

激光重熔对金刚石/镍基复合涂层组织性能的影响

吴奇隆^{1,2,3}, 赵宏伟², 张雷⁴, 孙志鹏³, 李宇佳³, 程战¹, 袁世成³

(1. 中国机械总院集团宁波智能机床研究院有限公司, 浙江 宁波 315700)

(2. 吉林大学机械与航空航天学院, 吉林 长春 130025)

(3. 宁波中机松兰刀具科技有限公司, 浙江 宁波 315000)

(4. 郑州机械研究所有限公司 新型钎焊材料与技术国家重点实验室, 河南 郑州 450001)

摘要: 为了研究激光重熔对金刚石/镍基复合涂层组织性能的影响, 采用感应加热的方式在Q235表面制备金刚石/镍基复合涂层后进行激光重熔。利用超景深显微镜、激光共聚焦显微镜、扫描电镜、能谱仪、X射线衍射仪、硬度计和磨粒磨损试验机对激光重熔前后涂层的表面形貌、显微组织、元素分布和机械性能进行了分析对比。结果表明, 经激光重熔后表面裸露金刚石数量减少, 复合涂层表面平均粗糙度由5.58 μm 下降至4.88 μm ; 微观组织中孔洞缺陷数量显著减少, 显微组织中的碳化物聚集长大, 同时Cr元素在金刚石周围富集程度增加; 钎料合金显微硬度与涂层耐磨性能无明显变化。

关键词: 激光; 感应; 钎涂; 金刚石; 镍基涂层

中图分类号: TG156

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)02-0437-08

随着工业技术的不断进步, 机械零部件服役的工况越来越复杂, 对其表面涂层的耐磨性、耐腐蚀性和综合机械性能提出了更高的要求^[1-3]。传统的表面涂层材料虽然在一定程度上能够提高零部件的性能, 但其效果仍然有限, 难以满足某些极端工作条件的需求。为了提升涂层性能, 复合涂层技术应运而生^[4]。硬质颗粒增强金属基复合材料结合了金属和硬质颗粒的优点, 有效地实现了优异的综合性能, 如高延展性、硬度和耐磨性, 广泛应用于采矿、石油、天然气、建筑、农业和国防工业等苛刻的应用领域。金刚石具有高熔点、高硬度、高耐磨性和对Ni-Cr金属基体良好的润湿性等优异性能^[5-6]。近几年金刚石颗粒增强的镍基涂层因其卓越的机械性能和耐磨性受到广泛关注^[7-9]。

感应钎涂是一种高效的制备金刚石颗粒增强镍基涂层的方法, 能够在较短的时间内获得较厚复合涂层^[10-11]。然而, 感应加热法在制备过程中容易产生缺陷, 如气孔、裂纹等^[12]。激光重熔是通过高能量密度的激光束快速加热涂层表面, 使其熔化并快速冷却, 从而改善涂层的显微组织结构, 消除内部缺陷, 提升其综合性能, 是一种提高涂层质量的有效方法^[13]。例如, 涂层中的缺陷, 如孔隙、微裂纹、涂层与基体之间的低结合力缺陷可以通过激光重熔来消除。材料的硬度和耐磨性也可以通过激光重熔来增强^[14]。此外, 当激光束在涂层上重新扫描时, 快速重

熔和快速凝固可以调节复合涂层的相组成和微观结构^[15]。目前关于通过采用激光重熔的方式改善金刚石/镍基复合涂层的报道较少。

本实验以镍基合金粉末作为活性钎料, 通过感应加热的方法在Q235钢基板制备了金刚石/镍基复合涂层。为了进一步改善涂层的性能, 引入激光重熔技术作为后处理工艺, 研究激光重熔对感应钎涂金刚石/镍基复合涂层组织性能的影响, 期望改善金刚石/镍基复合涂层的性能。

1 实验

试验基板选用Q235钢, 钎料粉末为镍基球形粉末, 粒径尺寸 $<75 \mu\text{m}$, 粉末形态如图1a所示, 能谱分析成分结果如图1b所示。金刚石粒径尺寸为180~220 μm , 形貌如图2所示。

对钎涂基板Q235钢(70 mm \times 20 mm \times 10 mm)进行喷砂、超声波清洗、晾干后备用。将含有质量分数为10%金刚石颗粒的镍基钎料经机械混合均匀后, 制成一定粘度的钎涂膏。在基板表面涂覆0.5 mm厚钎涂膏进行烘干处理, 烘干完成后进行感应钎涂。感应设备为深圳双频有限公司生产的SP25型感应加热设备, 钎涂温度1050 $^{\circ}\text{C}$, 保温时间10 s, 之后工件自然冷却, 获得感应钎涂样品。对感应钎涂的样品进行激光重

收稿日期: 2024-10-17

基金项目: 浙江省“尖兵”“领雁”研发攻关计划(2024C01086); 宁波市“3315”人才计划2020创新团队C类

作者简介: 吴奇隆, 男, 1993年生, 硕士, 工程师, 中国机械总院集团宁波智能机床研究院有限公司, 浙江 宁波 315700, E-mail: 1124784345@qq.com

