

表面摩擦磨损与润滑

等离子熔覆 NiCr-Cr₃C₂ 复合涂层
摩擦磨损性能的研究

何亚楠, 宋强, 孙康, 赵玉桥, 张雪, 崔洪芝

(山东科技大学 材料科学与工程学院, 青岛 266590)

摘要: **目的** 研究碳化铬含量及磨损载荷力对复合涂层摩擦磨损性能的影响, 探究不同磨损载荷下的磨损机制。**方法** 采用 5 种 Ni55 和 NiCr-Cr₃C₂ 的混合粉末 (NiCr-Cr₃C₂ 质量分数分别为 10%、20%、30%、40%、50%), 通过等离子熔覆技术制备金属基复合涂层。采用 XRD、SEM 对涂层物相进行检测分析, 使用 Rtec 万能摩擦磨损试验机对复合涂层表面进行不同载荷下的摩擦磨损性能测试。对涂层组织、摩擦系数、磨损体积及磨损表面微观形貌进行对比分析, 探究碳化铬的含量以及摩擦载荷对复合涂层摩擦磨损性能的影响。**结果** NiCr-Cr₃C₂ 在熔覆过程中发生熔化, XRD 测得涂层中的碳化物主要以 Cr₇C₃ 为主, 其他主要物相包括 Cr₃C₂、Cr₂₃C₆、Cr₅B₃、Ni₃Si。复合涂层的硬度及耐磨性能随着碳化铬含量的增加而增大, 硬度最高达 1500HV 以上, 耐磨性是基体 Q235 的 2~16 倍。当磨损载荷低于 80 N 时, 主要发生磨粒磨损; 当磨损载荷为 100 N 时, 主要发生粘着磨损和磨粒磨损, 其中 S5 的磨损机制为疲劳磨损和磨粒磨损。**结论** 加入碳化铬, 随着碳化铬含量增加, 复合涂层的耐磨性不断提高, 并且随着磨损载荷的增大, 涂层磨损机制发生转变。

关键词: NiCr-Cr₃C₂; 复合涂层; 不同载荷; 磨损形貌; 磨损机制

中图分类号: TG174.442 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2019)03-0126-08

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.03.018

Wear Resistance of Plasma Cladding Deposited
Ni-based Cr₃C₂ Composite Coating

HE Ya-nan, SONG Qiang, SUN Kang, ZHAO Yu-qiao, ZHANG Xue, CUI Hong-zhi

(School of Materials Science and Engineering, Shandong University of Science and Technology, Qingdao 266590, China)

ABSTRACT: The work aims to study the effects of chromium carbide content and wear load on wear resistance of the composite coating and the wear mechanisms under different loads. Metal composite coatings were fabricated with Ni-based (Ni55) mixed powder with NiCr-Cr₃C₂ mass fraction of 10%, 20%, 30%, 40% and 50% by plasma transferred arc (PTA) cladding technology. The phase compositions of these coatings were detected and analyzed by XRD and SEM and the wear resistance under different loads was tested by Rtec universal friction and wear tester. The microstructures, friction coefficient, wear body and

收稿日期: 2018-08-31; 修订日期: 2018-11-15

Received: 2018-08-31; **Revised:** 2018-11-15

基金项目: 国家高技术研究发展计划 (863 计划, 2015AA034404); 国家自然科学基金 (51772176); 泰山学者攀登计划 (tspd20161006); 山东科技大学人才引进科研启动基金项目资助 (2013RCJJ004)

Fund: Supported by National High Technology Research and Development Program of China (863 Program, 2015AA034404), National Natural Science Foundation of China (51772176), Taishan Scholarship of Climbing Plan (tspd20161006) and Scientific Research Foundation of Shandong University of Science and Technology for Recruited Talents (2013RCJJ004)

作者简介: 何亚楠 (1992—), 女, 硕士研究生, 主要研究方向为金属材料表面改性。

Biography: HE Ya-nan (1992—), Female, Research focus: surface modification of metal materials.

通讯作者: 宋强 (1977—), 男, 博士, 副教授, 主要研究方向为金属材料表面改性。邮箱: xiaobao7730@163.com

Corresponding author: SONG Qiang (1977—), Male, Doctor, Associate professor, Research focus: surface modification of metal materials. E-mail: xiaobao7730@163.com

wear surface morphologies of the coatings were analyzed by comparison to study the effects of chromium carbide content and wear load on wear resistance of the composite coating. NiCr-Cr₃C₂ was melted during cladding. By XRD, the carbide in the coating mainly consisted of Cr₇C₃ and other main phases included Cr₃C₂, Cr₂₃C₆, Cr₅B₃ and Ni₃Si. The microhardness and wear resistance of the coatings gradually increased with increasing abundance of the chromium carbide. The maximum microhardness of the coatings was up to 1500HV, and the wear resistance was enhanced 2~16 times over that of the Q235 substrate. When load was lower than 80 N, abrasive wear was mainly wear mechanism, while when the load reached 100 N, the wear mechanism changed from abrasive wear to adhesive wear. The wear mechanism of S5 was fatigue wear and abrasive wear. The wear resistance of composite coating increases continuously due to the increasing chromium carbide and the wear mechanism changes as the wear load increases.

