

# Fe 基氩弧重熔涂层的制备及其磨损性能研究

董天顺<sup>1</sup>, 郑晓东<sup>1</sup>, 孟宏杰<sup>2</sup>, 付彬国<sup>1</sup>, 李国禄<sup>1</sup>, 李亚龙<sup>1</sup>

(1.河北工业大学 材料科学与工程学院, 天津 300130;  
2.唐山工业职业技术学院 机械工程系, 唐山 063299)

**摘要:** **目的** 制备高质量的 Fe 基氩弧重熔涂层, 并探究氩弧重熔处理对涂层在不同载荷作用下磨损性能的影响。**方法** 通过正交试验对 Fe 基重熔层的 4 个主要重熔参数 (电流、速度、弧长、步长) 进行优化设计, 采用孔隙率和显微硬度作为指标来综合评价涂层的质量。利用 X 射线衍射仪对涂层进行物相分析, 利用 UMT-3 多功能摩擦磨损试验机测试涂层的耐磨性, 利用白光干涉三维表面轮廓仪对磨痕进行表征, 利用扫描电镜分析了粉末形貌、涂层的微观结构和涂层的失效形貌。**结果** 通过正交试验获得了高质量的 Fe 基氩弧重熔涂层, 其最优重熔工艺参数为: 重熔电流 70 A, 速度 200 mm/min, 弧长 2 mm, 步长 2 mm。随着磨损载荷的增加, 喷涂层和重熔层的摩擦系数均增大, 但在相同的载荷作用下, 重熔层的摩擦系数小于喷涂层。喷涂层的主要失效模式为剥落和磨粒磨损, 呈现出脆性断裂特征; 重熔层的主要失效形式为粘着磨损和疲劳磨损, 呈现出塑性变形和犁沟特征。在 10、20、30、40 N 载荷作用下, 重熔层的磨损体积分别比喷涂层降低了 32.1%、51.5%、60.7%和 55.7%。**结论** 通过氩弧重熔处理, 得到了高质量的 Fe 基重熔层, 与原 Fe 基喷涂层相比, 其显微组织和耐磨性得到显著改善。

**关键词:** Fe 基涂层; 氩弧重熔; 正交优化; 磨损性能

中图分类号: TG174.44 文献标识码: A 文章编号: 1001-3660(2018)12-0155-11

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2018.12.022

## Preparation and Wear Properties of Fe-based Argon Arc Remelting Coating

DONG Tian-shun<sup>1</sup>, ZHENG Xiao-dong<sup>1</sup>, MENG Hong-jie<sup>2</sup>, FU Bin-guo<sup>1</sup>, LI Guo-lu<sup>1</sup>, LI Ya-long<sup>1</sup>

(1.School of Material Science and Engineering, Hebei University of Technology, Tianjin 300130, China; 2.Department of Mechanical Engineering, Tangshan Industrial Vocational Technical College, Tangshan 063299, China)

**ABSTRACT:** The work aims to prepare high quality Fe-based argon arc remelting coating and study the effect of argon arc remelting treatment on the wear properties of as-sprayed coating under different loads. Four main remelting parameters (current, velocity, arc length and step length) of Fe-based remelted coating were optimized by orthogonal test, and the porosity and microhardness were used as indicators to comprehensively evaluate the quality of Fe-based remelted coating. The phase composition of the coating was evaluated by X-ray diffraction, the wear resistance of the coating was tested by UMT-3 multi-function friction and wear tester, and wear scar was characterized by three dimensional surface profiler. The morphology of the powders,

收稿日期: 2018-07-19; 修订日期: 2018-09-13

Received: 2018-07-19; Revised: 2018-09-13

基金项目: 国家自然科学基金项目 (51675158); 河北省自然科学基金项目 (E2016202325)

Fund: National Natural Science Foundation of China (51675158) and Natural Science Foundation of Hebei Province (E2016202325)

作者简介: 董天顺 (1968—), 男, 博士, 副教授, 主要研究方向为表面工程、新型材料及加工技术。

**Biography:** DONG Tian-shun (1968—), Male, Ph. D., Associate professor, Research focus: surface engineering, new material and processing technology.

通讯作者: 李国禄 (1966—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为材料成形、摩擦学与表面工程。邮箱: liguolu@hebut.edu.cn

**Corresponding author:** LI Guo-lu (1966—), Male, Ph. D., Professor, Research focus: material forming, tribology and surface engineering. E-mail: liguolu@hebut.edu.cn

the microstructure of the coating and the failure morphology of the coatings were analyzed by scanning electron microscope (SEM). High quality Fe-based argon arc remelting coating could be obtained by orthogonal test, and the three main parameters optimized by orthogonal test were current of 70 A, speed of 200 mm/min, arc length of 2 mm and step length of 2 mm. With the increase of the experimental load, the friction coefficient of the as-sprayed coating and the remelted coating increased. While, the friction coefficient of the remelted coating was smaller than that of the as-sprayed coating under the same experimental load. The main failure modes of the as-sprayed coating were spalling and abrasive wear, showing the characteristics of brittle fracture. The main failure modes of the remelted coating were adhesive wear and fatigue wear, displaying the characteristics of plastic deformation and pear gully. The wear volume of the remelted coating respectively decreased by 32.1%, 51.5%, 60.7% and 55.7% than the as-sprayed coating under the load of 10、20、30 and 40 N. Therefore, the microstructure and wear resistance of Fe-based coating are greatly improved by argon arc remelting treatment, when compared with original Fe-based coating.

**KEY WORDS:** Fe-based coating; argon arc remelting; orthogonal optimization; wear properties

热喷涂已经发展成为当今工业重要的表面改性技术之一,其中,等离子喷涂是热喷涂技术的典型代表,具有生产效率高、成本较低、操作简便、可喷涂材料较广等优点<sup>[1-3]</sup>。Fe基自熔合金涂层因其较高的硬度和良好的耐磨性广泛应用于造纸烘缸及轴类零部件<sup>[4-5]</sup>。但与众多热喷涂层类似,Fe基涂层具有层状结合、显微裂纹、未熔颗粒以及氧化夹杂物等缺陷,极大地限制了它的应用范围<sup>[6-7]</sup>。目前,相关研究者发现,对热喷涂层进行重熔处理可以有效地消除涂层内部缺陷,改善喷涂层的微观组织,提高其力学性能及耐磨性<sup>[8-10]</sup>。

大量的研究者致力于研究重熔处理对涂层显微结构和耐磨性的影响,他们认为在固定载荷下,重熔层磨损性能的提高是由于重熔处理改善了喷涂层的耐磨性<sup>[11-13]</sup>。但相关研究表明,重熔处理后,涂层的硬度因过度稀释而降低,因此当实验载荷力较大时,重熔层的耐磨性不一定优于喷涂层<sup>[14]</sup>。为了探究重熔层的耐磨性是否在一定载荷范围内优于喷涂层,有必要对其进行对比研究。此外,关于重熔层在不同服役载荷下的磨损机理也鲜有研究<sup>[15-16]</sup>。因此,本文通过钨极氩弧对FeCrBSi等离子喷涂层进行重熔处理,采用四因素三水平正交试验优化重熔参数,制备高质量重熔涂层;并对比研究喷涂层和重熔层在不同载荷下的耐磨性,探讨重熔层在不同载荷下的失效演变机理。本研究对拓展Fe基涂层的应用范围具有参考价值。