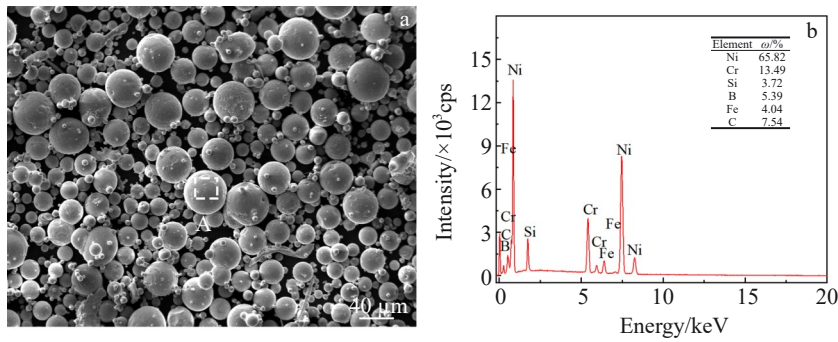


图1 Ni基钎料粉末形貌及EDS成分分析

Fig.1 Morphology (a) and EDS composition analysis of zone A in Fig.1a (b) for Ni-based brazing filler metal powder

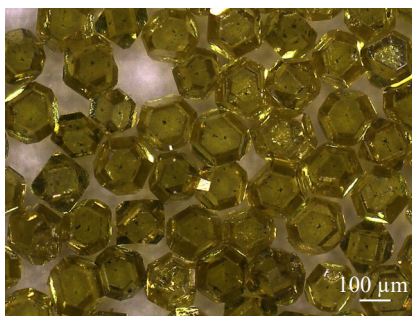


图2 金刚石颗粒

Fig.2 Diamond particles

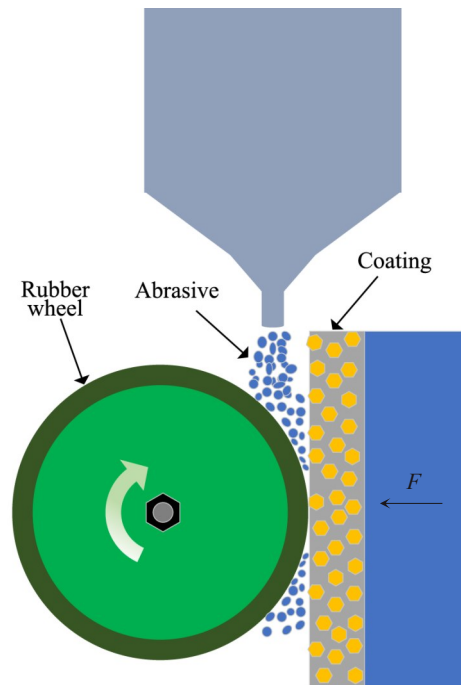


图3 磨损试验示意图

Fig.3 Schematic diagram of wear test

熔。激光扫描设置参数为：光斑尺寸 3 mm×25 mm，激光功率 4 kW，扫描速度 10 mm/s。

采用超景深显微镜(Smart Zoom 5)观察激光重熔前后的表面特征，并采用激光共聚焦显微镜(VL3000)观察样品表面3D形貌，配合LMeye8软件测量表面粗糙度。经打磨抛光的样品后采用扫描电子显微镜(蔡司Evo 10)观察微观结构，并进行能谱分析。利用X射线扫描设备(Rigaku SmartLab)分析涂层物相，扫描范围为 $2\theta=20^\circ\sim 100^\circ$ 。扫描速度设置为 $10^\circ/\text{min}$ ，XRD的工作电压和电流分别为20 kV和40 mA。

采用华银HV-1000A硬度仪，在加载200 g和加载时间10 s的条件下测定涂层横截面钎料合金区域维氏显微硬度值。分别对感应钎涂涂层和激光重熔涂层进行耐磨性试验。采用干砂/橡胶轮装置测定复合涂层的磨粒磨损，参照机械行业标准JB/T 7705-1995进行实验。通过测量磨损后的样品失重表征涂层的耐磨性能。橡胶轮磨损试验示意图如图3所示。

2 结果与分析

2.1 涂层组织形貌分析

图4是采用超景深显微镜拍摄的金金刚石/镍基复合涂层的表面形貌及利用激光共聚焦显微镜拍摄的表面合金

区域3D形貌。从超景深表面照片图4a和4b可以看出，钎涂制备的金金刚石/镍基复合涂层裸露的金金刚石颗粒较多，经过激光重熔后，表面金金刚石颗粒数量明显减少。由图4c和4d的3D形貌可以看出，经过激光重熔后钎料合金微区涂层表面相对平坦，感应钎涂制备的涂层平均表面粗糙度为 $5.58\ \mu\text{m}$ ，经过激光重熔后平均表面粗糙度为 $4.88\ \mu\text{m}$ ，激光重熔改善了涂层的表面粗糙度。钎焊过程中，钎料合金的流动性与温度有关，一般温度越高流动性越好。高能激光束照射涂层表面后，最表层的温度最高，激光熔池的温度高于钎焊温度，表层熔池的流动性高于钎涂过程中的流动性，导致金金刚石进一步被钎料润湿包裹^[16-17]。因此经过激光重熔后表面金金刚石裸露颗粒数量明显减少，表面粗糙度降低。