KEY WORDS: NiCr-Cr₃C₂; composite coatings; loads; wear resistance; worn mechanism

陶瓷颗粒增强金属基复合涂层结合了陶瓷材料和金属材料二者的优良性能，被广泛研究应用。在众多的陶瓷增强材料（TiC、WC、Al₂O₃、Cr₃C₂）中，由于 Cr₃C₂ 优异的耐磨、耐蚀、耐高温^[1-4]等性能，碳化铬增强金属基复合涂层的制备与应用被广泛研究。目前涂层的制备主要有高速氧喷涂^[2]、等离子喷焊^[5-6]、等离子熔覆^[7]以及激光熔覆^[4,8-9]等方法。刘晓明等^[10]采用高速火焰喷涂的方法制备了 Fe-Al/Cr₃C₂ 复合涂层，分别在不同温度、载荷下进行磨损实验。结果表明，涂层摩擦系数随载荷增加而减小，磨损体积随载荷的增加而增大，耐磨性随温度增加而降低。Nitesh 等^[3]也利用高速氧喷涂的方法制备了碳化铬涂层，研究了不同滑动速度下涂层的摩擦磨损性能。结果表明，由于磨损过程中的氧化作用，磨损滑动速度越快，摩擦系数越大。此外，许多学者也在激光熔覆^[11]技术领域对碳化铬的耐磨性做了较全面的研究。

本文采用等离子熔覆技术，以不同配比的 NiCr-Cr₃C₂ 和 Ni55 粉末为原料，在 Q235 钢板表面制备了碳化铬强化 Ni 基复合材料涂层。分析了涂层的物相和组织结构，测定了涂层硬度，并在室温下对涂层进行了往复干滑动摩擦磨损试验，分析了不同 NiCr-Cr₃C₂ 含量以及不同摩擦载荷（60、80、100 N）对复合涂层摩擦磨损性能的影响。

1 实验

1.1 样品制备

实验基板材料选用 Q235，其成分含量（以质量分数计）为：C≤0.17%，Mn≤0.14%，Si≤0.35%，S≤0.035%，P≤0.035%，Fe 余量。钢板尺寸为 140 mm×40 mm×10 mm，利用角磨机打磨掉钢板表面的油污及氧化皮后，再使用酒精清洗，烘干后备用。

熔覆涂层原始粉末包括 Ni55 合金粉末（0.4%~0.9% C、2.5%~3.0% B、3.5%~4.5% Si、14.0%~17.0% Cr、Fe≤5%、Ni 为余量）、NiCr-Cr₃C₂ 粉末。本文按表 1 的比例进行粉末配比，并将样品分别标记为 S1、S2、S3、S4、S5。在 50 ℃下烘干 1 h 后，放入三

维混料机混合 12 h，取出备用。

表 1 原始粉末成分配比
Tab.1 Composition ratio of raw powder

Samples	Weigh/g		Weigh percentage of NiCr-Cr ₃ C ₂ /%
	Ni55	NiCr-Cr ₃ C ₂	
S1	18	2	10
S2	16	4	20
S3	14	6	30
S4	12	8	40
S5	10	10	50

采用同步送粉制备复合涂层，等离子熔覆实验参数为：电压 30 V，电流 95 A，采用氩气作为保护气体。将实验样品加工成 12 mm×12 mm×10 mm 的试样，并打磨、抛光。

1.2 组织结构及性能表征

涂层物相组成的检测采用转靶 Rigaku D/MAX2500PC 型 X 射线衍射仪（XRD）：Cu 靶，λ=1.5406 nm，扫描速度为 6(°)/min。利用 FEI Nonosem450 型高分辨扫描电镜分析涂层显微组织和检测物相成分。显微硬度测试采用 HVS-1000 型显微维氏硬度计，载荷 200 g，保压时间 15 s。

利用 Rtec MFT-5000 多功能摩擦磨损试验机测试涂层的室温干滑动磨损性能，选用直径为 9.525 mm 的 Al₂O₃ 磨球，分别采用 60、80、100 N 的磨损载荷，磨损时间 1 h，磨痕长度 5 mm。采用 Zeta-20 型三维形貌仪测量磨损体积。利用扫描电镜（FEI-Nonosem450）观察磨损表面形貌，并进行能谱分析。

