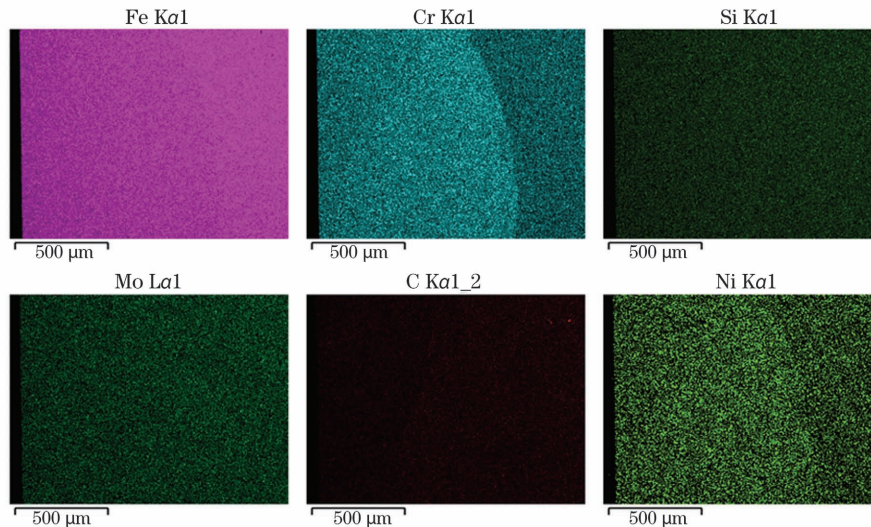


图 4 熔覆层截面的扫描图像
Fig. 4 Scanned images of cross section of cladding layer

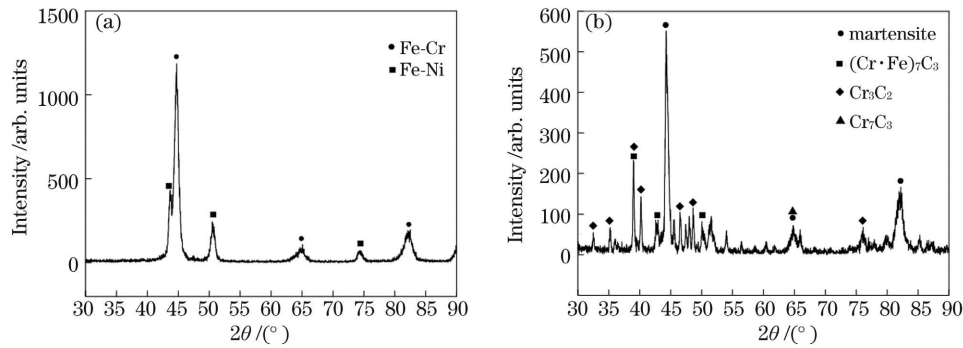


图 5 熔覆层表面的 X 射线衍射图谱。(a)混合粉末;(b)熔覆层

Fig. 5 X-ray diffraction pattern of cladding layer surface. (a) Mixed powder; (b) cladding layer

因此产生的热应力较小。H13 钢熔覆层的 X 射线衍射谱如图 5(b)所示。从图 5(b)可以看到,涂层主要的物相为马氏体、 Cr_3C_2 、 Cr_7C_3 和 $(\text{Cr}\cdot\text{Fe})_7\text{C}_3$, 由于复合粉末中含有较多的 Cr 元素,富含 Cr 元素的碳化物具有高硬度、高熔点和抗高温氧化的特性, Cr_3C_2 和 $(\text{Cr}\cdot\text{Fe})_7\text{C}_3$ 对于熔覆层硬度与耐磨性的提高起到了关键作用。从图 5(b)可以看出马氏体的衍射峰最为明显,说明熔覆后所得到的组织中的马氏体转化较为完全。