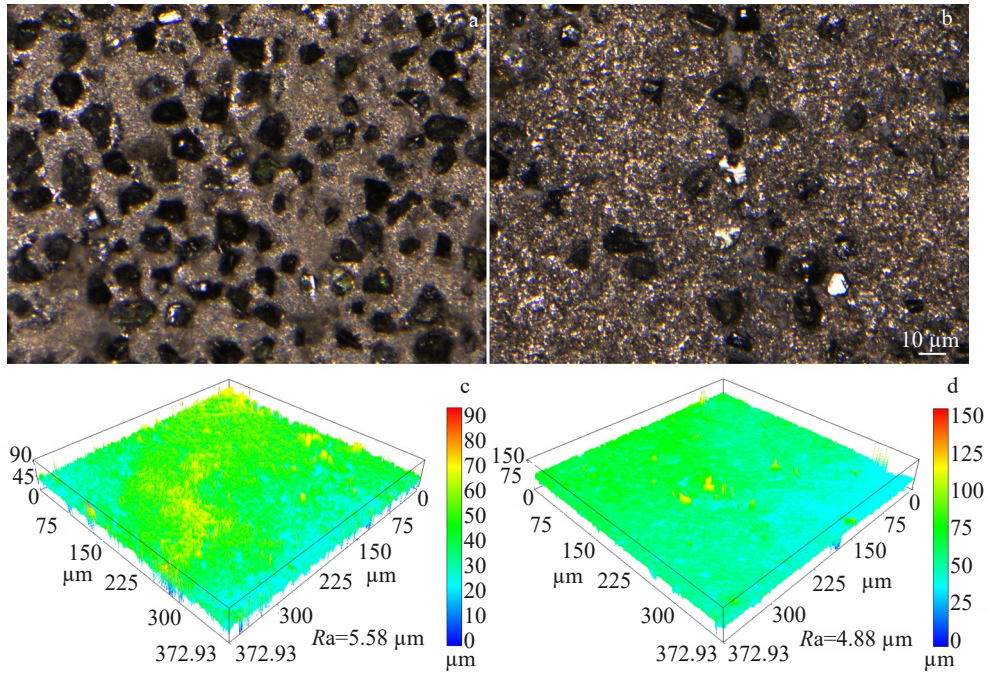


图4 金刚石/镍基复合涂层表面形貌及合金区3D形貌

Fig.4 Surface morphologies of diamond/Ni-based composite coatings (a–b) and 3D morphologies of alloy area (c–d) before (a, c) and after (b, d) laser remelting

图5 是不同模式下激光重熔前后的金刚石/镍基复合涂层扫描电镜照片。图5a是背散射模式,可以看出复合涂层主要由大块状多边形黑色物相、圆形黑色物相,灰色麻点状物相和黑色点状物相组成。图5b是二次电子模

式下的扫描电镜图像,可以看出多边形黑色物相为金刚石颗粒,而圆形黑色物相为孔洞和夹渣,采用感应钎涂的方法制备金刚石/镍基复合涂层中存在较多孔洞缺陷。在Ni基合金涂层中,孔洞会对涂层的硬度和耐磨性能产

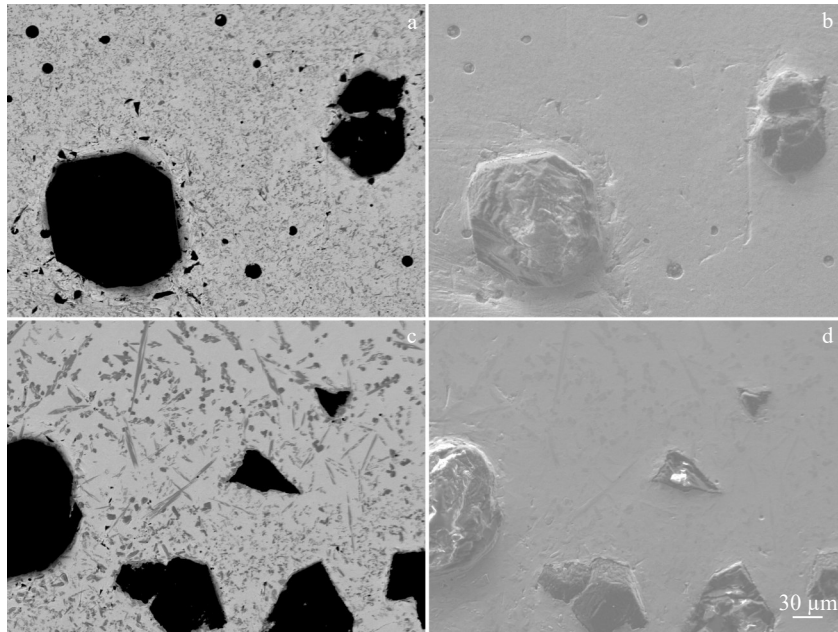


图5 激光重熔前后金刚石/镍基复合涂层SEM照片

Fig.5 SEM images of diamond/Ni-based composite coatings before (a–b) and after (c–d) laser remelting: (a, c) BSE and (b, d) SEI

生诸多不利影响^[18-19]。孔洞的存在会削弱涂层的整体结构强度,导致硬度降低,还会引起应力集中,使得涂层在受力时更容易变形或破碎^[20]。同时孔洞会成为涂层的薄弱区,在磨粒磨损过程中会导致接触应力增大,更容易发生磨损和剥落,降低涂层耐磨性,加速涂层的磨损^[21]。图 5c 和 5d 是经过激光重熔处理的金刚石/镍基复合涂层扫描电镜照片。由图 4 可以看出,经过激光重熔后钎料合金基体组织形貌发生了明显的改变,在靠近涂层上表面区域(激光主要加热区域),黑色麻点状物相消失,灰色物相成长条状分布,黑色的孔洞缺陷几乎全部消失,仅在涂层底部存在少量微孔洞,涂层的致密性得到明显改善。