2 实验结果与讨论

2.1 涂层物相分析

图 1 为熔覆涂层表面的 XRD 图谱。可以看出，物相主要有 γ-Ni、Cr₃C₂、Cr₇C₃、Cr₂₃C₆、Cr₅B₃、Ni₃Si。从谱图衍射强度上来看，Cr₇C₃、Cr₂₃C₆ 的衍射峰相对

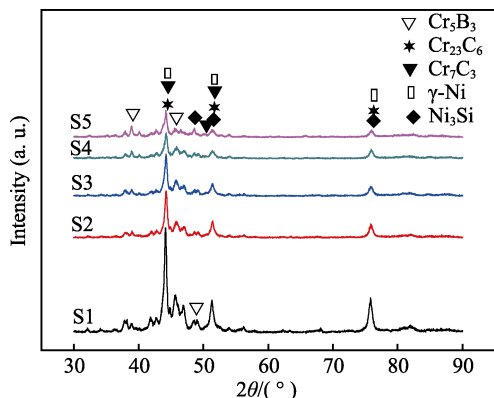


图1 等离子熔覆涂层表面的 XRD 图谱
Fig.1 XRD patterns of plasma cladding coating

最高,推测涂层中含有较多的 Cr_{23}C_6 、 Cr_7C_3 。在等离子熔覆过程中,原始粉末 $\text{NiCr-Cr}_3\text{C}_2$ 在等离子束作用下发生溶解,分解成单元素原子融入熔池中,熔池中的 C 含量使熔合线处液体处于亚共晶成分点上,所以在凝固过程中,首先析出的是 $\gamma\text{-Ni}$,且随着 $\gamma\text{-Ni}$ 的不断析出,凝固向涂层表面方向推进。同时, Cr

的浓度不断提高,最后液体发生共晶转变,生成 Cr_7C_3 和 $\gamma\text{-Ni}$ 组织^[12]。

2.2 涂层组织结构分析

由于所有样品都具有良好且相似的界面结合,所以选取 S1 界面为例,图 2a 为等离子熔覆涂层与基体界面结合处的 SEM 图像,从扫描图中可以看出,熔覆涂层与基体之间存在一条明亮连续的熔合带,且未发现明显的未熔合、裂纹和孔洞等缺陷,表明复合涂层与基体形成了良好的冶金结合。同时,受热流扩散的影响,发现在熔覆层底部,粗大的柱状晶垂直于界面,沿着涂层方向生长。图 2b—f 为熔覆涂层的中上部组织,从 S1 中可以看出,涂层中主要是黑色块状相、灰色长板条状相,且黑色块状相主要分布在长板条相的周围,这些不同尺度的相弥散分布在灰色的基体中。随着陶瓷相含量的增加,长板条相在 S2、S3 中明显变短变厚,黑色块状相含量减少。直到 S4、S5 中,黑色块状相消失,主要是板条状相成长为六角形、菱形的深灰色相。

