

# 重熔对 NiCrBSi 涂层组织及高温耐磨性能的影响

董天顺<sup>1</sup>, 李小兵<sup>1</sup>, 李国禄<sup>1</sup>, 王海斗<sup>2</sup>, 刘明<sup>2</sup>, 周秀锴<sup>1</sup>

(1.河北工业大学 材料科学与工程学院, 天津 300130;

2.陆军装甲兵学院 装备再制造技术国防科技重点实验室, 北京 100072)

**摘要:** 目的 改善 NiCrBSi 涂层的组织及高温耐磨性能。方法 采用等离子喷涂在 45 号钢基体上制备 NiCrBSi 涂层, 并用氩弧对其进行重熔处理。利用扫描电子显微镜、能谱仪和 X 射线衍射仪对喷涂层与重熔层的形貌、微观组织、成分与物相进行分析。采用显微硬度仪与纳米压痕仪测试涂层的硬度、弹性模量, 并计算出涂层的断裂韧性。通过室温、300 °C、500 °C 的摩擦磨损试验评价和比较喷涂层与重熔层的耐磨性能。结果 重熔层各元素分布较均匀, 主要由  $\gamma$ -(Fe,Ni)、 $\text{Cr}_2\text{B}$ 、 $\text{Mn}_5\text{Si}_2$  和  $\alpha$ -Fe 等物相组成。重熔层由喷涂层的层状结构转变为致密的铸态组织, 孔隙率由 7.2% 降低至 0.4%, 重熔层与基体之间形成了冶金结合。涂层重熔后硬度由 724HV 降低至 608HV, 但是弹性模量与断裂韧性分别由 161.15 GPa 和 0.63  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  提高至 195.92 GPa 和 7.18  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。结论 重熔处理改善了涂层的组织, 使得重熔层在室温、300 °C、500 °C 的耐磨性能均优于喷涂层。随着温度的升高, 喷涂层氧化脱落越来越严重, 而重熔层无明显氧化脱落。

**关键词:** NiCrBSi 涂层; 氩弧重熔; 组织; 力学性能; 高温耐磨性能

中图分类号: TG174.44 文献标识码: A 文章编号: 1001-3660(2018)08-0105-08

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2018.08.016

## Effect of Remelting on Microstructure and High Temperature Wear Resistance of NiCrBSi Coating

DONG Tian-shun<sup>1</sup>, LI Xiao-bing<sup>1</sup>, LI Guo-lu<sup>1</sup>, WANG Hai-dou<sup>2</sup>, LIU Ming<sup>2</sup>, ZHOU Xiu-kai<sup>1</sup>

(1.School of Materials Science and Engineering, Hebei University of Technology, Tianjin 300130, China;

2.National Key Lab for Remanufacturing, Academy of Armored Forces Engineering, Beijing 100072, China)

**ABSTRACT:** The work aims to improve microstructure and high temperature wear resistance of NiCrBSi coating. NiCrBSi coating was prepared on 45# steel by plasma spraying, then the coating was remelted by argon arc. Morphology, microstructure, composition and phase of sprayed coating and remelted coating were analyzed by scanning electron microscope (SEM), energy dispersive spectrometer (EDS) and X ray diffractometer (XRD). Hardness and elastic modulus of the coating were tested by microhardness tester and nano-indentor, and fracture toughness of the coating was calculated. Wear resistance of the sprayed coating and remelted coating was evaluated and compared by performing friction-wear test at room temperature, 300 °C and 500 °C. Various elements of the remelted coating were uniformly distributed, and phase mainly consisted of  $\gamma$ -(Fe,Ni),  $\text{Cr}_2\text{B}$ ,  $\text{Mn}_5\text{Si}_2$  and

收稿日期: 2018-01-16; 修订日期: 2018-03-20

Received: 2018-01-16; Revised: 2018-03-20

基金项目: 国家自然科学基金 (51675158, 51535011); 河北省自然科学基金 (E2016202325); 973 计划 (61328304)

Fund: Supported by National Natural Science Foundation of China (51675158, 51535011), National Natural Science Foundation of Hebei (E2016202325) and 973 Project (61328304)

作者简介: 董天顺 (1968—), 男, 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, Associate professor, Research focus: surface engineering, new material and processing technology.

通讯作者: 李国禄 (1966—), 男, 教授, 主要研究方向为材料成型、摩擦学与表面工程。

Corresponding author: LI Guo-lu (1966—), Male, Professor, Research focus: tribology and surface engineering.

$\alpha$ -Fe. Structure of the remelted coating transformed from layered structure of sprayed coating to compact cast structure, and porosity was reduced from 7.2% to 0.4%. Metallurgical bonding was formed between remelted coating and substrate. Hardness of the coating was reduced from 724HV to 608HV after remelting, while the elastic modulus of remelted coating was increased from 161.15 GPa to 195.92 GPa, and fracture toughness was increased from  $0.63 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  to  $7.18 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . Remelting treatment improves microstructure of the coating, wear resistance of the remelted coating is better than that of sprayed coating at room temperature, 300 °C and 500 °C. Both oxidation and spalling of sprayed coating are increasingly severe with the increase of temperature, while the remelted coating is not subject to obvious oxidation and spalling.