在感应加热熔覆过程中,预置粉末涂层中除钎料和金刚石外,还有颗粒之间的粘结剂、水和空气。感应加热钎涂材料熔化过程中,涂层中的粘结剂、水和空气如果无法及时排出熔池,凝固过程中熔池中的这些非钎涂材料成分,容易在涂层中形成孔洞。激光重熔通过高温高能量输入,使涂层再次熔化,重新排出熔体中的气体,填充原有的孔洞,从而大幅减少孔洞的数量。在达到钎焊温度时,粘结剂、水和空气均是以气态存在于熔池中,气泡在熔池中主要受到浮力和粘滞阻力作用。浮力计算公式为:

$$F_b = \rho_f \frac{3}{4} \pi r^3 \cdot g \quad (1)$$

式中, F_b 是浮力, ρ_f 是熔液的密度, r 是球形气泡半径, g 为重力加速度。

粘滞阻力计算公式为:

$$F_d = 6\pi\mu r v \quad (2)$$

式中, F_d 是粘滞阻力, μ 是液体的动力粘度, r 是球形气泡半径, v 为气泡的上升速度。

由上述两个公式可知气泡半径对浮力影响更加显著,气泡的体积越大,所受到浮力越大,上升速度越快,逸出熔池的可能性越高。因此经过激光加热后大的孔洞消失。而对于微孔洞,小气泡由于体积小,粘滞阻力对气孔上浮的影响更加显著,相对于其浮力来说,粘滞力占更大比重,因此上升速度较慢,在激光重熔过程中,小体积的气孔难以排出,最终形成微孔洞。

经过激光重熔后的涂层少量的微孔洞主要分布在涂层中部和底部,这主要与气体逸出涂层的运动路径和运动速度有关。在激光重熔过程中,涂层表层最先受到激光照射熔化,激光能量逐渐衰退,因此表层的温度最高。熔融金属的温度越高,流动性越好,更利于涂层中气体的逸出。即越靠近涂层顶部,气体在熔融金属中的运动速度越快,而且在气体上升过程中,小气泡会聚合成大气泡,更有利于气泡的逸出。因此涂层上部的微气孔在涂层中已观测不到。有研究表明,增大激光功率、降低扫描速度可以提高熔池温度、延长熔池存在时间,可以进一步消除涂层中的气孔,但也会引起金刚石热损伤加剧,需要选择合适的激光功率和扫描速度^[13]。

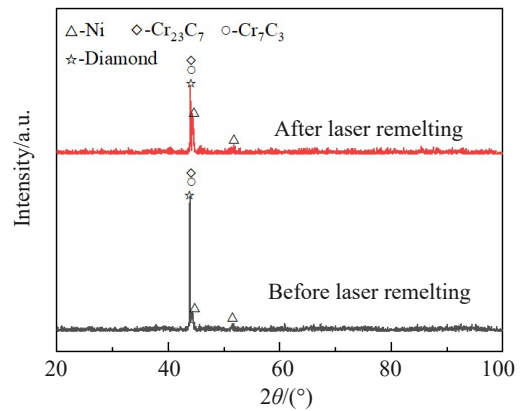


图 6 激光重熔前后金刚石/镍基复合涂层 XRD 图谱

Fig.6 XRD patterns of diamond/Ni-based coatings before and after laser remelting

对复合涂层激光重熔处理前后进行 XRD 分析结果如图 6 所示,金刚石/镍基复合涂层表层主要由 γ -Ni、 Cr_7C_3 、 Cr_{23}C_6 、金刚石组成。对比两个图谱可以看出两个最强峰衍射强度存在较大差异。衍射峰的强度也反映出经过激光重熔后,复合涂层表面金刚石含量减少, γ -Ni 体积分数增多。

为进一步观察组织演变情况,对感应钎涂复合涂层进行放大观察和元素分布面扫描结果如图 7 所示,在合金基体主要由 γ -Ni 构成,Cr 元素主要集中在灰色麻点状物相中,在基体中整体呈孤岛离散状分布,在金刚石周围出现少量的 Cr 的富集,Cr 是强碳化物形成元素,推测 Cr 的孤岛聚集区主要为 Cr_{23}C_6 、 Cr_7C_3 化合物。C 元素主要是金刚石颗粒,金刚石颗粒周围也形成了碳化物,Fe 元素和 Si 元素整体含量较低,存在少量富集区,推测物相可能是 Fe-Ni 相和 Ni-Si 相,但由于含量少,XRD 并未检测出。相较于原始钎料成分(见图 1b)。面扫描中的 Ni、Cr、Fe、C 元素平均含量均低于原始材料,是由于面扫描区域存在金刚石颗粒,金刚石颗粒大量的 C 元素,导致其它元素平均值降低,因此面扫描的平均元素不能代表钎涂后的钎料合金的元素成分。

图 8 是激光重熔后的显微组织照片及面扫描结果,由图 8 可以看出经过激光重熔后,从 Cr 元素的分布情况可以明显地看出,碳化物发生了聚集长大,而且金刚石周围聚集的 Cr 元素增多,形成连续的 Cr 元素包覆层。金刚石颗粒的存在导致面扫描的平均元素含量与图 6 中的含量存在较大差异。经过激光重熔后 Cr 元素的最大含量值出现略微下降,这可能是在激光重熔过程中, Cr_{23}C_6 、 Cr_7C_3 碳化物中的 Cr 原子部分被 Fe 原子替代形成 $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$ 、 $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ 导致的^[22]。在激光重熔过程中,虽然涂层表面的钎料合金再次熔化,但是由于加热冷却速度极快,熔池停留时间短,金属熔体流动混合不