## 1 实验材料及方法

采用45#调质钢作为基体材料,喷涂粉末为纯度 $\geq 99.5\%$ 的Fe基自熔性合金,粒度约为15~45 $\mu\text{m}$ ,化学成分为:Cr 12%,Ni 0.3%,B 2.5%,Si 1.0%,Mn 0.3%,Re 1.0%,余量Fe。其形貌如图1所示。从图中可以发现,粉末粒度较均匀,球化程度较好,有良好的流动性,有利于提高喷涂颗粒的沉积效率。在喷涂前,对粉末干燥预处理(80 $^{\circ}\text{C}$ 保温4h)。

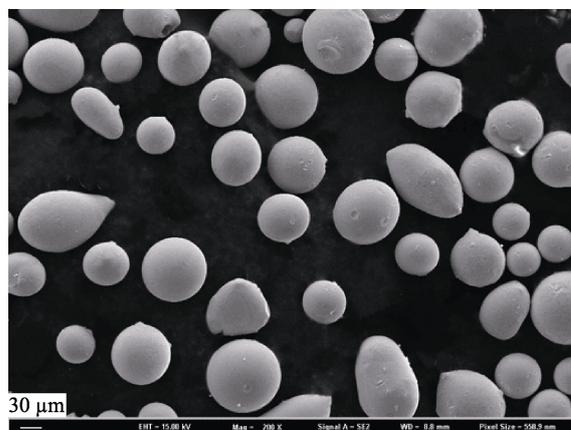


图1 粉末形貌

Fig.1 Morphology of spray powder

首先对调质的45#钢表面进行喷砂粗化处理,喷砂材料为石英砂,粒径小于500 $\mu\text{m}$ ,喷砂气压为0.7 MPa,角度为45 $^{\circ}$ ,距离为300 mm,喷砂后用丙酮对试样进行超声清洗。采用GP-80型等离子喷涂设备制备Fe基涂层,喷涂电压为60 V,电流为500 A,距离为150 mm,主气为氩气,次气为氢气,基体的冷却方式为空冷,涂层厚度为350~400 $\mu\text{m}$ 。采用YC-300WX型钨极氩弧设备对涂层进行重熔处理,通过正交试验优化重熔参数,获得高质量的重熔涂层,正交试验的因素和水平如表1所示。最后采用UMT-3型磨损试验机进行耐磨性测试,实验参数为:实验力10、20、30、40 N,测试时间为30 min,磨球材料为直径 $\phi 6$  mm的GCr15,行程为4 mm,频率为10 Hz。

表1 四个因素和对应的水平

Tab.1 Four factors and corresponding levels

Factor	Level 1	Level 2	Level 3
Current/A	70	80	90
Velocity/(mm·min <sup>-1</sup> )	150	200	250
Arc length/mm	2	3	4
Step length/mm	1.5	2	2.5

采用 Nova Nano 450/650 型场发射扫描电镜观察试样的显微组织和磨痕形貌;采用 D/max/2500PC 型 X 射线衍射仪对涂层进行相分析;采用 Tecnai F20 型透射电子显微镜观察涂层的晶粒结构;采用 Image J2x 软件测定涂层的孔隙率;采用岛津 HMV-2000 型硬度计进行维氏硬度测试;通过 Phase Shift MicroXAM-3D 型白光干涉三维表面轮廓仪对磨痕进行表征。

## 2 结果与分析

### 2.1 正交试验优化分析

本文采用正交试验法对影响重熔层组织和性能的主要重熔工艺参数进行研究,选用电流(A)、速度(B)、弧长(C)和步长(D)为影响涂层质量的因素,将实验因素设置为三水平,选取涂层的孔隙率和显微硬度作为指标。通过正交分析法对实验结果进行处理,分析影响实验指标的主次因素。另外,采用加权计分法对重熔层的综合性能进行评价,综合加权评分  $Y_i$  的计算公式为:

$$Y_i = m_{i1}n_{i1} + m_{i2}n_{i2} + \dots + m_{ij}n_{ij} \quad (1)$$

式中  $i$  和  $j$  分别为第  $i$  组实验和第  $j$  个指标,  $m_{ij}$  和  $n_{ij}$  分别为权因子系数和实验指标值。根据指标的趋势来确定  $m_{ij}$  的符号:孔隙率越大,涂层质量越差,取负号;显微硬度越大,越有利于涂层的抗磨能力,取正号。本研究取孔隙率和显微硬度的加权分值分别为 50,则二者的权因子系数为:

$$\begin{aligned} m_{i1} &= -50/k_1 \\ m_{i2} &= 50/k_2 \end{aligned} \quad (2)$$

式中  $k_1$  和  $k_2$  分别为孔隙率和显微硬度的变化范围,通过计算可得到重熔层的综合评分,如表 2 所示。通过极差分析发现,重熔过程中,钨极的移动速度对涂层的气孔率影响较大。重熔速度决定了涂层在高温液态的停留时间,重熔速度越快,高温液态重熔层的停留时间越短,气体难以从液态熔融层中溢出。重熔电流为显微硬度的主要影响因素,电流越大,热源的热输入越大,能量较为集中,熔合比较大,重熔层过度稀释,显微硬度降低。此外,从综合评分的极差中还可以发现,重熔速度对涂层的质量影响最大,重熔电流的影响最小,其较好的水平为  $A_1B_2C_1D_2$ ,即:重熔电流为 70 A,钨极的移动速度为 200 mm/min,弧长为 2 mm,步长为 2 mm。

表 2 氩弧重熔的正交试验参数及综合评分

Tab.2 Orthogonal experimental parameters and comprehensive score of TIG remelting

Sample	Factor				Porosity /%	Hardness (HV <sub>0.1</sub> )	Comprehensive score
	Current/A	Velocity/(mm·min <sup>-1</sup> )	Arc length/mm	Step length/mm			
1#	80	250	2	1.5	1.3	893	160.1
2#	70	150	2	2	0.9	782	150.2
3#	90	200	2	2.5	0.6	963	206.1
4#	70	200	3	2	0.4	854	188.3
5#	90	250	3	1.5	1.5	813	132.6
6#	80	150	3	2.5	0.7	868	179.2
7#	90	150	4	1.5	1.0	884	170.5
8#	80	200	4	2.5	0.3	751	167.7
9#	70	250	4	2	1.1	912	173.1
$R_{\text{porosity}}$	0.8	2.6	0.5	2.4	B>D>C>A		Optimization scheme $A_1B_2C_1D_2$
$R_{\text{hardness}}$	148	84	103	42	A>C>B>D		
$R_{\text{comprehensive}}$	4.6	96.3	16.3	53.7	B>D>C>A		

图 2 为优化前、后涂层的显微形貌。图 2a 是重熔速度为 250 mm/min 时制备的重熔层,从图中发现,纵向有结晶裂纹产生。图 2b 为其局部放大,从中可以明显地观察到,重熔层的裂纹主要是沿晶开裂。结晶裂纹产生的原因为:在高温液态重熔层结晶固-液阶段,已经结晶的固相占主要部分,尚未结晶的液态金属被排挤到已经结晶的固态晶粒之间,呈薄膜状分布。在拉应力作用下,由于液态金属的抗变形能力有限,变形集中在液态薄膜处,在晶粒发生塑性变形之前,产生了