**KEY WORDS:** NiCrBSi coating; argon arc remelting; microstructure; mechanical property; high temperature wear resistances

随着现代工业的快速发展,设备或零部件的工作条件越来越苛刻,很多机械零件,如汽车发动机活塞、缸套,火力发电厂中高温高压锅炉的水冷壁管、过热管、再热器管、省煤器管等,需要长期在高温磨损环境下工作,从而对其高温耐磨性能提出了越来越高的要求<sup>[1-5]</sup>。若仅通过选用高性能的整体材料来满足设备或零部件表面高温耐磨性能的要求,往往是不经济的。运用合理有效的表面改性技术,如等离子喷涂,则能在显著提高设备或零部件表面高温耐磨性能的同时,有效节约能源和材料。

然而,等离子喷涂涂层不够致密,内部孔隙较多,涂层与基体属于机械结合且结合强度不高<sup>[6,7]</sup>。特别地,随温度的升高,金属的抗拉强度与屈服强度降低,塑形增加,高温下涂层与基体的机械咬合力显著降低;并且高温下金属的氧化加速,涂层与基体的界面处以及涂层自身氧化加剧。这两者导致涂层的结合强度下降,因此高温磨损条件下涂层更易脱落,耐磨性下降<sup>[8-9]</sup>。近些年来,大量的研究表明,对涂层进行重熔处理,可以使重熔层变得致密,与基体形成冶金结合,提高结合强度,从而提高其常温下的耐磨性<sup>[10-11]</sup>。但是目前对涂层与重熔层室温下的耐磨性能研究较多,而对其高温下的耐磨性能研究还很少。涂层在高温下的磨损与室温不同,然而 NiCrBSi 涂层又常作为一种典型的耐高温涂层而被选用<sup>[12]</sup>,因此有必要对其喷涂层,尤其是重熔层在高温下的耐磨性能进行研究。

目前,常用的重熔处理方法主要有激光重熔、火焰重熔、电子束重熔、氩弧重熔、感应重熔和热处理炉整体加热等<sup>[13]</sup>,其中氩弧重熔操作简单,设备便宜,便于维护,是一种易于推广的表面处理技术。因此,本文使用等离子喷涂制备 NiCrBSi 涂层,然后采用氩弧重熔涂层,在此基础上研究喷涂层及其重熔层的组织与高温耐磨性能。

## 1 实验材料与方法

基体选用 45 号钢,尺寸为 30 mm×60 mm×10 mm。喷涂粉末采用 NiCrBSi 自熔性合金粉末,各成分的质量分数分别为:Cr 17%, B 2.5%, Si 3%,

Mn 2%, RE 0.5%, 余量为 Ni。喷涂前,将粉末放入 80 °C 干燥箱中,保温 2 h 以去除水分。采用丙酮对基体进行超声波清洗,去除油污,然后对基体进行喷砂粗化处理。喷涂时先利用等离子焰流对基体进行预热,随后再进行喷涂,喷涂参数为:电压 60 V,电流 500 A,氩气流量 47 L/min,氢气流量 2 L/min,送粉速率 50 g/min,喷涂距离 100 mm,涂层厚度 300  $\mu\text{m}$ 。

重熔设备采用 YC-300WC 型 AC/DC 钨极氩弧焊机,焊枪被固定在能匀速移动的小车上。重熔参数为:弧长 2 mm,电流 60 A,焊枪移动速度 230 mm/min,保护气为高纯度氩气,流量 10 L/min。重熔示意图如图 1 所示。用线切割机将喷涂层及重熔层试样切成  $\phi 6 \text{ mm}$  的圆柱,并将油污等清洗干净。

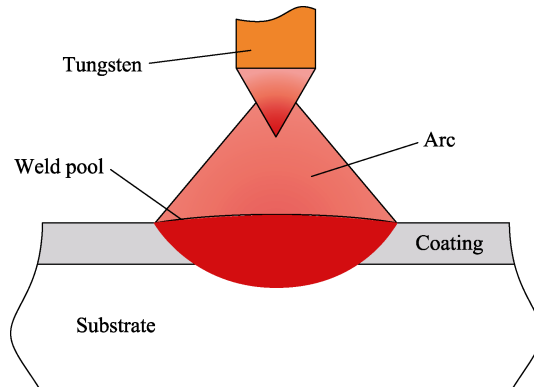


图 1 重熔示意图

Fig.1 Schematic diagram of remelting

采用 MG-2000 型销-盘式高温摩擦磨损试验机进行高温磨损实验,对磨材料为经淬火与低温回火后的 GCr15 磨盘。为模拟涂层的实际工况,将需在高温条件下磨损的销试样分别放在 300、500 °C 的炉子中保温 5 h,然后进行高温磨损实验。摩擦磨损实验参数为:载荷 150 N,转速 200 r/min,时间 20 min,温度 25、300、500 °C。做三次重复试验,取平均值。实验装置示意图如图 2 所示。

采用 ZEISS Sigma 300 扫描电子显微镜观察喷涂层与重熔层的表面与截面形貌,并在试样磨损后观察其表面磨损形貌。根据 GB/T 8642—2002,采用 MTS809Axial/Torsional Test System 测试喷涂层与重

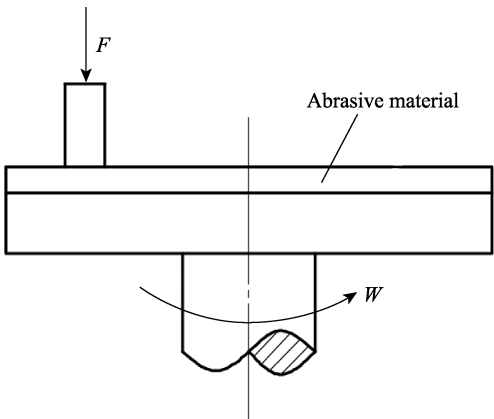


图 2 销-盘式磨损装置示意图  
Fig.2 Schematic diagram of pin-on-disk tribometer

熔层的结合强度，三次试验取平均值。使用 Rigaku D/max/2500PC 型 X 射线衍射仪分析喷涂层与重熔层物相，靶材为铜靶 ( $K\alpha$ ,  $\lambda=0.1541\text{ nm}$ )，扫描速度为  $3(^{\circ})/\text{min}$ ，衍射角度为  $30^{\circ}\sim 90^{\circ}$ 。采用 HMV-2T 显微硬度仪测定喷涂层与重熔层的显微硬度，载荷  $0.98\text{ N}$ ，加载时间  $20\text{ s}$ 。采用 MTS Nana Indenter XP 型纳米压痕仪测量涂层的弹性模量与纳米硬度。使用精度为  $0.0001\text{ g}$  的奥豪斯 CP224C 型电子天平称量磨损前后试样的质量变化，以此评价其耐磨性。