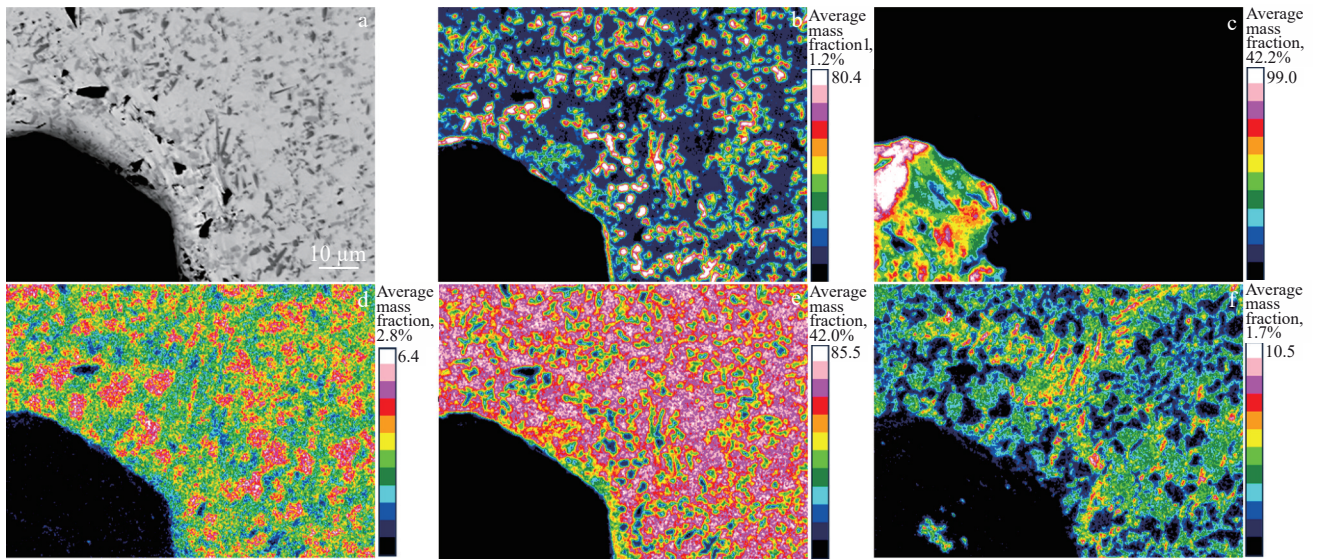


图7 感应钎涂金刚石/镍基复合涂层元素分布

Fig.7 Elemental distribution of induction brazed diamond/Ni-based composite coating: (a) morphology; (b) Cr, (c) C, (d) Fe, (e) Ni, and (f) Si

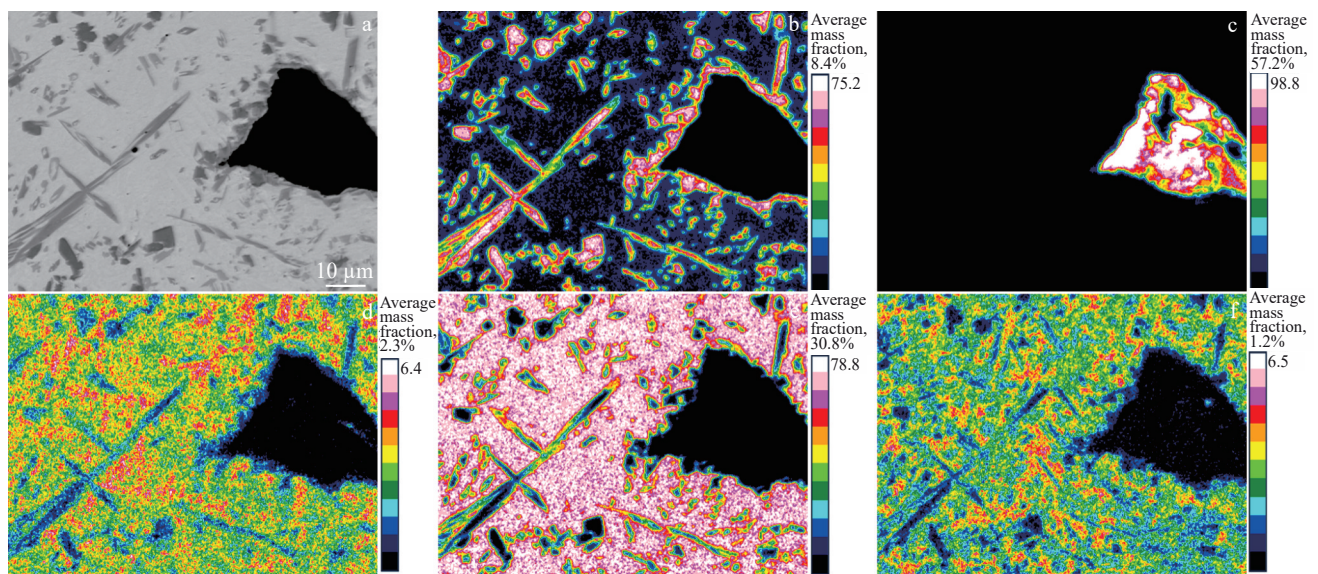


图8 激光重熔金刚石/镍基复合涂层元素分布

Fig. 8 Elemental distribution of laser remelted diamond/Ni-based composite coating: (a) morphology; (b) Cr, (c) C, (d) Fe, (e) Ni, and (f) Si