沿晶开裂的现象。另外,由于固态晶粒的收缩,残余液态金属不足,不能及时地补充收缩空间,从而在晶界处形成结晶裂纹。图 2c 为最优参数获得的重熔层,其孔隙较少,组织均匀致密,无沿晶开裂倾向,并且基体上分布着大量弥散的网状析出相。图 2d 为重熔层的 TEM 形貌,从图中发现,析出相呈板条状。通过分析得知,重熔层的基体为  $\alpha$ -Fe 单相区,板条状析出相为面心立方结构的  $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ 。在磨损过程中,  $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$  相起到骨架支撑作用,有利于提高涂层的耐磨性。

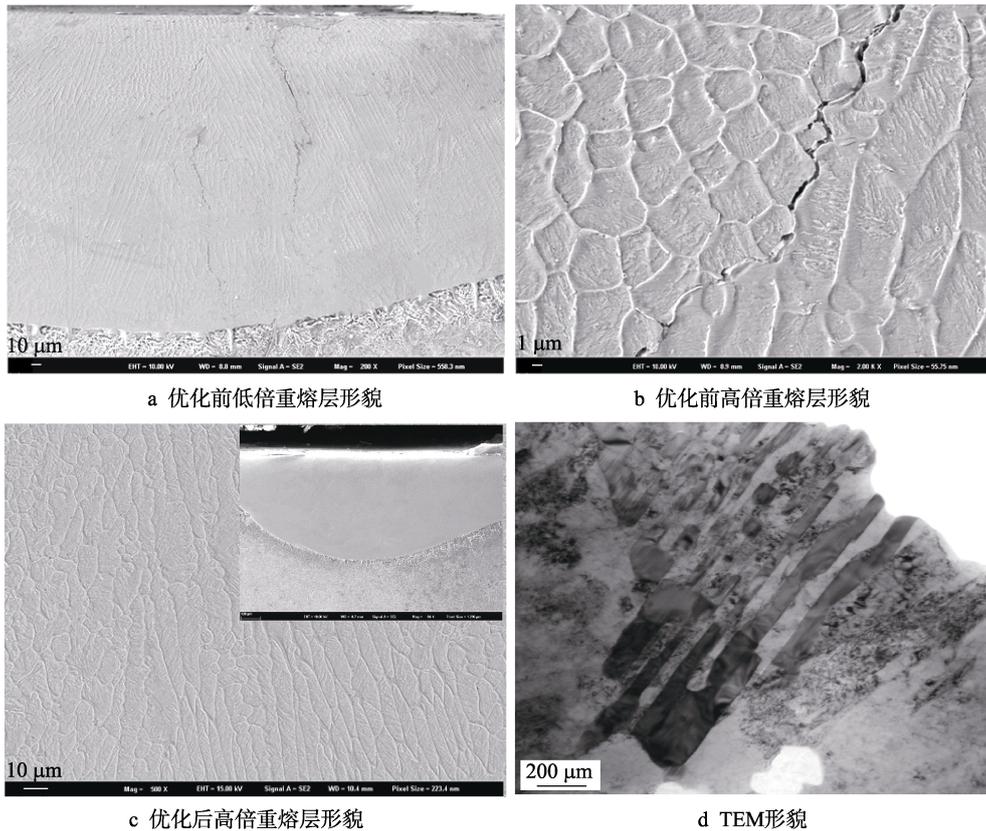


图2 重熔工艺优化前后涂层形貌

Fig.2 Morphology of the coatings before and after remelting process optimization: a) remelting layer morphology before optimization (low magnification); b) remelting layer morphology before optimization (high magnification); c) remelting layer morphology after optimization (low magnification); d) morphology of TEM

### 2.2 涂层的 XRD 分析

喷涂及重熔试样的 XRD 衍射图谱如图 3 所示。喷涂层的相组成比较简单，主要相为  $\alpha$ -Fe 和少量的  $Fe_3B$  硬质相化合物，因为在喷涂过程中，合金粉末部分熔化，冶金反应不充分。经过重熔后，形成较多的  $(Fe,Cr)_{23}C_6$  碳化物和少量的 CrB 硬质相。重熔过程中，涂层完全熔化和再结晶，冶金反应较充分，因此重熔层的相组成较复杂。

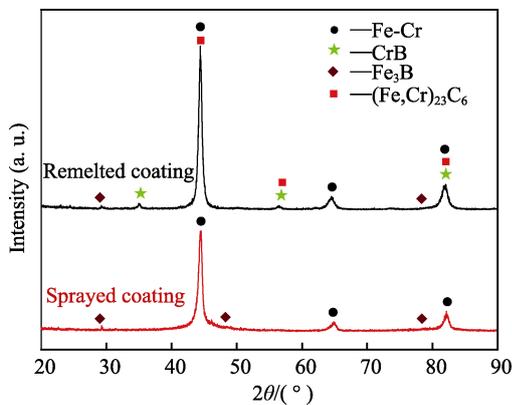


图3 喷涂及重熔层 XRD 图谱  
Fig.3 X-ray diffraction patterns of coatings before and after remelting

### 2.3 涂层的耐磨性分析

为了研究氩弧重熔处理对喷涂层耐磨性的影响，本文分别对重熔层与喷涂层进行磨损实验。虽然非最优重熔工艺参数下得到的重熔层，其耐磨性可能优于喷涂层，但是考虑到最终目的是得到综合性能更加优异的重熔层，因此，本研究仅将最优工艺参数得到的重熔层与喷涂层进行了对比磨损实验。

图 4 为喷涂层和重熔层的摩擦系数随时间变化的曲线。如图所示，喷涂层在 200 s 前为磨损过程中的跑合阶段，200 s 以后进入到稳定磨损阶段；而重熔层在 400 s 前为磨损的跑合阶段，400 s 以后进入到稳定磨损阶段。这是由于喷涂层内部缺陷较多，当对磨球以局部较大的应力作用于喷涂层表面时，对磨球容易压入喷涂层，在短暂的往复摩擦过程中，快速地进入稳定磨损阶段。在稳定磨损阶段，喷涂层和重熔层的摩擦系数均随着载荷的增大而升高，且载荷越大，摩擦曲线的波动越大。在跑合阶段，对磨球与试样表面的微凸体接触，随着磨损过程的继续进行，对磨球与试样接触面积不断增加，从而使摩擦系数急剧上升。但是，在随后的磨损过程中，与对磨球接触的微凸体被剪断形成磨屑，磨屑材料填充到磨坑内部，使接触副变光滑，从而导致摩擦系数下降并逐渐进入稳定磨损阶段。喷涂层的摩擦系数在 0.486~0.625 之

间, 重熔层的摩擦系数在 0.409~0.532 之间, 可以看出, 载荷对喷涂层的摩擦系数影响较大。这是由于喷涂层内部存在大量的显微缺陷造成的, 而载荷对组织相对致密的重熔层的摩擦系数影响较小。除此之外, 重熔层的摩擦系数在相同载荷下均小于喷涂层的摩擦系数。其原因是, 重熔层组织致密, 对磨球难以压

入涂层, 从而涂层与对磨球的接触面积较小, 摩擦系数较小。

图 5 为喷涂层在不同载荷作用下, 磨痕的 3D 形貌及截面形貌。从 3D 形貌图中可以直观地发现, 随着载荷的增加, 磨痕的深度和宽度增大, 深度依次为 26.3、30.4、39.3、49.2  $\mu\text{m}$ , 宽度依次为 0.613、1.001、