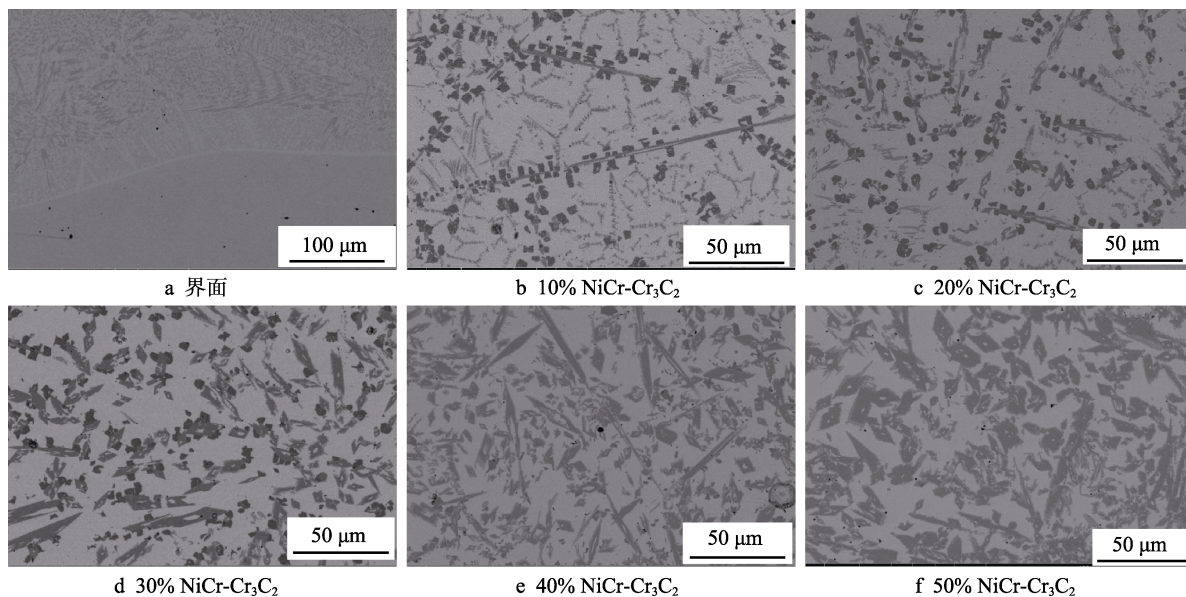


图2 等离子熔覆涂层界面及不同成分涂层的表面
Fig.2 Interface of plasma cladding coating and surface of coating with different components

图 3 为等离子熔覆涂层表面的 SEM 图像及局部放大图的点分析,表 2 为各点分析的元素成分。图 3a 为 S1 的扫描图,局部放大如图 3b 所示,从点分析结果可以看出,黑色块状相 A 和长板条相 B 中主要含有 Cr、C 两种元素,且这两种元素存在一定的原子比关系;结合 XRD 结果分析推测, A 和 B 分别为 Cr_{23}C_6 、 Cr_7C_3 。根据吉布斯自由能的计算^[13], Cr_{23}C_6 具有优先形成的趋势,其自由生长成的长板条限制着黑色块状相的聚集生长,使得黑色块状相分布在长板条的周围,尺寸较小。而在陶瓷相含量较低时, Cr、C 含量较低,形成了较多的 Cr_{23}C_6 ;随着陶瓷相的增

加,熔池中的液体成分逐渐靠近共晶成分,优先形成的 Cr_{23}C_6 向 Cr_7C_3 逐渐转变。这是因为, S4、S5 中高 Cr、C 的熔池液体处于过共晶成分,在随后的冷却过程中,已成长的 Cr_{23}C_6 组织在一个温度区间内全部转变为 Cr_7C_3 。进一步观察发现,在碳化铬晶粒间存在许多树枝晶 C。根据点成分分析, C 比较接近于 Ni_3Si 相,灰色的基体 D 主要为 $\gamma\text{-Ni}$ 固溶体。图 3c 是 S4 的 SEM 图,图 3d 为局部放大图。在 S4、S5 中,根据成分分析,碳化物主要是 Cr_7C_3 。Fredriksson^[14]也提出在高铬和中铬的合金系中,碳化物主要以 Cr_7C_3 的形式存在。

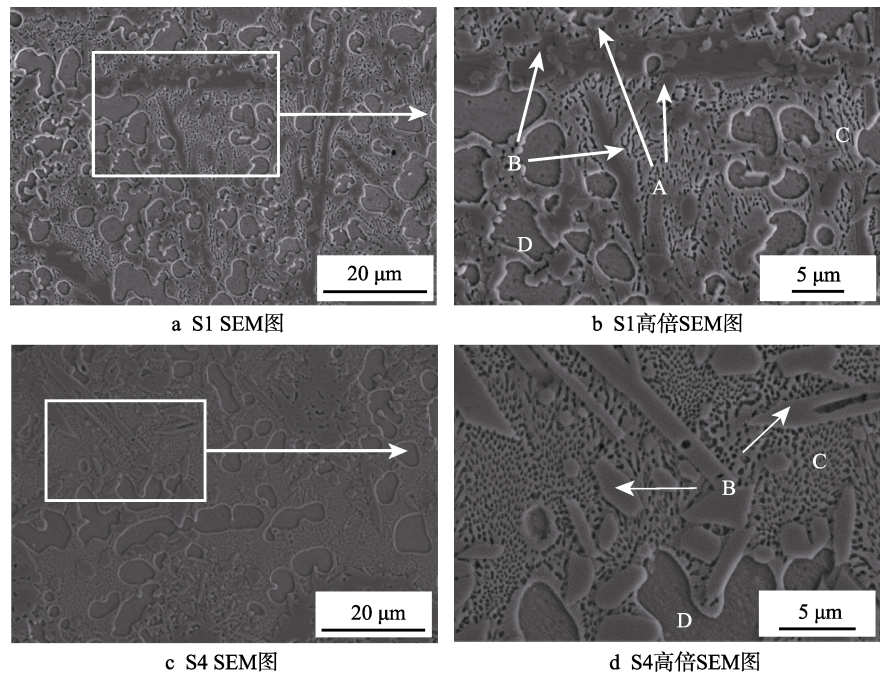


图 3 等离子熔覆涂层表面 SEM 图像和局部放大图的点分析
Fig.3 SEM images of plasma cladding coating surface and point analysis of enlarged part:
a) SEM of S1; b) high power SEM of S1; c) SEM of S4; d) high power SEM of S4