充分,无法形成均匀的合金熔体,熔体中仍保留着非常高的浓度起伏。由热力学计算可知,在钎焊温度条件下Cr与金刚石中可以自发反应形成 Cr_7C_3 ^[23]。因此,在凝固过程中,碳化物会进一步长大。在激光照射下,金刚石承受高温,受Fe、Ni触媒元素的影响会进一步石墨化,钎料合金中的Cr元素进一步与金刚石反应,在金刚石周围继续生成碳化物^[24-25]。碳化物层能够提供良好的机械互锁和化学键合,有助于增强界面结合,但是碳化物层过厚和过薄对涂层性能均存在不利影响^[26]。碳化物过厚,表明金刚石受热损伤程度增大,严重影响金

刚石的抗压强度,导致金刚石易发生破碎失效。碳化物过薄,表明钎料合金与金刚石化学冶金反应不充分,钎料合金对金刚石的把持力不足,会导致金刚石过早脱落失效^[27]。Ni-Cr合金钎料中,Cr作为活性元素与金刚石反应形成Cr-C金属间化合物,当形成适度厚度、连续的碳化物层时才可以有效提高金刚石与基体钎料的结合强度^[28]。

2.2 涂层性能测试及分析

分别对激光重熔处理前后的样品进行显微硬度(HV)测试,结果如图9所示。可以看出感应钎涂制备

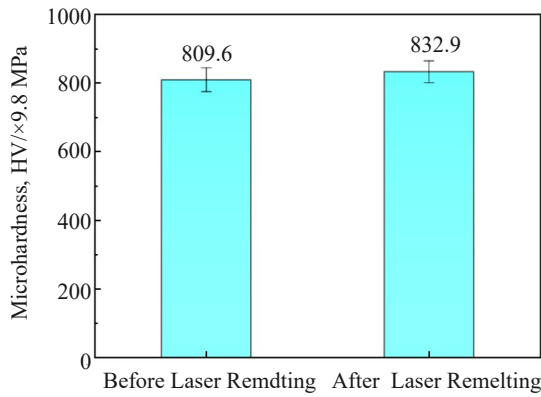


图9 激光重熔前后合金钻石/镍基复合涂层的显微硬度

Fig. 9 Microhardness of diamond/Ni-based composite coating before and after laser remelting

的复合涂层平均显微硬度为 7934.1 MPa, 激光重熔后的平均显微硬度为 8162.4 MPa, 显微硬度无明显改变。组织与性能密切相关^[27], 微观组织发生明显改变, 而显微硬度却基本未改变。推测可能是由于涂层经过激光重熔后, 虽然碳化物颗粒长大, 细晶强化作用降低^[29]。但是重熔后, 涂层孔洞减少, 提高组织致密性, 有利于涂层硬度的提高^[30]。同时, 在激光的快速加热冷却过程中, 元素来不及扩散, 形成过饱和固溶体, 增大晶格畸变程度, 导致固溶强化程度增大, 因此硬度测试表现为无明显变化^[31]。

图 10 为激光重熔前后合金钻石/镍基复合涂层磨粒磨损试验失重情况, 经过 30 min 橡胶轮磨粒磨损试验后, 感应钎涂合金钻石/镍基复合涂层磨损失重为 0.1663 g, 经过激光重熔后涂层磨损失重为 0.1618 g。磨损失重未表现出明显差异。

涂层磨损后的形貌如图 11 所示, 可以看出经过磨损

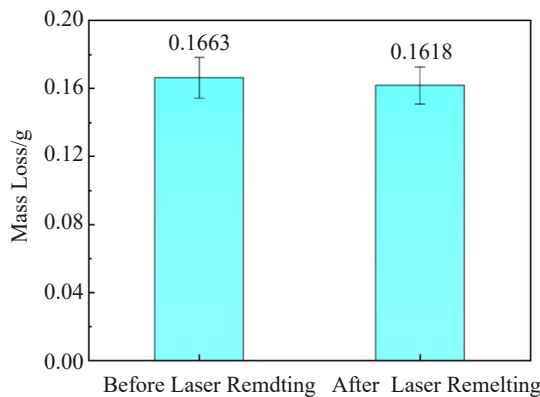


图 10 激光重熔前后合金钻石/镍基复合涂层的磨粒磨损质量损失对比
Fig. 10 Abrasive wear mass loss of diamond/Ni-based composite coating before and after laser remelting

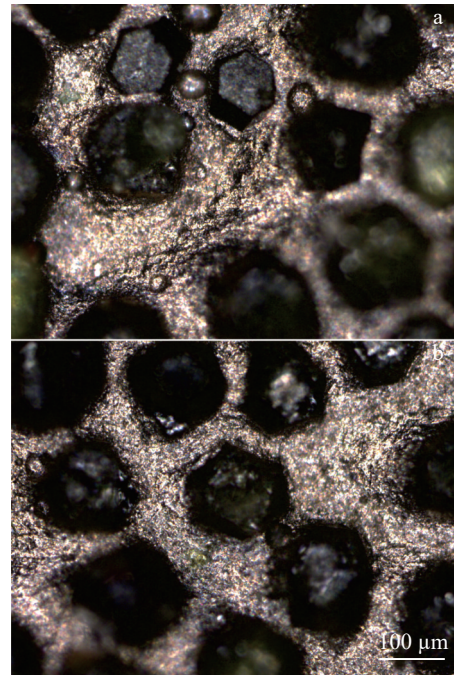


图 11 磨粒磨损后合金钻石/镍基复合涂层的表面形貌

Fig. 11 Surface morphologies after abrasive wear of diamond/Ni-based composite coating before (a) and after (b) laser remelting