3.2 熔覆层的力学性能

3.2.1 热疲劳性能

热疲劳性能通过热震试验来检测,以熔覆层第一次出现裂纹或剥离的试验次数为准,以此作为衡

量熔覆层好坏的一个重要指标。金属热疲劳的主要影响因素为环境的温度梯度及变化频率和材料的热膨胀系数及其缺陷^[14]。设计本实验是为了测定熔覆层及基体在极端的温度梯度下抵抗开裂的能力。不同样品在热疲劳试验后的表面微观形貌如图 6~11 所示。从图 6~11 可以看到,1 号试样由于 NiCr- Cr_3C_2 粉末的含量少,直到第 35 次试验也没有出现裂纹,但出现大面积脱落;2~6 号随着热震次数的增加,熔覆层表面由微微泛红逐渐变黑,表明熔覆层也在逐渐氧化,而在第 25 次试验后,2 号试样出现了轻微的裂纹,并随着热疲劳次数的增加,裂纹逐渐明显;4~6 号试样均出现可观察到的裂纹,并随着热疲劳次数的增加,裂纹逐渐扩展并加深;

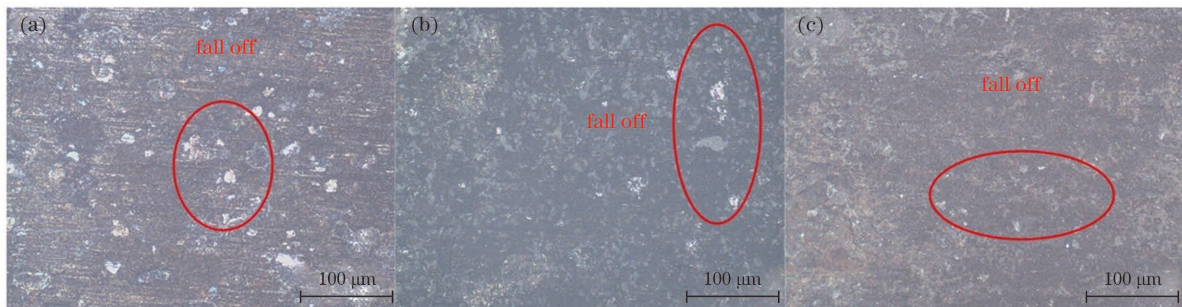


图 6 1 号试样热疲劳试验后的表面微观形貌。(a)热疲劳 5 次;(b)热疲劳 25 次;(c)热疲劳 35 次

Fig. 6 Surface micromorphology of No. 1 sample after thermal fatigue test. (a) Thermal fatigue 5 times; (b) thermal fatigue 25 times; (c) thermal fatigue 35 times

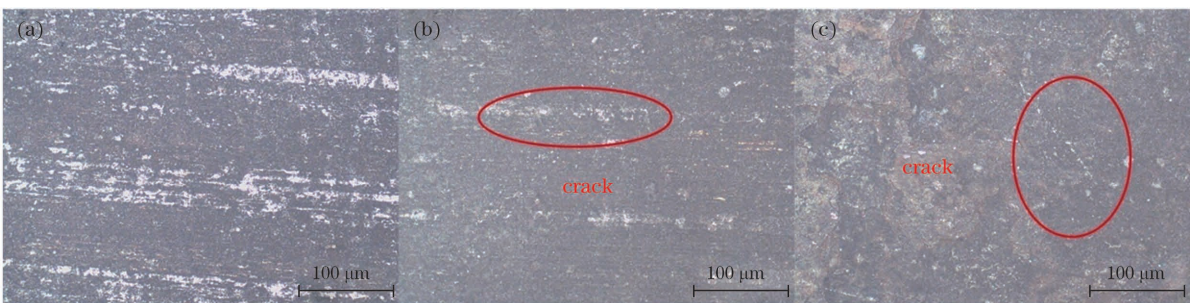


图 7 2 号试样热疲劳试验后的表面微观形貌。(a)热疲劳 5 次;(b)热疲劳 25 次;(c)热疲劳 35 次

Fig. 7 Surface micromorphology of No. 2 sample after thermal fatigue test. (a) Thermal fatigue 5 times; (b) thermal fatigue 25 times; (c) thermal fatigue 35 times