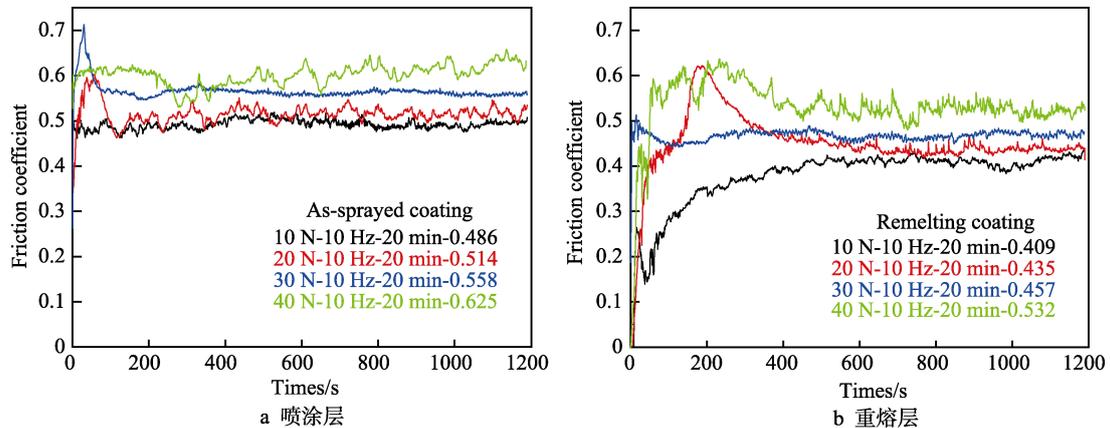


图 4 摩擦系数

Fig.4 Friction coefficient: a) as-sprayed coating; b) remelted

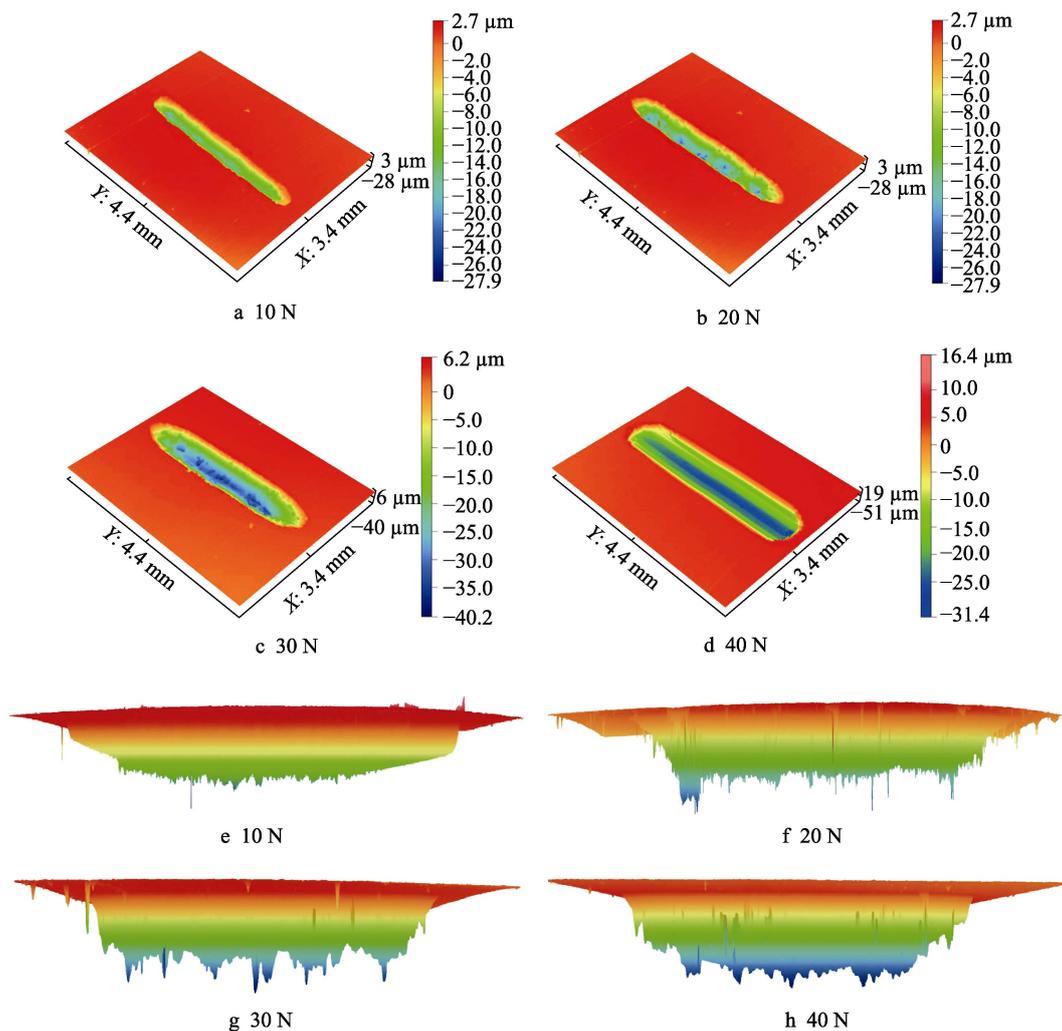


图 5 喷涂层磨痕的 3D 形貌和截面形貌

Fig.5 3D morphology and cross-sectional morphology of wear scar on as-sprayed coating

1.16、1.25 mm。另外,从磨痕的纵截面可以看出,磨痕底部深浅不一,这表明在磨损过程中,微裂纹逐渐向涂层内部扩展,随着往复剪切力的连续切削作用,微裂纹失稳扩展,最终导致涂层微观断裂失效。载荷为10 N时,由于实验力较小,涂层的磨损程度较小,裂纹扩展深度较浅;随着实验载荷的增大(20、30 N),磨痕底部的裂纹快速扩展,从而磨痕底部较粗糙;当载荷增大到40 N时,涂层严重磨损,裂纹沿涂层内部固有缺陷相互连通,磨痕底部呈现大面积的凹凸不平。

图6为重熔层在不同载荷作用下,磨痕的3D形

貌及截面形貌。从3D形貌图中同样可以发现,随着载荷的增加,磨痕深度和宽度增大,深度依次为14.9、15.2、18.1、21.6  $\mu\text{m}$ ,宽度依次为0.544、0.625、0.761、0.88 mm。另外,重熔层的磨痕截面连续变化,这表明重熔层在磨损过程中有较少的裂纹萌生及扩展行为,磨损程度较轻。从图中还可以发现,磨痕两侧深度不同,其原因是重熔层组织致密,断裂韧性较高,当对磨球与重熔层在磨痕的一侧接触时,重熔层发生严重的塑性变形,随着滑动的继续进行,塑性变形的金属发生转移,从而保护了另一侧的重熔层。