后合金钻石大量裸露在涂层表面, 磨粒主要磨削钎料合金。高硬度合金钻石颗粒可以有效抵御磨粒磨损。在图 11a 中可以看出存在大量孔洞, 而经过激光重熔后, 磨损后的涂层钎料合金中未发现明显的孔洞, 这与横截面组织形貌图 5 观察结果一致。合金钻石裸露的面积在一定程度上反映了钎料合金包覆合金钻石体积, 图 11a 中小颗粒合金钻石还保存较为完整的六边形, 表明在感应加热制备过程中和磨损过程中合金钻石并未受到严重的损伤。而颗粒大的合金钻石则棱角不明显, 说明磨损过程中合金钻石棱角被破坏。

磨损过程示意图如图 12 所示, 图 12a 显示了在磨损初期, 合金钻石大部分被钎料合金包覆, 在磨损试验过程中, 磨粒主要磨削钎料合金, 随着钎料合金逐渐被磨粒磨削, 合金钻石开始逐步裸露, 在光学显微镜下观察表现为合金钻石颗粒粒径变大。钎料合金中的孔洞会形成凹坑捕获磨粒。磨粒部分被嵌入凹坑中, 形成抵御磨粒磨损的硬质点, 有利于提高钎料合金的耐磨性。在图 12b 中, 由于合金钻石颗粒已经高于涂层钎料合金, 成为橡胶轮与样品磨损的接触点, 橡胶轮施加的载荷的区域由复合涂层的面接触变成与合金钻石的点接触。合金钻石受到的载荷大幅提高。随着磨损过程的继续推进, 合金钻石凸出表面高度逐渐变大, 包裹在合金钻石颗粒上的 Cr-C 金属间化合物层逐渐磨损。在循环应力作用下, 合金钻石开始破碎, 最终包裹合金钻石钎料合金逐渐减少, 合金钻石脱落, 涂层不断被磨损。

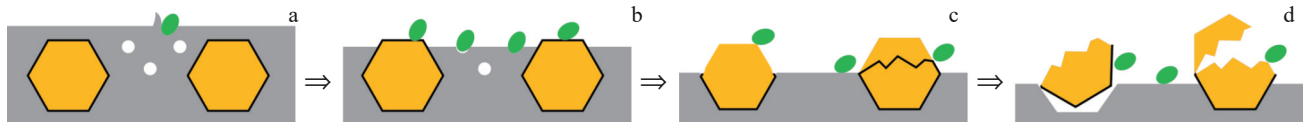


图12 磨粒磨损涂层失效示意图

Fig.12 Failure diagram of abrasive wear of coatings

通过对磨损失效过程的分析,可以看出,涂层最终耐磨性能的表现与钎料合金耐磨性、金刚石强度和钎料合金对金刚石把持力密切相关。经过磨损失重测试结果显示,经过激光重熔后的涂层耐磨性并未显著改变,推测可能是由于经过激光重熔后,金刚石与钎料合金反应程度增大,Cr-C金属间化合物层厚度增大,提高了钎料合金对金刚石的把持力,降低了金刚石脱落的几率,有利于提高复合涂层耐磨性。但是激光重熔后引起金刚石热损伤加剧,导致金刚石强度下降^[32],抵御磨粒磨损时,更容易发生破碎,反而不利于复合涂层耐磨性的提升。在综合因素的作用下,复合涂层的耐磨性无明显改变。

3 结论

1) 金刚石/镍基复合涂层物相主要由 γ -Ni、 Cr_7C_3 、 Cr_{23}C_6 、金刚石组成。激光重熔可以降低涂层表面粗糙度,显著消除涂层中的孔洞缺陷,提高涂层致密度。

2) 经激光重熔后,钎料合金基体中的碳化物聚集长大,金刚石与Cr元素冶金反应程度增加,在金刚石周围形成连续的碳化物包裹层,有利于提高合金基体对金刚石的把持力。

3) 金刚石/镍基复合涂层显微硬度和耐磨性由多重因素共同决定,激光重熔对金刚石/镍基涂层显微硬度和耐磨性无明显影响。

参考文献 References

- [1] Long Fei(龙飞), Liu Qu(刘瞿), Zhu Yixing(朱艺星) *et al. Materials Reports(材料导报)*[J], 2024, 38(10): 155
- [2] Wang Mingyuan(王明远), Li wenya(李文亚), Xu Yaxin(徐雅欣) *et al. Surface Technology(表面技术)*[J], 2024, 53(10): 28
- [3] Wang Zhehao(王哲昊), Lv Xuming(吕绪明). *Materials Reports(材料导报)*[J], 2024, 38(11): 52
- [4] Hao Jianjun(郝建军), Liu Tianlong(刘天龙), Zhao Jianguo(赵建国) *et al. Transactions of the Chinese Society of Agricultural Engineering(农业工程学报)*[J], 2024, 40(11): 14
- [5] Long Weimin(龙伟民), Zhu Kun(朱坤), Qiao Peixin(乔培新) *et al. Diamond & Abrasives Engineering(金刚石与磨料磨具工程)* [J], 2002, 22(3): 27
- [6] Long W M, Liu D S, Dong X *et al. Surface Engineering*[J], 2020, 36(12): 1315
- [7] Zhang L, Long W M, Du D *et al. Diamond and Related Materials*