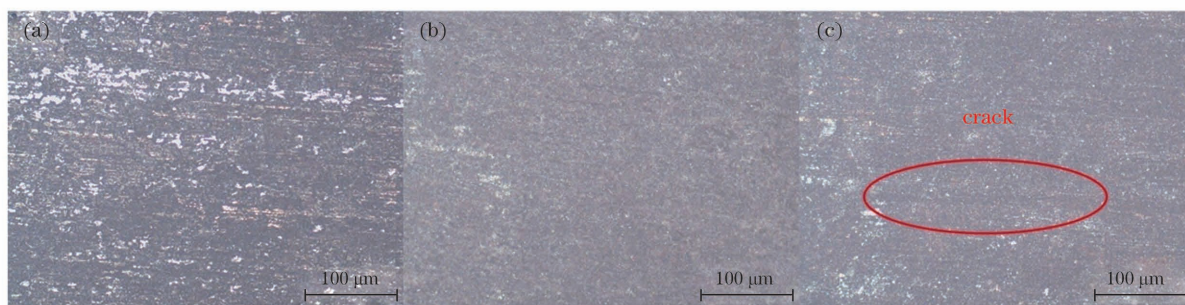


图 8 3 号试样热疲劳试验后的表面微观形貌。(a)热疲劳 5 次;(b)热疲劳 25 次;(c)热疲劳 35 次

Fig. 8 Surface micromorphology of No. 3 sample after thermal fatigue test. (a) Thermal fatigue 5 times; (b) thermal fatigue 25 times; (c) thermal fatigue 35 times

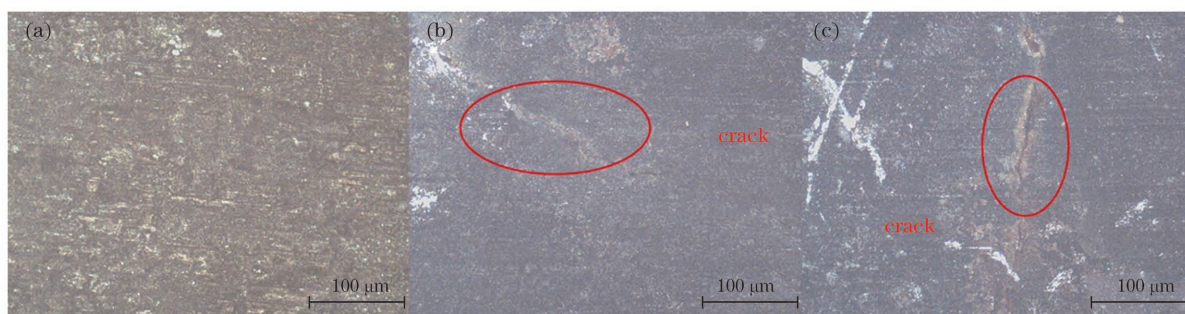


图 9 4 号试样热疲劳试验后的表面微观形貌。(a)热疲劳 5 次;(b)热疲劳 25 次;(c)热疲劳 35 次

Fig. 9 Surface micromorphology of No. 4 sample after thermal fatigue test. (a) Thermal fatigue 5 times; (b) thermal fatigue 25 times; (c) thermal fatigue 35 times