## 2 结果与讨论

### 2.1 涂层的微观组织

如图 3a 所示为喷涂层的表面形貌，可以看出，

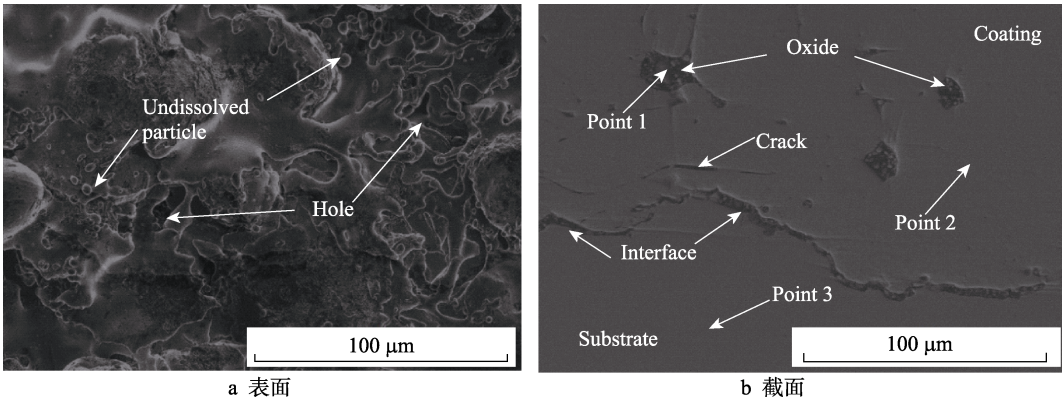


图 3 喷涂层表面与截面形貌  
Fig.3 Surface (a) and cross sectional (b) morphology of sprayed coating

	Elements/wt%						
	C	Si	Cr	Fe	Ni	Mn	O
Point1	40.03	0.53	30.52	3.23	4.18	2.10	19.41
Point2		3.62	17.27	3.44	74.04	1.64	
Point3	3.63			96.37			

喷涂层呈现典型的层状结构，此外涂层表面凹凸不平，呈现沟壑状，层间还存在一些孔隙，并夹杂着较多的未熔颗粒。这些缺陷的存在会降低涂层的内聚强度，增加涂层的粗糙度，磨损时未熔颗粒容易脱落下来，加速磨损。图 3b 为喷涂层与基体的截面形貌，可以看出，涂层与基体在界面处呈现啮合状。这是因为熔融或半熔融的粒子撞击到经过喷砂处理后的基体表面时，熔融液滴铺展成扁平状，并紧贴在基体表面的凹凸点上，在冷凝时收缩咬住凸点，形成机械结合。对 point1~point3 进行 EDS 分析，结果如表 1 所示，可以看出，靠近界面的喷涂层区域还存在较多的孔隙与夹杂物，涂层与基体的结合处也夹杂着大量未熔颗粒与氧化物，且存在裂隙。这些缺陷都显著降低了涂层与基体的结合力，特别是在高温条件下，涂层与基体的结合力进一步下降，这使得涂层在高温磨损时更加容易剥落。

图 4a 为重熔层的表面形貌，可以看出，喷涂层经过重熔后，表面的沟壑与孔洞被消除，表面变得平整，表面的黑色物质为重熔后余热导致生成的薄层氧化皮。图 4b 为重熔层的截面形貌，不难看出，重熔处理显著减少了喷涂层的孔隙与未熔颗粒，消除了涂层的层状结构。对 Point4 进行 EDS 分析，结果可知，该点处各元素的质量分数分别为：Si 1.29%，Cr 8.17%，Fe 33.76%，Ni 55.32%，Mn 1.16%。可以看出，不含 Fe 元素的 NiCrBSi 喷涂层重熔处理后出现了 Fe，分析认为，这是因为氩弧重熔对基体的热输入较大，因此在重熔过程中基体与涂层结合的部分会熔化，使得 Fe 元素融入到了重熔层。

测试喷涂层与重熔层的结合强度，结果是喷涂层试样的断裂发生在涂层与基体的结合处，平均结合强度为  $40\text{ MPa}$ ；而重熔层试样的断裂均发生在重熔层与加载块的粘接处，这说明重熔层的结合强度大于 E-7 胶与加载块的粘接强度，且显著高于喷涂层的结合强度。由以上分析可以看出，喷涂层重熔后与基体的结合从机械结合转变为冶金结合，且界面处孔隙与



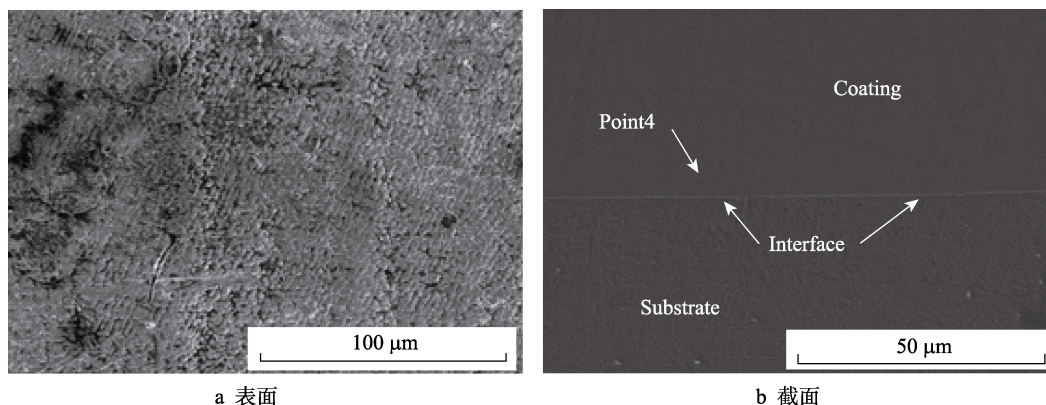


图4 重熔层表面与截面形貌  
Fig.4 Surface (a) and cross sectional (b) morphology of remelted coating