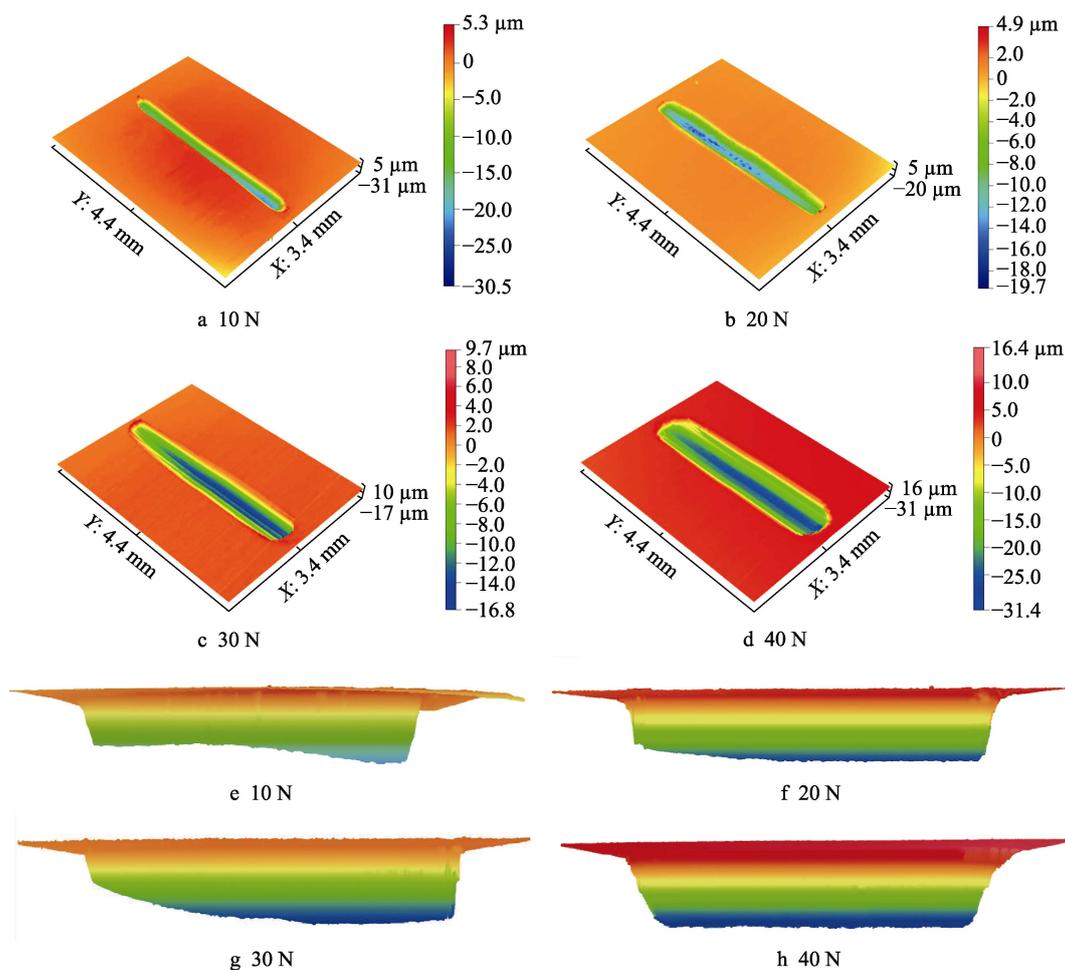


图6 重熔层磨痕的3D形貌和截面形貌

Fig.6 3D morphology and cross-sectional morphology of wear scar on remelted coating

图7为喷涂层和重熔层在不同载荷作用下,磨痕的轮廓曲线。从图7a中发现,重熔层的磨损体积小于喷涂层的磨损体积,并且随着实验载荷的增加,磨痕的轮廓越来越大。另外,重熔层的磨痕轮廓光滑圆润,喷涂层的磨痕轮廓比较粗糙,这说明了喷涂层和重熔层的磨损失效机理不同。喷涂层的内部结构为层状结构,并且有大量的显微缺陷,在较大的局部应力作用下,裂纹容易沿着涂层内部缺陷扩展,因此喷涂层的磨痕轮廓参差不齐。重熔层拥有大量连续的细小网状硬质相,在磨损过程中,对磨球难以刺入或压入

涂层中,网状硬质相起到骨架支撑作用,保护了较软的 $\alpha\text{-Fe}$ ,而 $\alpha\text{-Fe}$ 使较硬的网状相不易脱落。此外,在磨损过程中,较软的 $\alpha\text{-Fe}$ 容易发生塑性变形,位错密度不断增加,因此位错在运动时的相互交割加剧,使位错运动的阻力增大,引起变形抗力的增加,造成继续塑性变形困难,进而使得产生裂纹的倾向较小,磨痕轮廓光滑圆润。经过测量,喷涂层的磨损体积随载荷的增加依次为 $1.68 \times 10^7$ 、 $2.39 \times 10^7$ 、 $4.63 \times 10^7$ 、 $5.49 \times 10^7 \mu\text{m}^3$ ,重熔层的磨损体积依次为 $1.14 \times 10^7$ 、 $1.16 \times 10^7$ 、 $1.82 \times 10^7$ 、 $2.43 \times 10^7 \mu\text{m}^3$ ,如图7b所示。

与喷涂层相比,在 10、20、30、40 N 载荷作用下,重熔层磨损体积分别降低了 32.1%、51.5%、60.7%和 55.7%,表明重熔处理显著地改善了涂层的耐磨性。

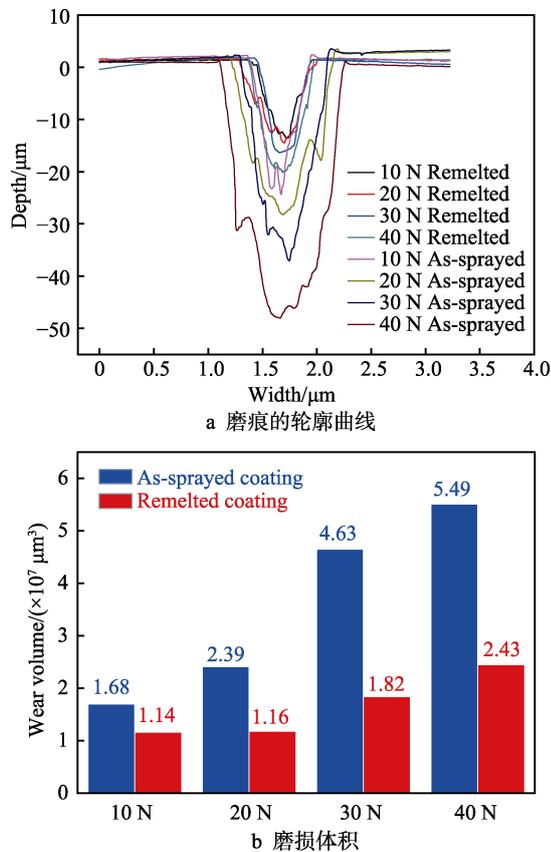


图 7 磨痕的轮廓曲线及磨损体积  
Fig.7 Profile curve of wear scar(a) and wear volume(b)