表 2 图 3 点分析元素成分
Tab.2 Point analysis element composition of Fig.3

Marked location	Cr	C	Ni	Fe	Si
A	73.34	17.72	3.11	1.93	3.9
B	67.89	28.34	1.53	1.09	1.15
C	3.29	2.65	71.33	4.04	18.69

2.3 涂层硬度分析

图 4 为垂直于融合线,沿涂层截面深度方向的硬度分布图。从图中可以看出,与基体相比,5 种涂层的硬度均有较大幅度的提升,且随着陶瓷相含量的增加,涂层硬度增大,硬度最高可达 1500HV 以上,约是基体硬度的 7 倍。在涂层高硬度区, S1—S4 的硬度曲线基本保持平稳,这说明碳化铬相在涂层中上部的分布比较均匀;而 S5 硬度曲线上存在起伏的原因可能是,涂层的碳化铬颗粒硬度值较大,作用在碳化铬颗粒和碳化铬颗粒周围的 γ -Ni 上的硬度存在差异。

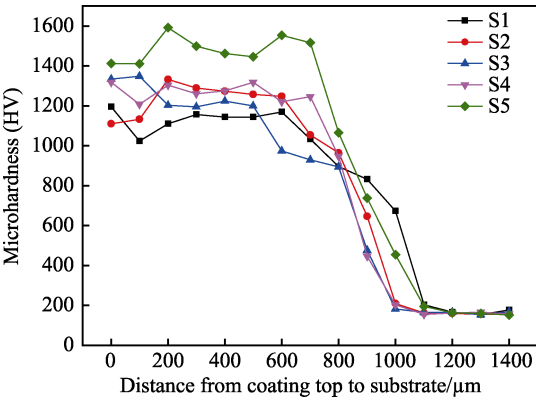


图 4 涂层显微硬度曲线
Fig.4 Curve coating microhardness

2.4 摩擦系数和磨损体积分析

图 5 为不同磨损条件下的摩擦系数图。由图可知,载荷力为 60 N 时, S1—S5 的平均摩擦系数值区间为 0.4477~0.4166, Q235 的平均摩擦系数值为 0.4561;载荷力为 80 N 时,区间范围为 0.4357~0.3892,且 S3 具有最低值, Q235 的平均摩擦系数值是 0.5079; 100 N 时,区间范围为 0.4134~0.3771, S5 具有最低值, Q235 的平均摩擦系数值是 0.5114。从磨损曲线图以及平均磨损系数值可以看出,随着载荷的增加,涂层的摩擦系数值降低;而在相同的载荷值下,涂层平均摩擦系数值整体有随着陶瓷相含量增加而降低的趋势。但陶瓷相增加时,涂层的摩擦系数稳定性变差,这是因为随着陶瓷相增多,涂层中碳化铬颗粒的尺寸增大,在磨损过程中,硬颗粒对磨球的阻碍作用加大,表现为涂层摩擦系数曲线的波动性增加,即涂层稳定性降低。在 80、100 N 载荷力时,虽然 S3 和 S5 具有相对较低的摩擦系数值,但是在磨损过程中,摩擦系数的波动性较大,反而 S4 的摩擦系数稳定性较好,而 S4 的平均摩擦系数值在 80 N 时为 0.3974, 100 N 时为 0.3885,与最低值差距不大。

图 6 是不同载荷作用下的磨损体积柱状图。从结果来看,在 3 种不同的载荷情况下, Q235 与涂层相比均保持较高的磨损体积,涂层磨损体积相比基体有明显的大幅度降低,说明涂层的磨损性能得到了不同程度的提高。