氧化夹杂物数量很少,因此涂层与基体的结合强度得到了显著提高。

涂层孔隙的存在,一方面可以将其看作涂层内部的裂纹源,在受力条件下容易导致应力集中与裂纹扩展,从而降低涂层的内聚强度;另一方面当涂层暴露于大气、蒸汽等工业气氛,并在高温环境中时,氧气等活性元素更容易穿透孔隙到达基体表面,加速涂层与基体发生氧化,而氧化产物在界面不断积累,会使热喷涂层龟裂、脱落,导致涂层失效。而重熔处理是利用热源将涂层及其未熔颗粒重新熔化,生成的液相有助于成分渗透和扩散强化,同时还可以使一些夹渣浮出,重熔后的组织为典型的铸态组织<sup>[14]</sup>。采用灰度法测得喷涂层及重熔层的孔隙率分别为 7.2% 和 0.4%,可以看到涂层的孔隙率得到了显著降低。

对粉末、喷涂层及重熔层进行 XRD 分析,结果如图 5 所示。可以看出喷涂粉末和喷涂层主要由  $\gamma$ -Ni、 $\alpha$ -Cr、 $Mn_5Si_2$ 、 $Cr_2B$  等物相组成。然而对喷涂层进行重熔处理后,由于基体中的 Fe 元素融入重熔层,因此重熔层主要由  $\gamma$ -(Fe,Ni)、 $Cr_2B$ 、 $Mn_5Si_2$  和  $\alpha$ -Fe 等物相组成。另外由于结晶度提高,重熔后涂层的 XRD 图谱主峰较强。

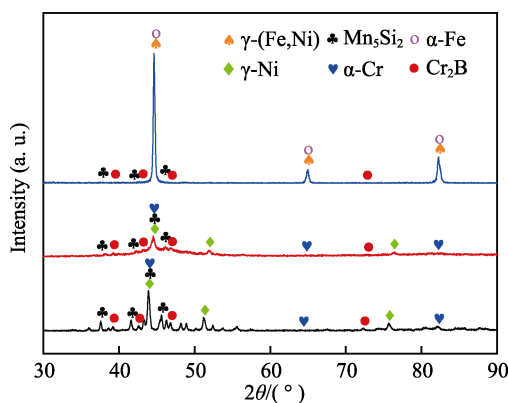


图5 XRD 图谱  
Fig.5 XRD spectrum

## 2.2 涂层的力学性能

表 2 为喷涂层与重熔层的弹性模量与纳米硬度,

1—4 号为喷涂层, 5—8 号为重熔层, 4 次测量并取平均值。喷涂层与重熔层的平均纳米弹性模量分别为 161.15 GPa 和 195.92 GPa, 纳米硬度分别为 9.63 GPa 和 7.78 GPa; 显微硬度仪测试的喷涂层及重熔层的平均显微硬度分别为 724HV 和 608HV, 两仪器的测试结果一致。可以看出, 喷涂层重熔后, 弹性模量增加了 27.2% 左右。弹性模量越高, 其在相同应力下产生的弹性变形就越小, 越有利于保证零件在工作时的精度<sup>[15,16]</sup>。然而, 喷涂层重熔后的硬度却有所下降。这是因为重熔过程中, 基体的 Fe 融入到涂层中, 生成  $\gamma$ -(Fe,Ni) 与  $\alpha$ -Fe, 从而导致重熔层的硬度降低, 韧性增加。应当指出, 磨损过程是一个复杂的多种因素综合作用的系统, 因此材料的耐磨性与一般的力学性能没有简单的关系<sup>[17]</sup>。

表 2 喷涂层与重熔层的弹性模量与纳米硬度  
Tab.2 Elastic modulus and nano-hardness of sprayed coating and remelted coating

No.	Elastic moduls/GPa	Hardness/GPa
1	168.723	10.463
2	158.79	9.461
3	165.91	9.965
4	151.162	8.625
5	200.308	8.109
6	192.143	7.681
7	191.423	7.431
8	199.794	7.886

用显微硬度计将喷涂层及重熔层压裂, 然后采用扫描电子显微镜进行压痕放大, 度量压痕的裂纹长度, 其结果如图 6 所示。利用公式 (1) 计算其断裂韧性<sup>[18]</sup>。

$$K_{IC} = \alpha \left[ \frac{E}{H} \right]^{\frac{1}{2}} \left[ \frac{P}{c^{\frac{3}{2}}} \right] \quad (1)$$

其中:  $K_{IC}$  为断裂韧性,  $E$  为涂层的弹性模量,  $H$  为涂层的维氏硬度,  $P$  为涂层开裂瞬间的载荷值,  $c$

为涂层开裂的裂纹长度,  $\alpha$  为经验常量 (与压头的集合形状有关, 对于维氏硬度压头,  $\alpha$  取 0.016)。经计算可得, 喷涂层与重熔层的  $K_{IC}$  值分别为  $0.63 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  和  $7.18 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , 两者相差约一个数量级。分析认为, 喷涂层的  $K_{IC}$  值之所以很低, 是因为喷涂层为层状结

构, 层与层之间有孔隙、未熔颗粒与夹杂物等缺陷, 内聚强度较低, 在受力时这些缺陷处很容易产生裂纹并扩展。重熔处理则消除了这些缺陷, 并且使部分基体中的 Fe 元素融入涂层, 改善了涂层成分, 提高了其塑性和韧性。

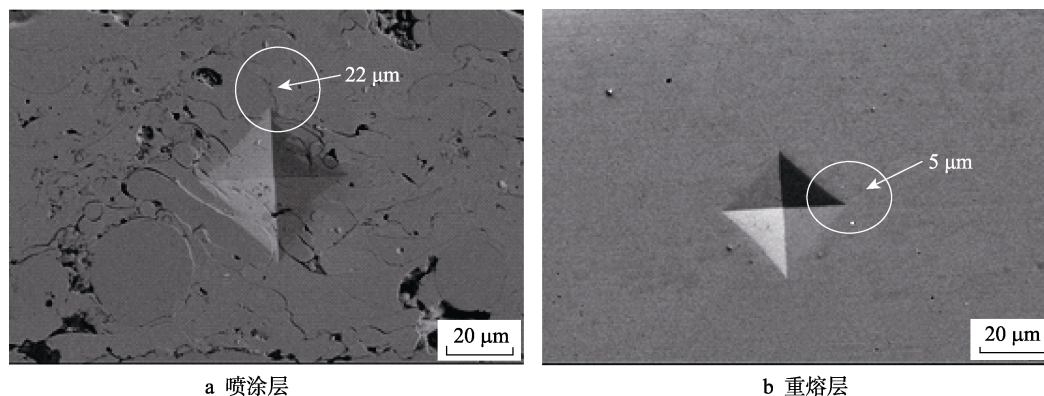


图 6 喷涂层与重熔层的压痕形貌

Fig.6 Indentation morphology of sprayed coating (a) and remelted coating (b)