图 8 为喷涂层在不同载荷下的磨痕及磨屑 SEM 形貌。图 8a 为载荷 10 N 时,涂层失效的整体形貌,从图中可以发现,磨痕宽度较窄,并且磨痕上有少量的沟槽和大量的剥落坑。图 8b 为其局部放大图,明显观察到,沟槽边缘参差不齐,剥落坑陡峭且内部呈台阶状,磨痕上有残留磨屑,磨屑呈现不规则的片层状并且有未熔颗粒的脱落。图 8c、d 为载荷 20 N 时,涂层失效的整体和局部形貌,从图中发现磨痕较宽,磨痕表面有少量的沟槽和大量的犁沟。从其磨屑形貌发现,除了块状的磨屑,还有少量的条状磨屑产生。这是由于在较大的局部应力作用下,喷涂层发生塑性变形,随着滑动的进行,塑性变形的金属被微观切削而脱落。图 8e 为载荷 30 N 时,涂层表面失效的整体形貌,可见涂层有严重的剥落和明显的沟槽现象,没有明显的犁沟和塑性变形。30 N 下的磨痕表面局部放大如图 8f 所示,可见试样表面出现微裂纹、剥落坑和层状断裂,其磨屑的形貌呈现明显的撕裂特征,并且形状极其不规则。图 8g、h 分别为载荷 40 N 时,涂层磨痕整体和局部放大形貌,可以看出,涂层磨损较严重,产生大量的堆积磨屑,并且有大面积的层状断裂现象。该试样的磨屑形貌与 30 N 载荷作用时的

磨屑形貌类似,形状不规则且具有分层特征,并且块状磨屑的尺寸较大,试样表面磨损失效较严重。综上,喷涂层的主要失效模式为剥落和磨粒磨损,呈现出脆性断裂特征。

图 9 为重熔层在不同载荷作用下,表面磨痕及磨屑的 SEM 形貌。图 9a 为载荷 10 N 时,重熔层整体磨痕形貌,从图中发现,磨痕的宽度较窄,并且磨痕表面有大量的点蚀斑点和少量的白亮色焊瘤。其局部放大如图 9b 所示,磨屑形貌呈光滑的球状,并且相互粘结,少量的焊瘤磨屑清晰可见。图 9c、d 分别为载荷 20 N 时,重熔层磨痕的整体和局部形貌,磨痕上有大量的金属流变和犁沟现象,存在少量因切削而脱落的片状磨屑和相互粘结的纳米级球状磨屑,磨痕形貌说明重熔层在较大局部应力作用下发生了塑性变形,没有发生脆性断裂。图 9e 为载荷 30 N 时,重熔层磨痕局部形貌,从图中发现,磨痕深度较浅,在电镜下成像不明显,没有显著的失效特征。30 N 下的磨痕局部放大如图 9f 所示,重熔层磨损表面存在少量的点蚀坑和塑性变形累积现象,其磨屑形貌呈现纳米级颗粒状,并且相互粘接在一起,这与重熔层拥有良好的韧性相一致。当实验载荷增加到 40 N 时,重熔层表面磨痕形貌如图 9g 所示,磨痕上有明显的网状材料堆积和转移现象,从磨痕的局部放大(图 9h)中可以看出,磨痕表面发生了严重的粘着磨损,其磨屑形貌呈颗粒状,均匀细小。这是由于重熔层具有良好的韧性,在磨损过程中材料不易失稳断裂。综上,重熔层的主要失效模式为粘着磨损和疲劳磨损,呈现出塑性变形和犁沟特征。

载荷为 10 N 时,喷涂层存在固有的层状结构和孔隙,在法向负载和切向的连续切削作用下,层状结构和孔隙处容易形成应力集中,导致裂纹萌发并快速扩展,当大量的裂纹相互连通后,最终分层剥落。另外,摩擦副间的硬质颗粒对喷涂层也有较大的微观切削作用,随着对磨球滑动的继续进行,参差不齐的沟槽产生。载荷增加到 20 N 时,在较大的法向局部应力作用下,喷涂层表面的微凸体发生塑性变形,随着滑动的进行,塑性变形的金属隆起在犁沟的两侧。除此之外,摩擦副间的硬质颗粒对塑性变形的金属有较大的微观切削作用,形成边缘较规则的沟槽。随着载荷进一步增加到 30 N 时,由于局部应力较大,喷涂层在缺陷处形成应力集中,裂纹在应力集中处萌生并失稳扩展,最终层状结构被撕裂。当表层材料被去除后,亚表层的层状结构因涂层内部裂纹的扩展而剥落,从而使涂层断裂失效,因此剥落坑呈现明显的台阶形状。当载荷增大到 40 N 时,在磨损前期,因大面积的层状断裂形成较宽的磨痕,随着磨损的继续进行,形成大量的磨屑,部分磨屑被对磨球排挤到磨痕外,而部分磨屑残留在磨痕内部形成三体磨损,加速涂层的破坏。

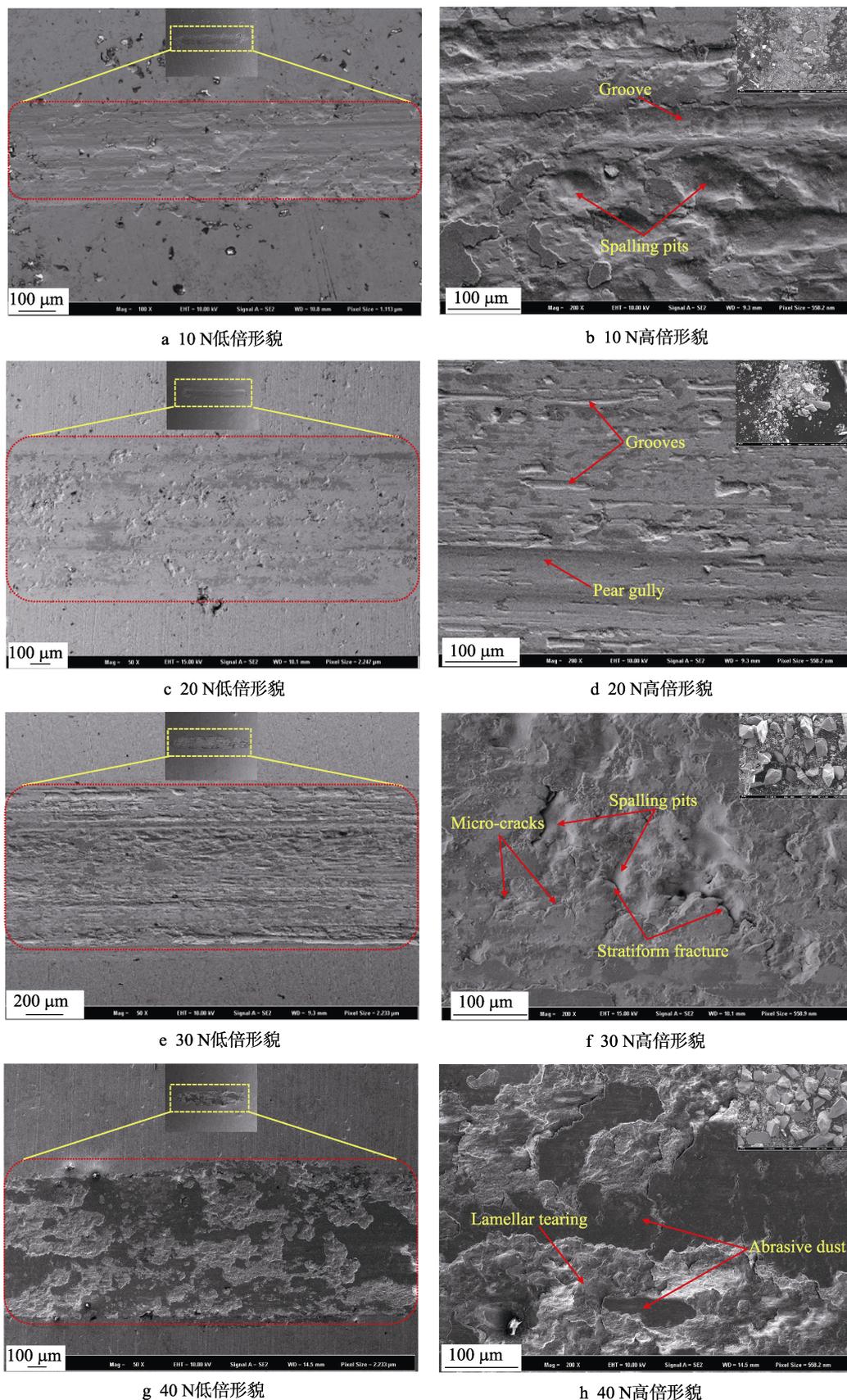


图8 喷涂层的磨痕及磨屑 SEM 形貌

Fig.8 SEM morphology of wear scar and debris of as-sprayed coating: a) morphology at 10 N (low magnification); b) morphology at 10 N (high magnification); c) morphology at 20 N (low magnification); d) morphology at 20 N (high magnification); e) morphology at 30 N (low magnification); f) morphology at 30 N (high magnification); g) morphology at 40 N (low magnification); h) morphology at 40 N (high magnification)