2.5 磨损过程及机理分析

图 7、8、9 为不同载荷情况下的磨痕形貌图,图 10 为 100 N 载荷下磨痕的 EDS 分析。从图 7、8 中可

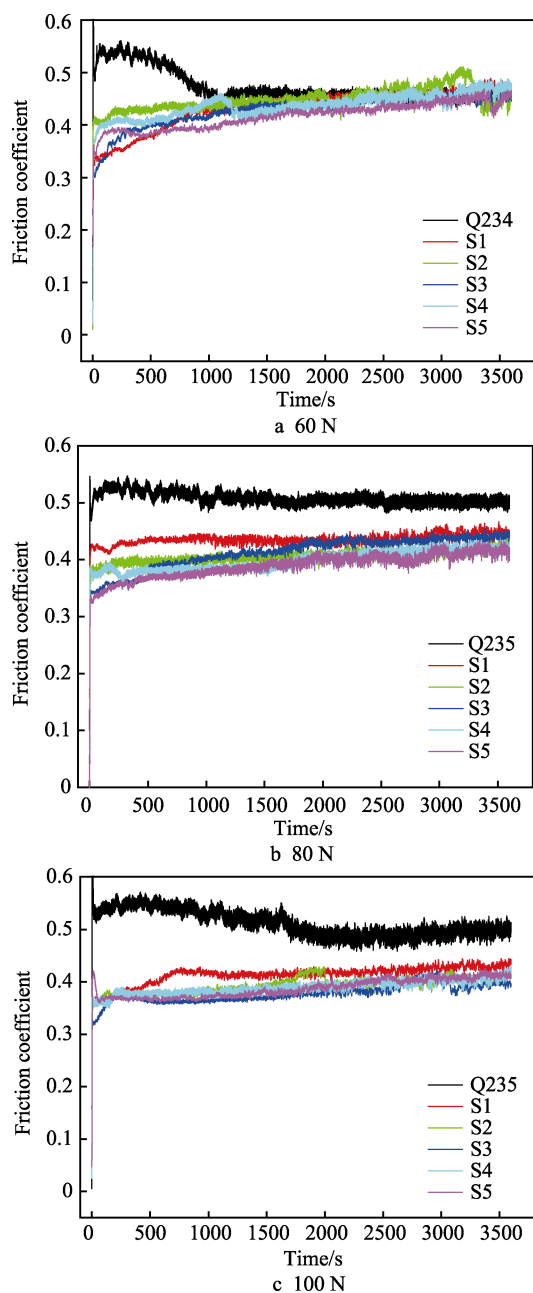


图5 不同磨损载荷下的摩擦系数结果

Fig.5 Friction coefficients of coating under different wear loads

以看出,在载荷为60、80 N情况下,磨痕表面有较浅的犁沟,且随着陶瓷相的增加,涂层磨痕表面越光滑,犁沟越浅,这是因为影响材料磨损性能最主要的原因是复合层表面的碳化物。从陶瓷相含量方面来看,碳化物含量越多,则磨损过程中磨球越难切入韧性相,起支撑作用的韧性相的磨损率也将会降低,从而提高整个材料的抗磨损性能。从碳化物尺度上来看,当碳化物颗粒的尺寸比磨球在涂层表面形成的犁沟深度大时,也可以有效地抵抗磨料的切入,使涂层材料能承受磨料更多往复循环的磨损,这都说明碳化铬颗粒对磨球有明显的阻挡作用,说明碳化铬硬质颗粒对提高涂层的磨损性能起主要作用。所以在S1—S5中,随着陶瓷相含量和弥散程度增加,涂层耐磨