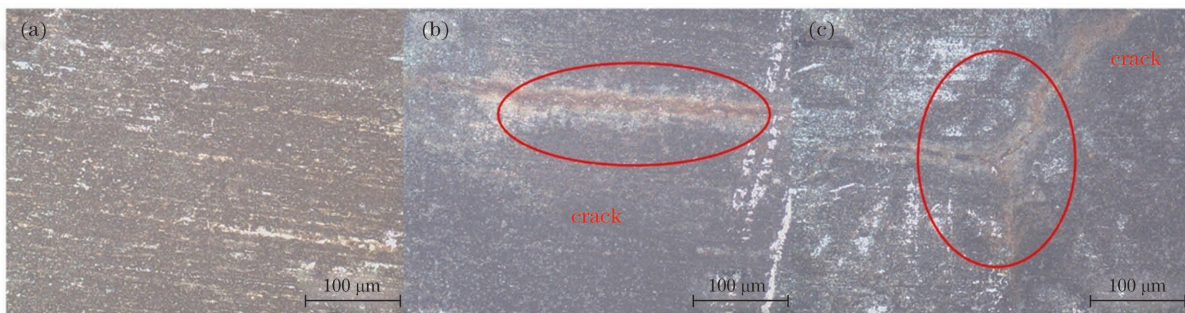


图 10 5 号试样热疲劳试验后的表面微观形貌。(a)热疲劳 5 次;(b)热疲劳 25 次;(c)热疲劳 35 次

Fig. 10 Surface micromorphology of No. 5 sample after thermal fatigue test. (a) Thermal fatigue 5 times; (b) thermal fatigue 25 times; (c) thermal fatigue 35 times

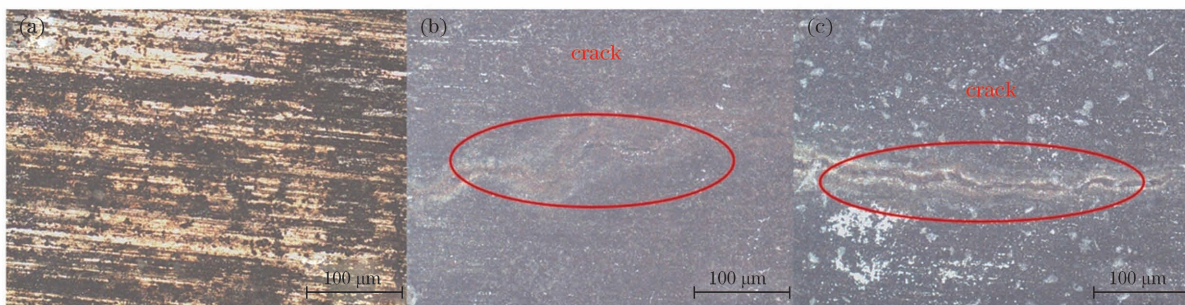


图 11 6 号试样热疲劳试验后的表面微观形貌。(a)热疲劳 5 次;(b)热疲劳 25 次;(c)热疲劳 35 次

Fig. 11 Surface micromorphology of No. 6 sample after thermal fatigue test. (a) Thermal fatigue 5 times; (b) thermal fatigue 25 times; (c) thermal fatigue 35 times

3 号试样是在第 35 次热震后才出现裂纹,表明 3 号试样的抗热疲劳性能最好,粉末配比方案合理。

3.2.2 横截面的显微硬度

硬度在很大程度上与耐磨性有一定的正比关系。图 12(a)为 6 种试样熔覆层表面经过磨床磨平后的显微硬度。从图 12(a)可以看到,相对于基体来说,熔覆试样表面的显微硬度明显升高。随着 NiCr-Cr₃C₂ 粉末含量的逐渐增多,即碳化物含量的增多,Cr₃C₂ 作为硬质相能够显著提高熔覆层的硬度。结合图 2 对所选配比方案中熔覆质量较好的第 3 组试样的显微硬度进行测量,发现熔覆层的显微硬度曲线整体呈现出连续性,如图 12(b)所示。从图 12(b)可以看到,由于熔覆层表面未经磨床加工就存在硬质颗粒,所以硬度较大,其显微硬度值约为