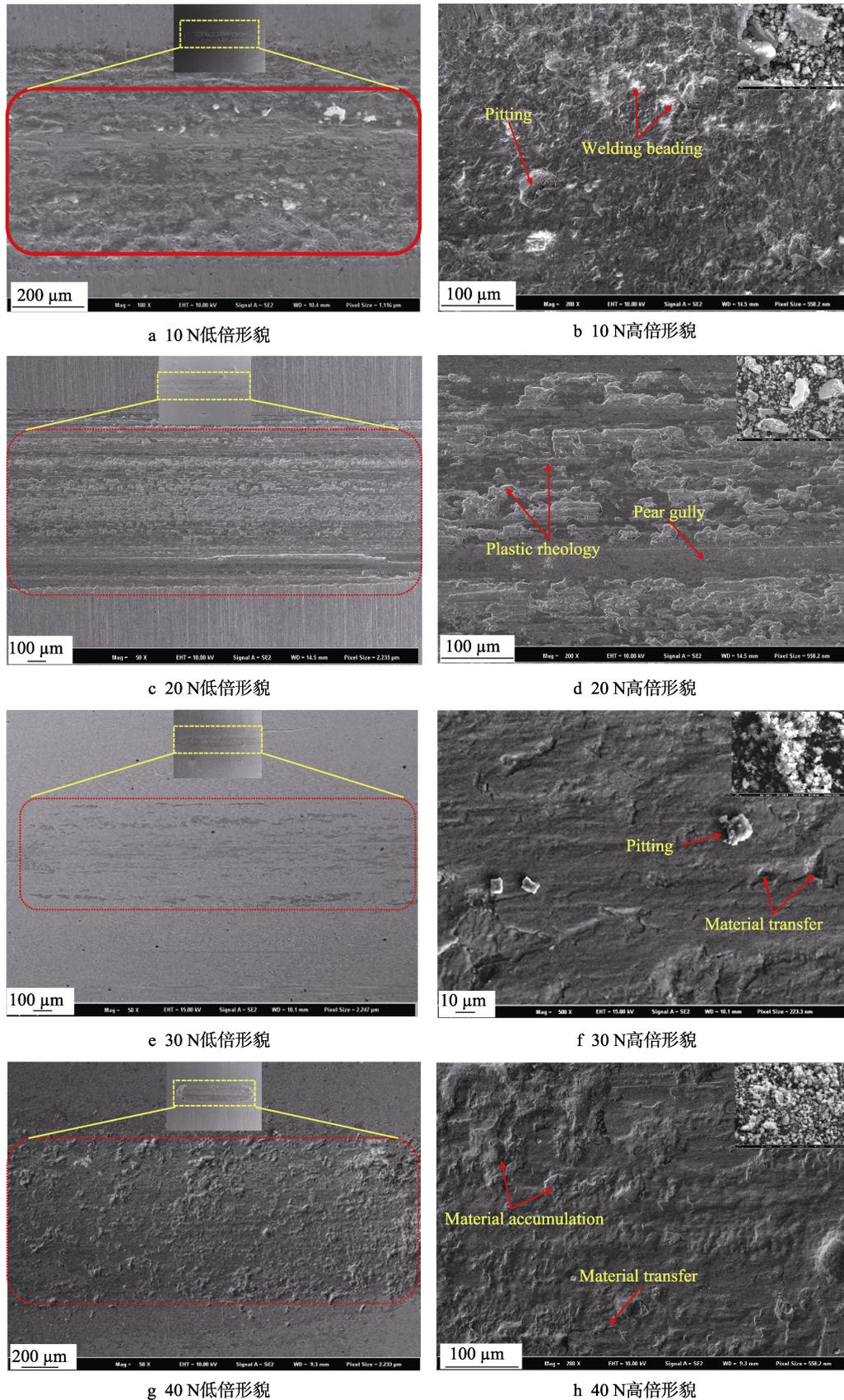


图 9 重熔层的磨痕及磨屑 SEM 形貌

Fig.9 SEM morphology of wear scar and debris of remelted coating: a) morphology at 10 N (low magnification); b) morphology at 10 N (high magnification); c) morphology at 20 N (low magnification); d) morphology at 20 N (high magnification); e) morphology at 30 N (low magnification); f) morphology at 30 N (high magnification); g) morphology at 40 N (low magnification); h) morphology at 40 N (high magnification)

由于对磨球与涂层表面为点接触,在法向载荷(10 N)作用时,重熔层表面承受较大的局部应力。重熔层表面并非绝对光滑,对磨球与试样表面接触时,重熔层受到摩擦副间的挤压作用而塑性变形。在对磨球往复的作用下,塑性变形逐渐累积,当重熔层金属的抗剪切强度低于切应力时,显微裂纹萌生。在交变应力的作用下,裂纹快速向表层扩展,当裂纹扩展到重熔层表面时,失去材料,形成大量的点蚀坑。随着磨损的进行,点蚀坑之间相互连通,形成宽度较窄的磨痕。另外,对磨球以较大应力与重熔层表面接触时,局部形成原子间的结合,摩擦副间存在焊合现象,随着滑动的进行,焊合点被迫分离,重熔层表面材料转移,在磨痕上形成少量的焊瘤。

当载荷增大到20 N时,重熔层表面金属塑性变形严重,随着滑动的进行,摩擦副间的温度逐渐升高,从而塑性变形金属在磨痕上出现塑性流变现象。在对磨球的往复运动作用下,部分流变的金属隆起在犁沟两侧,随着滑动的进行,隆起的金属被剪断形成磨屑,造成重熔层材料损失。随着载荷增大到30 N时,作用在重熔层表面的摩擦力增加,从而摩擦副间的温度进一步升高,塑性金属的流变更加严重;另外,随着对磨球往复的交变作用,塑性变形逐渐累积,疲劳裂纹产生,形成少量的点蚀坑。当载荷增大到40 N时,塑性变形金属与对磨球表面形成局部粘合,在滑动过程中,重熔层表面产生大量的材料转移现象。