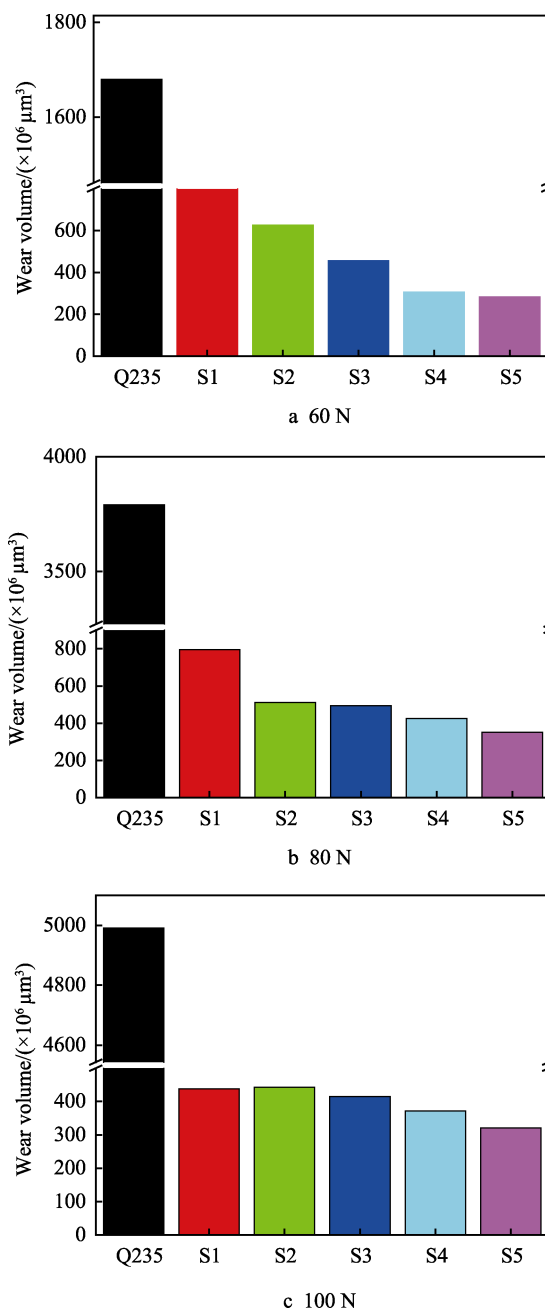


图6 不同磨损载荷下涂层和Q235钢磨损体积

Fig.6 Wear volumes of coating and Q235 steel under different loads

性均相应提高。同时在涂层磨痕的局部放大图中,并未观察到碳化铬颗粒的断裂及剥落现象,而在碳化铬颗粒之间存在较浅的犁沟,且磨屑为细小的颗粒状,与典型的磨粒磨损特征对应。在低载荷磨损条件下,磨损主要表现为磨球对较软金属基的微切削作用,在磨球的往复运动过程中,硬质碳化物颗粒逐渐成为承受磨损载荷的主体,从而避免更严重的磨损产生。

当磨损载荷增加到100 N时,陶瓷颗粒呈小块剥落且表面开始出现粘着现象,是较典型的磨粒磨损与粘着磨损特征。从图9a(陶瓷相10%)到图9c(30%),随着陶瓷相的增加,磨痕表面的块状粘着现象逐渐减轻。这是因为由粘着磨损引起材料转移的颗粒,在受

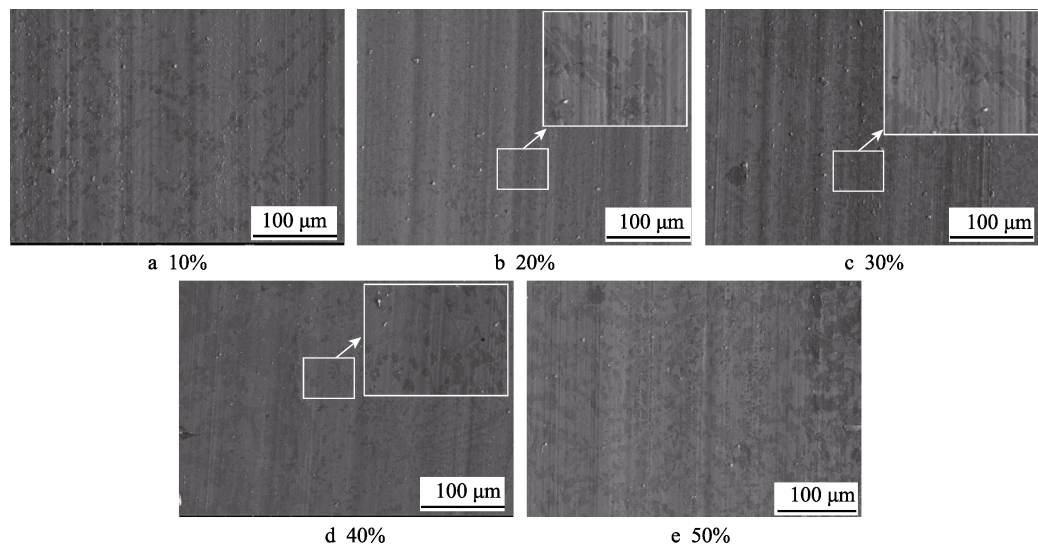


图 7 不同碳化铬含量涂层在 60 N 载荷下的磨损形貌及磨屑
Fig.7 Wear track and debris appearances of coatings with different contents of chromium carbide under 60 N