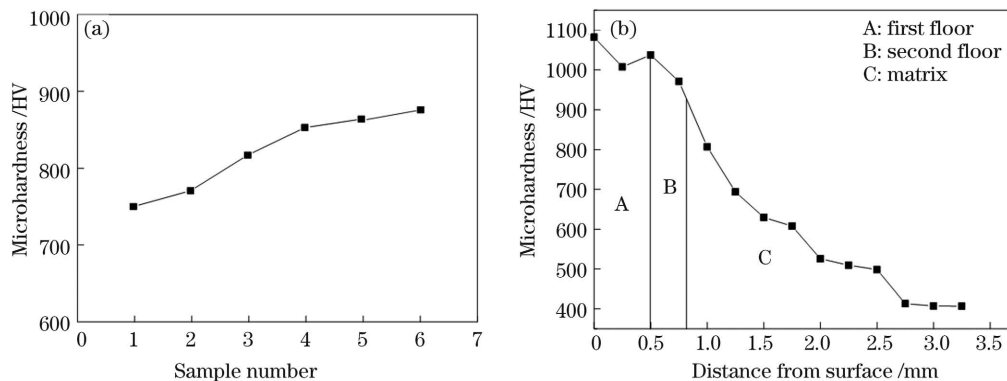


图 12 熔覆试样的显微硬度。(a) 试样熔覆层的表面;(b)熔覆层的截面

Fig. 12 Microhardness of cladding sample. (a) Surface of sample cladding layer; (b) cross section of cladding layer

总体来说,在粉末中加入适当比例的硬质相能够提高涂层的硬度和强度。强化作用主要包括以下几方面:在熔覆过程中,粉末与基体在高能量激光的照射下迅速熔化并在室温下凝固,在这种急冷急热的环境下,熔池内元素迅速形成多种具有高强度的化合物,如 Cr₃C₂ 和 (Cr·Fe)₇C₃。从图 3 可以看到,细小致密的组织以及马氏体较为完全的转化对涂层的硬度和强度起到了强化的效果;同时涂层与基体在凝固过程中,各元素相互扩散和固溶而形成新的化合物,这也起了固溶强化的作用。

3.3 熔覆层的耐磨性

回归正交试验设计是研究多因素多水平影响的一种高效率、快速且经济的设计方法,其是根据正交性从全面试验中挑选出部分有代表性的点进行试验,这些点具有“均匀分散,齐整可比”的特点。在以往的试验中发现,不仅仅材料本身的性能会影响模具寿命,有许多外在因素同样会对模具寿命产生很大的影响。考虑现有的试验条件以及本试验的主要

1100 HV。随着与熔覆层表面距离的增加,熔覆层的显微硬度值逐渐减小。其中在距离表面 1.0 mm 处,可观察到硬度值显著下降到 790.65 HV 左右,这主要是由强化相 Cr₃C₂ 的含量减少导致的。但在此区域,由于组织中有大量弥散分布的碳化物和针状马氏体,所以其硬度值仍然较大。除此之外可以看出,在熔覆层与基体结合区的显微硬度略大于基体,从而在熔覆层与基体之间起到一个过渡的作用。基体表层在热影响的作用下发生自淬火,所以其硬度增大,距表层越远,影响作用逐渐减弱,则马氏体转化不充分,硬度值随之减小。测量结果表明,激光熔覆层的平均显微硬度为 920 HV,相比于基体的显微硬度提高了 350 HV 左右,达到了对 H13 钢表面的强化目的。

目的,将载荷和温度作为设计变量,采用二次正交回归的方法设计高温摩擦磨损试验。

正交表选用 L₄(2³) 进行变换,试验方案设计由二水平试验(试验编号 1~4)、星号试验(试验编号 5~8)和零水平试验(试验编号 9~11)组成,如表 5 所示

表 5 基体及熔覆层的高温摩擦磨损试验方案
Table 5 High temperature friction and wear test scheme for matrix and cladding layer

Test number	Load /N	Temperature /°C
1	620	490
2	620	360
3	340	490
4	340	360
5	640	425
6	320	425
7	480	500
8	480	350
9	480	425
10	480	425
11	480	425

示, 每组试验的试验时间为 5400 s, 转速为 200 r/min。衡量材料磨损的标准包括质量磨损量、线磨损深度、体积磨损量以及常用的磨损率等参考量。将磨损深度作为衡量标准, 基体与熔覆层的磨损深度对比结果如图 13 所示。从图 13 可以看到, 在相同条件下, 熔覆层的磨损深度总体上低于基体, 表明熔覆层的耐磨性高于基体。