- [J], 2022, 125: 109032
- [8] Long Weimin(龙伟民), Qin Jian(秦建), Lu Quanbin(路全彬) *et al. Materials Reports(材料导报)*[J], 2022, 36(7): 98
- [9] Long W M, Liu D S, Wu A P *et al. Diamond and Related Materials*[J], 2020, 110: 108085
- [10] Wang Xingxing(王星星), Tian Jiahao(田家豪), Wu Shengjin(武胜金) *et al. Transactions of the China Welding Institution(焊接学报)*[J], 2024, 45(1): 40
- [11] Long W M, Liu D S, Qin J *et al. Journal of Adhesion Science and Technology*[J], 2023, 37(2): 319
- [12] Long Weimin(龙伟民), Liu Dashuang(刘大双), Wu Aiping(吴爱萍) *et al. Journal of Mechanical Engineering(机械工程学报)*[J], 2023, 59(12): 225
- [13] Xin B, Ren J Y, Wang X Q *et al. Materials*[J], 2020, 13(21): 4927
- [14] Cai Y C, Cui Y, Zhu L S *et al. Surface Engineering*[J], 2021, 37(12): 1496
- [15] Yang Y H, Li J H, Yao F P *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2023, 102: 501
- [16] Li K W, Zhang M J, Mao C *et al. Diamond and Related Materials*[J], 2022, 129: 109330
- [17] Long Weimin(龙伟民), Liu Dashaung(刘大双), Zhang Guanxing(张冠星) *et al. Transactions of the China Welding Institution(焊接学报)*[J], 2021, 42(11): 29
- [18] Huang F, Li C, Guo H L *et al. Coatings*[J], 2024, 14(6): 688
- [19] Zhang S M, Zhang S H, Li F D *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 29: 119
- [20] Xu H, Sun J S, Jin J *et al. Materials*[J], 2020, 14(1): 46
- [21] Gong X M, He Y, Yan L P *et al. Langmuir*[J], 2024, 40(22): 11670
- [22] Tang Y T, Pham A H, Morito S *et al. Scripta Materialia*[J], 2022, 213: 114585
- [23] Xu Dong(徐东), Jin Tian(金天), Wang Pengbo(王朋波) *et al. Materials Reports(材料导报)*[J], 2024, 38(19): 181
- [24] Yang Zhibo(杨志波), Liu Aiju(刘爱菊), Yang Ruiyun(杨瑞云) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2016, 45(5): 1152
- [25] Wu Q L, Long W M, Zhang L *et al. Welding in the World*[J], 2024, 68: 1685
- [26] Long Weimin(龙伟民), Qiao Peixin(乔培新), Li Tao(李涛) *et al. Diamond & Abrasives Engineering(金刚石与磨料磨具工程)* [J], 2002, 22(4): 27
- [27] Chen J G, Wang X K, Li X R *et al. Welding in the World*[J], 2020, 64: 1763

- [28] Long F, He P, Sekulic D S. *Metals*[J], 2018, 8(5): 315
- [29] Liu Zhenhuan(刘震寰), Li Yonghan(李勇翰), Liu Yang(刘洋) *et al. Chinese Journal of Materials Research(材料研究学报)*[J], 2024, 38(2): 130
- [30] Long Fei(龙飞), Zhang Guanxing(张冠星), He Peng(何鹏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2020, 49(2): 385
- [31] Hou G l, An Y l, Zhao X Q *et al. Applied Surface Science*[J], 2017, 411: 53
- [32] Yu Wenxin(喻文新), Wang Yong(王勇), Yang Xianjun(杨贤军) *et al. Heat Treatment of Metals(金属热处理)*[J], 2020, 45(5): 62

Effect of Laser Remelting on Microstructure and Properties of Diamond/Ni-Based Composite Coatings

Wu Qilong^{1,2,3}, ZhaoHongwei², Zhang Lei⁴, Sun Zhipeng³, Li Yujia³, Cheng Zhan¹, Yuan Shicheng³

(1. Ningbo Intelligent Machine Tool Research Institute Co., Ltd. of China National Machinery Institute Group, Ningbo 315700, China)

(2. School of Mechanical and Aerospace Engineering, Jilin University, Changchun 130025, China)

(3. Ningbo Zhongji Songlan Cutting Tool Technology Co., Ltd, Ningbo 315000, China)

(4. State Key Laboratory of Advanced Brazing Filler Metals and Technology, Zhengzhou Research Institute of Mechanical Engineering, Zhengzhou 450001, China)

Abstract: To investigate the effect of laser remelting on the microstructure and properties of diamond/Ni-based composite coatings, diamond/Ni-based composite coatings were prepared on the surface of Q235 by induction heating. The macroscopic morphology, microstructure, elemental distribution and mechanical properties of the coatings before and after laser remelting were analyzed by ultra-deep field microscope, laser confocal microscope, scanning electron microscope, energy spectrometer, X-ray diffractometer, hardness tester and abrasive wear tester. The results show that after laser remelting, the number of exposed diamonds on the surface decreases and the average roughness of the surface of the composite coating decreases from 5.58 μm to 4.88 μm . The number of hole defects in the microstructure is significantly reduced, and the carbide in the microstructure aggregates and grows up, while the enrichment degree of Cr element increases around the diamond; there is no significant change in the microhardness of the brazing alloy and the abrasion-resistant properties of the coating.

Key words: laser; induction; brazing coating; diamond; Ni-based coating

Corresponding author: Cheng Zhan, Ph. D., Senior Engineer, Ningbo Intelligent Machine Tool Research Institute Co., Ltd. of China National Machinery Institute Group, Ningbo 315700, P. R. China, E-mail: zdcljy@163.com