## 2.3 涂层的高温磨损性能

### 2.3.1 涂层的磨损失重

耐磨性是材料抵抗磨损的性能, 通常是用磨损量来表示材料的耐磨性, 磨损量越小, 耐磨性越高。喷涂层及重熔层在各个温度下的磨损失重如图 7 所示。结果显示, 室温、300 °C、500 °C 下喷涂层与重熔层的质量损失分别为 0.0115 g 和 0.0053 g、0.0091 g 和 0.0044 g、0.0124 g 和 0.0062 g。不难看出, 各个温度下, 重熔层的磨损失重都明显小于喷涂层, 且大约只有喷涂层失重的 1/2。300 °C 时喷涂层与重熔层的磨损失重较室温下均略有下降, 这是因为: 一方面, 随着温度的升高, GCr15 对磨盘的硬度会下降, 对喷涂层及重熔层的磨削作用减轻; 另一方面, 高温条件下喷涂层及重熔表面会形成一层氧化膜, 从而起到减摩作用<sup>[19,20]</sup>。但随着温度继续升高到 500 °C, 两者的失重又继续升高, 这是因为 500 °C 时, 金属的强度都明

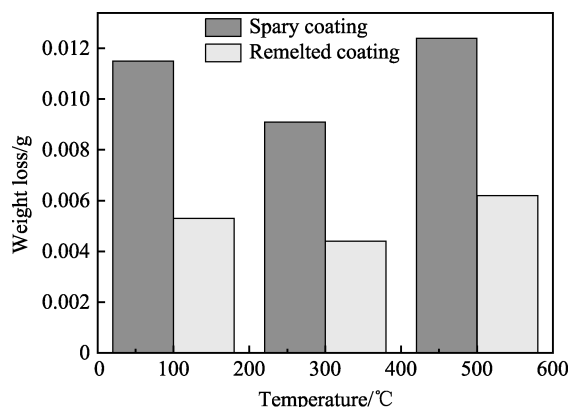


图 7 喷涂层与重熔层在不同温度下的磨损失重

Fig.7 Abrasion weigh loss of sprayed coating and remelted coating at different temperature

显下降, 塑性提升, 且氧化过于剧烈, 易于发生粘着-剪断, 导致涂层脱落, 因此喷涂层及重熔层质量损失增加。

### 2.3.2 涂层高温下的磨损机制

材料磨损过程中的去除机制分为两个方面, 一方面是由材料塑性变形引起的去除过程, 而塑性变形又分为犁沟与微观切削, 只有切削才会引起材料损失; 另一方面是由断裂引起的去除过程。然而在实际磨损过程中, 两种机制往往同时发生, 只是由于磨损环境条件变化, 某一种机制会占主导地位, 并且断裂机制要比塑性变形机制造成的材料损失率大得多<sup>[17]</sup>。

喷涂层及重熔层室温下的磨损形貌如图 8a 和 8b 所示。可以看出, 室温条件下, 喷涂层的磨痕较深, 涂层表面出现了大面积的犁沟, 局部出现剥落与断裂现象。这是因为喷涂层内部不同程度地存在着分层、孔隙、裂纹及未熔颗粒等缺陷, 降低了涂层的内聚强度, 在磨损过程中使得涂层极易被犁沟与切削。因此可以认为喷涂层在室温下的材料去除主要由塑性变形引起, 并伴随少量剥落。然而室温下重熔层的磨痕不明显, 犁沟深度也较喷涂层的浅, 没有出现剥落现象。这是因为重熔处理消除了涂层的层状结构、空隙、裂纹及未熔颗粒等缺陷, 使得重熔层由层状喷涂态转变为致密的铸造态, 提高了涂层的内聚强度, 改善了涂层的组织和性能, 且重熔层塑性较好, 因此重熔层虽然有犁沟, 但材料并不损失, 所以室温下喷涂层较重熔层磨损严重。

图 9a 和 9b 为喷涂层及重熔层在 300 °C 下的磨损形貌。可以看出, 喷涂层的剥落现象较室温下严重, 且剥落的地方出现裂纹, 由此可以判断, 喷涂层因剥落而引起的材料损失比例提高。而重熔层的剥落较



少,表面散布着大量由磨粒磨损引起的微小犁沟与切削坑,因此重熔层在 300 °C 下的材料损失主要由犁沟与切削引起。

图 10a 和 10b 为喷涂层及重熔层在 500 °C 下的磨损形貌。可以看出,此时喷涂层的剥落较室温与 300 °C 时严重,且涂层出现大量表面起皮。这是因为,一方面,喷涂层是不致密的层状结构,在 500 °C 磨损条件下,  $O_2$  易穿过涂层表面,与涂层内部发生反应生成氧化物,导致涂层内聚强度进一步降低,从而引起表面起皮与剥落;另一方面,在高温条件下,涂层

与对磨盘易于发生粘着磨损,使磨盘与涂层发生粘着-剪断过程,由于涂层内聚强度较低,剪断发生在涂层上,所以涂层大量剥离。然而重熔层仅存在轻微犁沟,且表面附着大量粘着物,这是因为重熔层较致密,形成的氧化膜致密且与重熔层结合较紧。另一方面重熔涂层的内聚强度较高,在粘着-剪断过程中,剪断发生在对磨盘上,因此减小了重熔层的质量损失<sup>[21]</sup>。