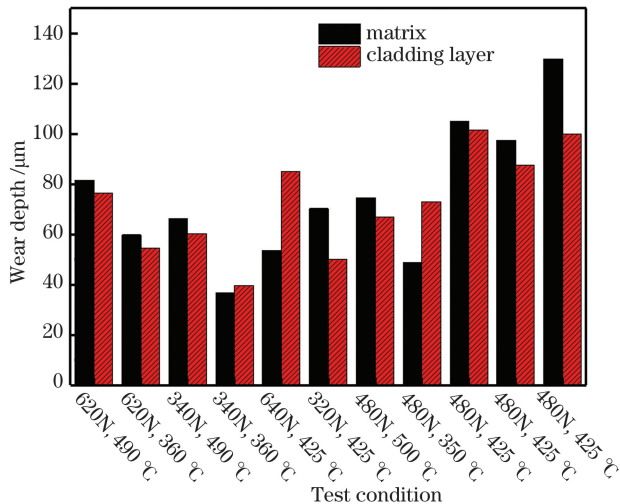


图 13 基体与熔覆层磨损深度的对比

Fig. 13 Comparison of wear depth between matrix and cladding layer

4 结 论

当 NiCr-Cr₃C₂ 的体积分数在 5%~15% 之间时, 熔覆层表面的质量较高; 熔覆层内的组织以树枝晶为主, 主要物相为马氏体、Cr₃C₂、Cr₇C₃ 和碳化物 (Cr·Fe)₇C₃, 其中马氏体的衍射峰最为明显; 从扫描图谱中可以看到 Cr 和 Ni 元素的含量沿着深度方向逐渐下降, 并与基体呈现良好的冶金结合。在 600 °C 的热疲劳试验中, 3 号试样表现出的抗热疲劳性最强。随着 NiCr-Cr₃C₂ 含量的增多, 熔覆层的显微硬度也随之增大。3 号试样熔覆层表面的显微硬度值接近 1100 HV, 约为基体 (570 HV) 的 2 倍; 熔覆层的平均显微硬度 (920 HV) 与基体的显微硬度相比, 提高了约 350 HV, 实现了对 H13 钢表面的强化。在同等条件下, 熔覆层的磨损深度总体上低于基体, 表明熔覆层的耐磨性高于基体。

参 考 文 献

[1] Guo X Y, Zhang J, Zhang Y C, et al. Surface technology application and development in mould and die repairing[J]. Surface Technology, 2007, 36(6): 70-73, 76.

郭小燕, 张津, 张叶成, 等. 表面技术在模具修复中的应用进展[J]. 表面技术, 2007, 36(6): 70-73, 76.

- [2] Liu B, Cui Z J. Die & mould recondition technology and the development trend [J]. Die & Mould Industry, 2017, 43(2): 1-5.
刘斌, 崔志杰. 模具修复技术及发展趋势[J]. 模具工业, 2017, 43(2): 1-5.
- [3] Shu S C. On the application of laser cladding technology in molds[J]. Technology Outlook, 2017, 27(4): 148.
舒诗椿. 论激光熔覆技术在模具中的应用[J]. 科技展望, 2017, 27(4): 148.
- [4] Si S H, Yuan X M, He Y Z, et al. Microstructures and properties of laser clad Ni-based metal-ceramics layers[J]. Chinese Journal of Lasers, 2002, 29(8): 759-762.
斯松华, 袁晓敏, 何宜柱, 等. 激光熔覆镍基金属陶瓷涂层的组织性能研究[J]. 中国激光, 2002, 29(8): 759-762.
- [5] Lloyd D J. Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites [J]. International Materials Reviews, 1994, 39(1): 1-23.
- [6] Yuan Q L, Feng X D, Cao J J, et al. Research on microstructure of Ni-based alloy coating by laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(8): 2116-2120.
袁庆龙, 冯旭东, 曹晶晶, 等. 激光熔覆镍基合金涂层微观组织研究[J]. 中国激光, 2010, 37(8): 2116-2120.
- [7] Li H B, Guo M, Wang L, et al. Laser cladding preparation and wear resistance of H13/Ni/WC hybrid powder gradient cladding layer[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2021, 58(3): 0314006.
李洪波, 郭猛, 王琳, 等. H13/Ni/WC 混合粉末梯度熔覆层的激光熔覆制备及耐磨性研究[J]. 激光与光电子学进展, 2021, 58(3): 0314006.
- [8] Cao J, Lu H F, Lu J Z, et al. Effects of tungsten carbide particles on microstructure and wear resistance of hot-working die prepared via laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(7): 0702001.
曹俊, 卢海飞, 鲁金忠, 等. WC 对激光熔覆热作模具的组织 and 磨损性能的影响[J]. 中国激光, 2019, 46(7): 0702001.
- [9] Babout L, Brechet Y, Maire E, et al. On the competition between particle fracture and particle decohesion in metal matrix composites [J]. Acta Materialia, 2004, 52(15): 4517-4525.
- [10] Zhang L, Chen X M, Liu W, et al. Formation mechanism and sensitivity of cracks in laser-cladded