综上所述,喷涂层内部存在固有的微裂纹、氧化夹杂和孔隙等缺陷,在载荷应力作用下,容易应力集中,而涂层内部受剪切力最大处往往在涂层的亚表层,在亚表层的缺陷处容易萌生裂纹,裂纹在剪切应力的作用下继续扩展。由于裂纹在亚表层产生,一旦裂纹贯穿就会造成较深的层状撕裂。随着实验力的增加,涂层内部应力集中增大,产生裂纹的倾向增大,层状撕裂失效严重。另外,喷涂层内,原始的微裂纹会在循环剪切力的作用下沿着缺陷扩展,加速涂层的剥落。部分磨屑会继续残留在喷涂层与摩擦副之间充当磨料,加速涂层的磨损速率。重熔层内部缺陷较少,其亚表层不易萌生裂纹,磨损主要在表面。重熔层受到摩擦副间的挤压作用而塑性变形,在往复循环的应力作用下,塑性变形逐渐累积,当重熔层金属的抗剪切强度低于切应力时,显微裂纹萌生。在交变应力的作用下,裂纹快速向表层扩展,当裂纹扩展到重熔层表面,形成大量的点蚀坑。随着载荷的增大,重熔层表面金属塑性变形严重,并且摩擦副间的温度逐渐升高,塑性变形金属在磨痕上出现塑性流变现象。

在相同载荷下,重熔层磨损体积较喷涂层小,这说明通过重熔处理,涂层的耐磨性在一定载荷范围内得到了改善。其原因为:1)重熔层拥有大量的(Fe,Cr)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>碳化物和少量的CrB硬质相,在磨损过程中起到骨架支撑作用。2)重熔层内位错沿滑移面运

动时,遇到固定位错、晶界等点阵障碍,会因动力不足而停止,从而后续的位错堵塞,相互缠绕在一起,使滑移系不能开动,增强重熔层的强度;另外,Cr、Si、C等溶质原子与Fe基体半径不同,弹性模量也不同,因此溶质原子引起Fe基体晶格畸变,弹性畸变与位错应力场发生相互作用,使溶质原子在位错周围分布,形成柯氏气团,对位错产生钉扎作用;因此重熔层的硬度增加,有利于改善涂层的耐磨性。3)喷涂层的气孔、层状结构等缺陷被消除,重熔层组织致密,单位面积的法向载荷较喷涂层小,沟槽深度较浅。4)重熔层具有良好的韧性,在较大局部应力的对磨球作用下,容易发生塑性变形,从而与对磨球的接触面积增加,在单位面积承受的应力较喷涂层小,因此重熔层的磨痕深度较浅,即使在交变应力下,重熔层产生裂纹,但其断裂韧性较好,裂纹的扩展速度较小,从而重熔层失去材料的阻力较大,耐磨性提高。

### 3 结论

本文首先制备了Fe基喷涂层,然后通过正交试验获得了最优重熔工艺参数,并得到了高质量的重熔层,最后对喷涂层和重熔层进行了对比磨损试验,探索了氩弧重熔处理对涂层耐磨性的影响,得到以下主要结论:

1)氩弧重熔的工艺参数对Fe基喷涂层综合性能的影响顺序为:速度>步长>弧长>电流。得到的最优重熔工艺参数为:重熔电流70 A,钨极的移动速度200 mm/min,弧长2 mm,步长2 mm。

2)随着试验载荷的增加,喷涂层和重熔层的摩擦系数均增大,但在相同的载荷下,重熔层的摩擦系数小于喷涂层。在10、20、30、40 N载荷作用下,重熔层的磨损体积分别比喷涂层降低了32.1%、51.5%、60.7%和55.7%。氩弧重熔处理显著地改善了等离子喷涂层的耐磨性。

3)喷涂层的主要磨损失效模式为剥落和磨粒磨损,呈现出脆性断裂特征,重熔层的主要失效形式为粘着磨损和疲劳磨损,呈现出塑性变形和犁沟特征。

#### 参考文献:

- [1] ZHU L N, XU B S, WANG H D, et al. On the evaluation of residual stress and mechanical properties of FeCrBSi coatings by nanoindentation[J]. Materials science and engineering A, 2012, 536: 98-102.
- [2] QING Y H. Influence of molybdenum on the microstructure and properties of a FeCrBSi alloy coating deposited by plasma transferred arc hardfacing[J]. Surface & coatings technology, 2013, 225: 11-20.
- [3] KANG J J, XU B S, WANG H D, et al. Delamination failure monitoring of plasma sprayed composite ceramic

- coatings in rolling contact by acoustic emission[J]. Engineering failure analysis, 2018, 86: 131-141.
- [4] LIU L M, XIAO J K, WEI X L, et al. Effects of temperature and atmosphere on microstructure and tribological properties of plasma sprayed FeCrBSi coatings[J]. Journal of alloys and compounds, 2018, 753: 586-594.
- [5] PIAO Z Y, XU B S, WANG H D, et al. Influence of undercoating on rolling contact fatigue performance of Fe-based coating[J]. Tribology international, 2010, 43(1): 252-258.
- [6] CUI C, YE F X, SONG G R. Laser surface remelting of Fe-based alloy coatings deposited by HVOF[J]. Surface & coatings technology, 2012, 206(8): 2388-2395.
- [7] PIAO Z Y, XU B S, WANG H D, et al. Characterization of Fe-based alloy coating deposited by supersonic plasma spraying[J]. Fusion engineering and design, 2013, 88: 2933-2938.
- [8] KONG D J, SHENG TY. Wear behaviors of HVOF sprayed WC-12Co coatings by laser remelting under lubricated condition[J]. Optics & laser technology, 2017, 89: 86-91.
- [9] WANG X H, ZOU Z D, SONG S L, et al. Microstructure and wear properties of in situ TiC/FeCrBSi composite coating prepared by gas tungsten arc welding[J]. Wear, 2006, 260: 25-29.
- [10] 田立辉, 毛淑滑, 芦笙, 等. 等离子喷涂-重熔 NiCrBSi 涂层的显微组织与耐磨性能[J]. 焊接学报, 2016, 37(6): 89-94.
- TIAN L H, MAO S H, LU S, et al. Microstructure and wear-resistance of NiCrBSi coating sprayed-remelted by plasma process[J]. Transactions of the China welding institution, 2016, 37(6): 89-94.
- [11] BOLELLI G, BONFERRONI B, LAURILA J, et al. Micro-mechanical properties and sliding wear behaviour of HVOF-sprayed Fe-based alloy coatings[J]. Wear, 2012, 277: 29-47.
- [12] LI G L, LI Y L, DONG T S, et al. Microstructure and wear resistance of TIG remelted NiCrBSi thick coatings[J]. Advances in materials science & engineering, 2018, 104: 1-10.
- [13] CHEN J B, DONG Y C, WAN L N, et al. Effect of induction remelting on the microstructure and properties of in situ TiN-reinforced NiCrBSi composite coatings[J]. Surface & coatings technology, 2018, 340: 159-166.
- [14] DONG T S, ZHOU X K, LI G L, et al. Microstructure and corrosive wear resistance of plasma sprayed Ni-based coatings after TIG remelting[J]. Materials research express, 2018, 5: 77-80.
- [15] KONG D J, ZHAO B G. Effects of loads on friction-wear properties of HVOF sprayed NiCrBSi alloy coatings by laser remelting[J]. Journal of alloys and compounds, 2017, 705: 700-707.
- [16] YANG X C, LI G L, WANG H D, et al. Effect of flame remelting on microstructure and wear behaviour of plasma sprayed NiCrBSi-30%Mo coating[J]. Surface engineering, 2016, 1: 1-7.