图 11 为重熔层在 500 °C 时的磨痕形貌与面扫描能谱分析结果。图 11a 上部为未磨损区域,下部为已磨损区域。需要指出的是,重熔层与 GCr15 磨盘摩

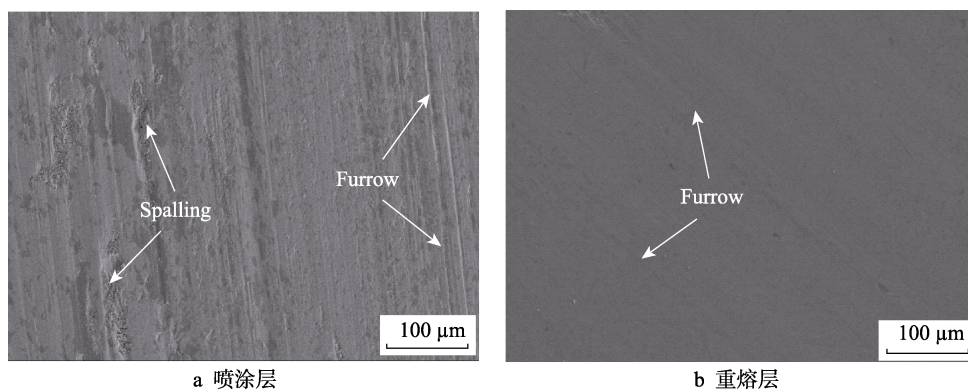


图 8 25 °C 时喷涂层与重熔层的磨损形貌

Fig.8 Worn morphology of sprayed coating (a) and remelted coating (b) at 25 °C

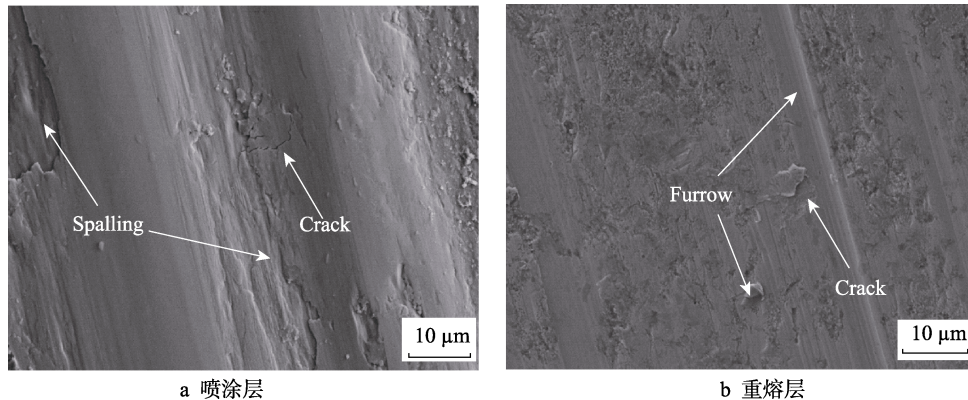


图 9 300 °C 时喷涂层与重熔层的磨损形貌

Fig.9 Worn morphology of sprayed coating (a) and remelted coating (b) at 300 °C

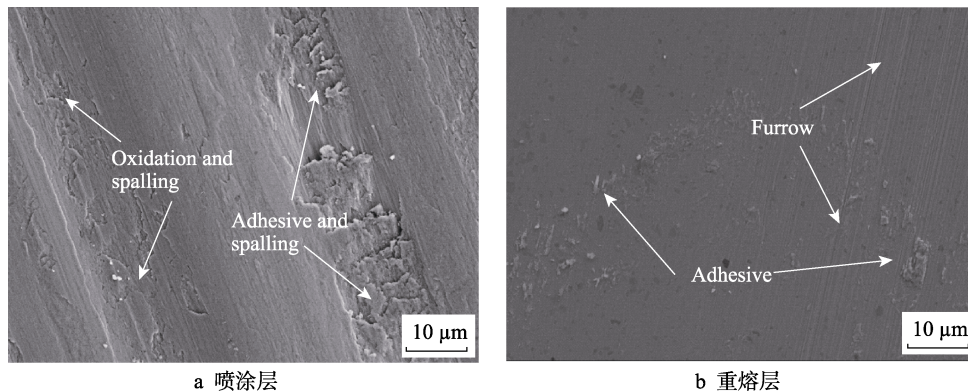


图 10 500 °C 时喷涂层与重熔层的磨损形貌

Fig.10 Worn morphology of sprayed coating (a) and remelted coating (b) at 500 °C

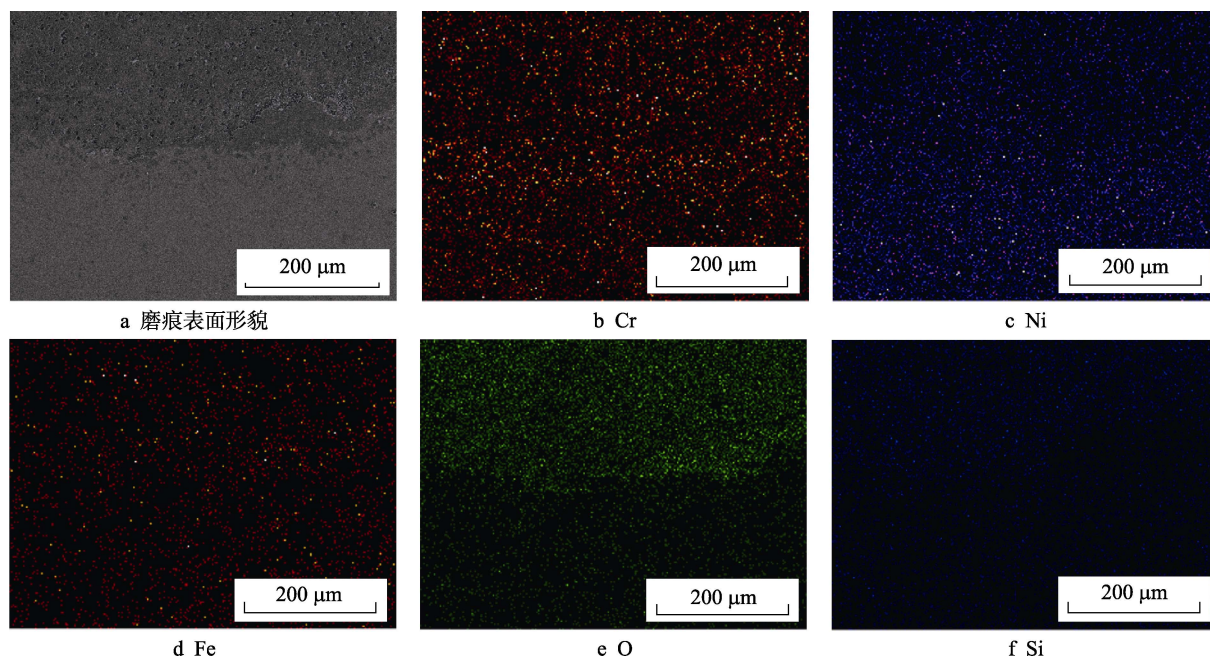


图 11 500 °C 时重熔层的磨痕表面形貌与面扫描分析

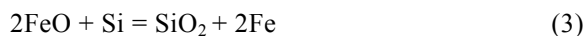
Fig.11 Surface morphology and area scanning analysis of worn scar at 500 °C: a) surface morphology of worn scar, b) Cr distribution, c) Ni distribution, d) Fe distribution, e) O distribution, f) Si distribution

擦后表面非常光亮,以至于在低倍 SEM 照片上看不到磨痕。可以看出,500 °C 下磨损后,重熔层磨痕处的 Cr、Ni、Fe 元素含量与未磨损区域相同,磨损前后元素分布没有发生变化。这一方面说明,重熔层的表面方向和垂直于表面方向上的 Cr、Ni、Fe 元素分布均匀,这意味着重熔层各处的性能是一致的,这对于涂层在使用过程中的性能稳定性十分有利。另一方面说明,磨损不会引起重熔层的 Cr、Ni、Fe 元素含量变化。这是因为氩弧重熔后, Cr、Ni、Fe 通过合金化均匀地分布在重熔层中,虽然摩擦生成大量热量,但是磨损表面仍属于固态扩散且速度较慢,因此 Cr、Ni、Fe 元素含量无变化。