- Ni-based-alloy coatings[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2019, 56(11): 111401.
- 张磊, 陈小明, 刘伟, 等. 激光熔覆 Ni 基合金裂纹的形成机理及敏感性[J]. *激光与光电子学进展*, 2019, 56(11): 111401.
- [11] Xu L F, Wang D S. Ni-based alloy coating prepared by laser cladding strengthened by follow-up feed pulse current[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(4): 0402006.
- 徐礼锋, 王东生. 随动进给脉冲电流增强激光熔覆制备镍基合金涂层试验[J]. *中国激光*, 2020, 47(4): 0402006.
- [12] Farahmand P, Liu S, Zhang Z, et al. Laser cladding assisted by induction heating of Ni-WC composite enhanced by nano-WC and La_2O_3 [J]. *Ceramics International*, 2014, 40(10): 15421-15438.
- [13] Hua L, Tian W, Liao W H, et al. Fatigue life evaluation for laser cladding component based on non-linear continuum fatigue damage model[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2015, 42(9): 0903006.
- 华亮, 田威, 廖文和, 等. 基于非线性连续疲劳损伤的激光熔覆构件疲劳寿命评估[J]. *中国激光*, 2015, 42(9): 0903006.
- [14] Deng C X. Wear resistance and life prediction of gradient cladding layer on H13 steel [D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2019.
- 邓成旭. H13 钢表面梯度熔覆层耐磨性研究及寿命预测[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2019.

Properties of Surface Laser Cladding H13/ $\text{NiCr-Cr}_3\text{C}_2$ Composite Powder Cladding Layer

Li Hongbo¹, Gao Qiangqiang¹, Li Kangying², Li Ban²

¹ *Key Laboratory of Advanced Forming Technology and Science of Ministry of Education, Yanshan University, Qinhuangdao, Hebei 066004, China;*

² *College of Mechanical Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao, Hebei 066004, China*

Abstract

Objective With the development of science and technology and its needs in practical engineering, metal parts are often subjected to extreme conditions, such as high alternating stress, high temperature, high speed, and high corrosion. Therefore, solving the problem of repairing failed parts under extreme conditions is urgent and complicated. It is necessary to analyze and evaluate the failure mode and service life of parts and seek suitable repair materials and process methods. In this study, the hot working die of H13 steel commonly used in engineering is taken as the background, and the strengthening and repair under extreme conditions are taken as the starting point, and investigates the laser cladding strengthening and remanufacturing technology to strengthen various parts suitable for operation under extreme conditions. Repair provides a certain reference significance. Recently, there have been successful study results based on laser cladding; however, the study on Cr_3C_2 -NiCr powder as a laser cladding material is relatively rare. Therefore, Cr_3C_2 -NiCr is selected herein as the cladding material where Cr_3C_2 , as a reinforcing phase, can improve the wear resistance, heat resistance, and hardness of the mold surface. Its physical properties resemble those of H13 steel, thereby reducing the melting cracking caused by material mismatch during the coating process. As an adhesive, NiCr can play a transitional role between the substrate and cladding material and improve the heat and corrosion resistance of the bonded part.