磨痕处的 O、Si 元素含量与重熔层未磨损区域相比出现下降,富集与贫瘠区界面清晰可见,并且在 25、300 °C 下磨损都出现类似现象。这是因为 Si 作为一种常见的脱氧剂,在 500 °C 及摩擦热和摩擦应力的作用下,极易发生式(2)和式(3)的反应( $\Delta G$ 为标准反应吉布斯函数,单位为 kJ/mol;  $T$ 为温度,单位为 K<sup>[22-24]</sup>)。可以得出,式(2)和式(3)的  $\Delta G$  分别为 -656 188 kJ/mol 和 -281 361 kJ/mol,均小于 0,因此式(2)和(3)均可自发反应,且式(2)先于式(3)反应。



$$\Delta G = -827\,640 + 221.8T$$



$$\Delta G = -368\,676 + 137.06T$$

另外  $\text{SiO}_2$  为惰性非金属摩擦组元,熔点较高,与基体不发生相互作用,且与基体之间的润湿性较小、结合力较弱。在摩擦冲击力作用下,凸出于基体

表面的  $\text{SiO}_2$  颗粒容易破碎、脱落,因此造成磨痕处 O、Si 含量降低<sup>[25]</sup>。

### 3 结论

1) 氩弧重熔消除了喷涂层的孔隙及其未熔颗粒,使孔隙率从 7.2% 降到 0.4%。Fe 元素的融入使重熔层硬度略有下降,但是提高了弹性模量与断裂韧性,并使涂层与基体形成冶金结合,提高了涂层的结合强度。

2) 无论在室温还是 300 °C 和 500 °C,重熔层的耐磨性均优于喷涂层。喷涂层的磨损机制从室温时以犁沟与切削为主,逐步过渡到 500 °C 时以氧化剥落为主。而由于内聚强度高且较致密,重熔层的抗氧化性能高,因此室温和 300 °C 的磨损机制都是以犁沟与切削为主,500 °C 时以粘着磨损为主。

3) 重熔后涂层的 Cr、Ni、Fe 元素分布十分均匀,这有利于使其在使用过程中保持性能的稳定性,磨损不会导致 Cr、Ni、Fe 元素损失,但是会造成 Si、O 元素损失,这是因为高温下脱氧反应生成  $\text{SiO}_2$ ,其在磨损过程中容易脱落。

### 参考文献:

- [1] GUO C, ZHOU J, CHEN J, et al. High temperature wear resistance of laser cladding NiCrBSi and NiCrBSi/WC-Ni composite coatings[J]. Wear, 2011, 270(7-8): 492-498.
- [2] ARISTIZABAL M, ARDILA L C, VEIGA F, et al. Comparison of the friction and wear behaviour of WC-Ni-Co-Cr and WC-Co hardmetals in contact with steel at



- high temperatures[J]. *Wear*, 2012, s280-281(6): 15-21.
- [3] HUANG C, ZOU B, GUO P, et al. Sliding behavior and wear mechanism of iron and cobalt-based high-temperature alloys against WC and SiC balls[J]. *International journal of refractory metals & hard materials*, 2016, 59: 40-55.
- [4] 肖明清, 吴瑞祥, 李长青. 等离子喷涂 NiCrBSi 合金涂层的高温性能[J]. *金属材料与冶金工程*, 2007, 35(3): 9-13.  
XIAO Ming-qing, WU Rui-xiang, LI Chang-qing. High temperature property of NiCrBSi alloy coating made by plasma spraying[J]. *Metal materials and metallurgy engineering*, 2007, 35(3): 9-13.
- [5] RODRÍGUEZ J, MARTÍN A, FERNÁNDEZ R, et al. An experimental study of the wear performance of NiCrBSi thermal spray coatings[J]. *Wear*, 2003, 255(7): 950-955.
- [6] 王志平, 纪朝辉, 李全华, 等. 超音速火焰喷涂涂层抗高温氧化和耐冲蚀性能[J]. *焊接学报*, 2005, 26(12): 6-8.  
WANG Zhi-ping, JI Chao-hui, LI Quan-hua, et al. Thermal fatigue of WC coatings deposited with HVOF[J]. *Transactions of the China welding institution*, 2005, 26(12): 6-8.
- [7] KONG D, SHENG T. Wear behaviors of HVOF sprayed WC-12Co coatings by laser remelting under lubricated condition[J]. *Optics & laser technology*, 2017, 89: 86-91.
- [8] 汪欣, 李争显, 杜继红, 等. 难熔金属表面高温防护涂层研究进展与技术展望[J]. *装备环境工程*, 2016, 13(3): 1-11.  
WANG Xin, LI Zheng-xian, DU Ji-hong, et al. recent development progress and prospect of high temperature protection coatings for refractory metals[J]. *Equipment environmental engineering*, 2016, 13(3): 1-11.
- [9] WEN Z H, BAI Y, YANG J F, et al. Effect of vacuum remelting on microstructure and wear resistance of NiCrMoY coatings deposited by supersonic atmospheric plasma spraying[J]. *Surface & coatings technology*, 2015, 281: 62-67.
- [10] ZHU C, LI P, JAVED A, et al. An investigation on the microstructure and oxidation behavior of laser remelted air plasma sprayed thermal barrier coatings[J]. *Surface & coatings technology*, 2012, 206(206): 3739-3746.
- [11] GHADAMI F, SOHI M H, GHADAMI S. Effect of TIG surface melting on structure and wear properties of air plasma sprayed WC-Co coatings[J]. *Surface & coatings technology*, 2014, 261: 108-113.
- [12] ŠÁRKA H, SMAZALOVÁ E, VOSTŘÁK M, et al. Properties of NiCrBSi coating, as sprayed and remelted by different technologies[J]. *Surface & coatings technology*, 2014, 253(9): 14-26.
- [13] GUO C, ZHOU J, WANG L, et al. Improvement of the oxidation and wear resistance of pure Ti by laser-cladding TiAl coating at elevated temperature[J]. *Surface & coatings technology*, 2011, 42(2): 151-159.
- [14] 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 Li-hui, MAO Shu-hua, LU Sheng, 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.
- [15] XU J J, SHI S Q. Investigation of mechanical properties of E-zirconium hydride using micro- and nano-indentation techniques[J]. *Journal of nuclear materials*, 2004, 327: 165-170.
- [16] 王海斗, 徐滨士, 姜祎, 等. 超音速等离子喷涂层的组织及性能分析[J]. *焊接学报*, 2011, 32(9): 1-4.  
WANG Hai-dou, XU Bin-shi, JIANG Yi, et al. Microstructure and mechanical properties of supersonic plasma sprayed coating[J]. *Transactions of the China welding institution*, 2011, 32(9): 1-4.
- [17] 王成彪, 刘家浚, 韦淡平, 等. 摩擦学材料及表面工程[M]. 北京: 国防工业出版社, 2012.  
WANG Cheng-biao, LIU Jia-jun, WEI Dan-ping, et al. *Tribological materials and surface engineering*[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2012.
- [18] 李美姮, 胡望宇, 孙晓峰, 等. EB-PVD 热障涂层的弹性模量和断裂韧性研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2006, 35(4): 577-580.  
LI Mei-heng, HU Wang-yu, SUN Xiao-feng, et al. Study on elastic modulus and fracture toughness of an EB-PVD thermal barrier coatings[J]. *Rare metal materials and engineering*, 2006, 35(4): 577-580.
- [19] LIU H W, XU X J, ZHU M H, et al. High temperature fretting wear behavior of WC-25Co coatings prepared by D-gun spraying on Ti-Al-Zr titanium alloy[J]. *Tribology international*, 2011, 44(11): 1461-1470.
- [20] HONG S, WU Y, WANG B, et al. The effect of temperature on the dry sliding wear behavior of HVOF sprayed nanostructured WC-CoCr coatings[J]. *Ceramics international*, 2017, 43(1): 458-462.
- [21] 束德林. 工程材料力学性能[M]. 北京: 机械工业出版社, 2016.  
SHU De-lin. *Mechanical properties of engineering materials*[M]. Beijing: China machine press, 2016.
- [22] 刘会杰, 闫久春, 魏艳红, 等. 焊接冶金与焊接性[M]. 北京: 机械工业出版社, 2007.  
LIU Hui-jie, YAN Jiu-chun, WEI Yan-hong, et al. *Welding metallurgy and weldability*[M]. Beijing: China Machine Press, 2007.
- [23] 邓志银, 朱苗勇, 钟保军, 等. 不同脱氧方式对钢中夹杂物的影响[J]. *北京科技大学学报*, 2012, 34(11): 1256-1261.  
DENG Zhi-yin, ZHU Miao-yong, ZHONG Bao-jun, et al. Effect of deoxidation methods on inclusions in steel[J]. *Journal of university of science and technology beijing*, 2012, 34(11): 1256-1261.
- [24] 倪冰, 刘浏, 姚同路. 钢中铝-硅-锰复合脱氧反应的热力学计算[J]. *钢铁研究学报*, 2011, 23(9): 8-11.  
NI Bing, LIU Liu, YAO Tong-lu. Thermodynamic calculation reaction compound deoxidation by Al-Si-Mn alloy in steel liquid[J]. *Journal of iron and steel research*, 2011, 23(9): 8-11.
- [25] 姚萍屏, 熊翔, 李世鹏, 等. Fe 及 SiO<sub>2</sub> 对铜基刹车材料摩擦磨损性能的影响机制[J]. *摩擦学学报*, 2006, 26(5): 478-483.  
YAO Ping-ping, XIONG Xiang, LI Shi-peng, et al. Friction and wear behavior and mechanism of Fe and SiO<sub>2</sub> in Cu-based PM/friction material[J]. *Tribology*, 2006, 26(5): 478-483.