Methods Laser cladding technology is used to prepare a cladding layer of H13 and Cr_3C_2 -NiCr composite powder on the surface of the H13 substrate. The microstructure and phase structure of the cladding powder and coating and the bonding characteristics of the coating and substrate are observed and analyzed using scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS), and X-ray diffraction (XRD). The thermal fatigue property of the cladding layer is tested using a thermal shock test. The microhardness of the coating surface and section are measured using a microhardness tester. The influences of various factors on the wear resistance of the substrate and cladding layer are tested using a high-temperature friction and wear tester.

Results and Discussions The quality of the cladding layer of the Cr_3C_2 -NiCr composite powder prepared via laser cladding is related to its volume fraction ratio. Compared with other proportioning schemes in the experiment, the

cladding layer quality achieves the best performance using the ratio of 85% H13 and 15% NiCr₃C₂ (Fig. 2). The grain distribution of the cladding layer is uniform; the direction of the dendrite is generally along the substrate and points to the surface of the cladding layer at a certain angle (Fig. 3). The structure in the cladding layer is dominated by dendrite, and the main phases are martensite, Cr₃C₂, Cr₇C₃, and carbide (Cr·Fe)₇C₃, among which the martensite diffraction peak is the most obvious (Fig. 5). The surface scanning atlas show that the binding mode between the cladding layer and matrix is metallurgical bonding (Fig. 4). Thermal shock tests show that sample No. 3 with this ratio scheme achieves the best thermal fatigue performance (Fig. 8). The microhardness of the cladding layer surface of the six samples are tested, and the microhardness of the cladding sample surface significantly increased compared with the substrate (Fig. 12 (a)). The surface microhardness of the cladding layer of sample No. 3 is measured. The results show that the surface hardness of the cladding layer is the highest, with a microhardness value of approximately 1100 HV. With an increase in the distance from the surface of the cladding layer, the microhardness value of the cladding layer decreases gradually. At 0.8 mm from the surface, owing to many carbides and aciculate martensite dispersed in the tissue, the hardness is approximately 790.65 HV (Fig. 12 (b)). Due to the occurrence of self-quenching in the surface of the matrix, the hardness increases compared with other regions of the matrix. The microhardness of the laser cladding layer increases by approximately 350 HV compared with that of the substrate, which can strengthen the surface of H13 steel. The wear resistance test of the cladding layer shows that under the same conditions, the wear depth of the cladding layer is lower than that of the matrix, indicating that the wear resistance of the cladding layer is higher than that of the matrix (Fig. 13).

Conclusions Under the determined process parameters, the cladding layer quality of 85% H13 + 15% NiCr-Cr₃C₂ composite powder prepared via laser cladding achieves the best performance and the composite powder exhibits the Fe-Ni and Fe-Cr phases in the XRD pattern. The main phases of the cladding layer are martensite, Cr₃C₂, Cr₇C₃, and carbide (Cr·Fe)₇C₃, among which the martensite diffraction peak is the most obvious. This suggests that the martensite transformation is relatively complete in the structure obtained after cladding. After laser cladding treatment, the microhardness of the cladding layer is significantly increased and it increases with increase in the Cr₃C₂-NiCr content. The surface microhardness of the cladding layer is close to 1100 HV, which is approximately twice that of the substrate (570 HV). The average microhardness of the cladding layer (920 HV) is increased by approximately 350 HV compared with that of the substrate, achieving the purpose of strengthening the surface of the H13 steel. Under the same conditions, the wear depth of the substrate is significantly greater than that of the cladding layer, indicating that the wear resistance of the cladding layer is better than that of the substrate.

Key words laser technique; H13 steel; laser cladding; composite coating; high temperature wear resistance

OCIS codes 140.3380; 140.3390; 160.3380; 310.1515