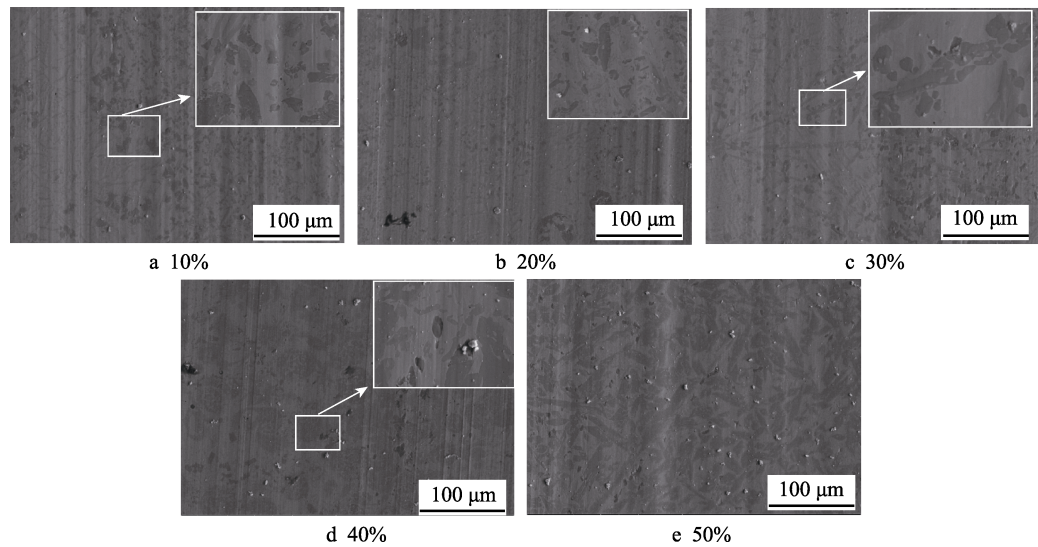


图 8 不同碳化铬含量涂层在 80 N 载荷下的磨损形貌及磨屑
Fig.8 Wear track and debris appearances of coatings with different contents of chromium carbide under 80 N

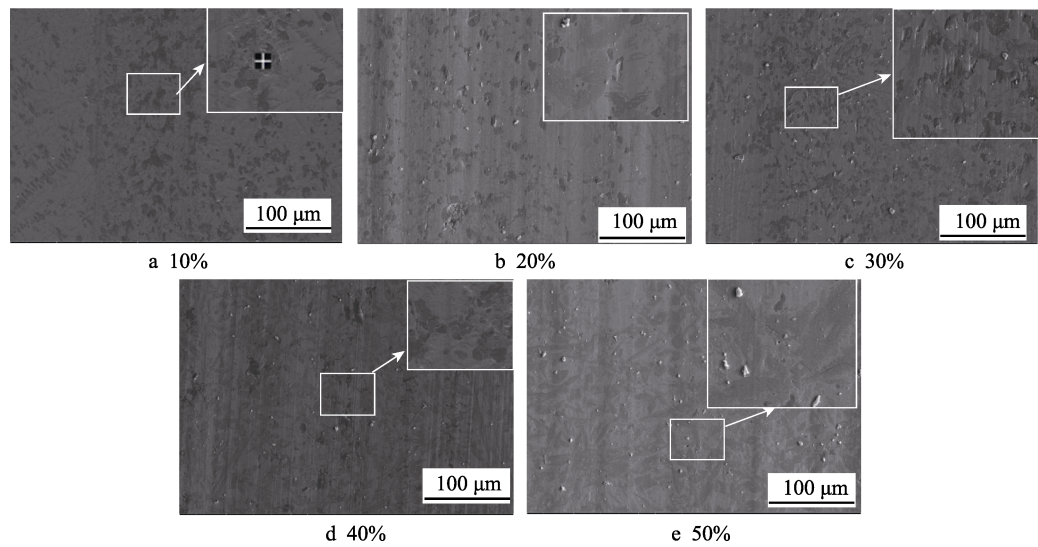


图 9 不同碳化铬含量涂层在 100 N 载荷下的磨损形貌及磨屑
Fig.9 Wear track and debris appearances of coatings with different contents of chromium carbide under 100 N

到磨粒磨损作用成为磨屑从摩擦表面上脱落下之前,由于摩擦作用,先发生氧化,形成一些硬度很高的氧化物颗粒,会进一步增加磨损,而当陶瓷相含量较高时,硬质相颗粒所形成的微凸体降低了涂层材料损失和材料转移,使得磨料表面粘着有所减缓。在磨损过程中,磨球的往复运动带动掉落的磨屑移动,而未剥落的碳化物颗粒所形成的微凸体结构对磨球运动携带的磨屑颗粒产生阻碍作用,转移的材料在磨球的循环往复碾压下,在碳化物颗粒周围形成压实层结构^[15]。对这些粘着的压实层结构进行成分分析(图10a),发现主要含镍、碳、氧,这些压实层结构主要是由涂层材料的转移和氧化造成。磨屑出现块状与细小颗粒的混合,磨损机制主要为磨粒磨损和粘着磨损。在图9d(40%)中,磨损表面压实层结构基本消失,相对图9a—c,图9d中磨痕表面的粘着现象减轻,在局部放大图中没有发现明显的颗粒拔出和粘着现象。在图9e(50%)中,反而观察到有浅而明显的犁沟,并且从高倍图像中可观察到裂纹,推测是因为随着S5中陶瓷相含量的增加,紧密相连的碳化物颗粒会降低周围金属基的塑性,而陶瓷相颗粒尺寸的增加增强了其对磨球的阻挡作用,所以在高载荷循环应力的作用下,涂层磨痕表面微凸体作用下的材料附近容易产生疲劳微观裂纹,这些微观裂纹在磨料的持续作

用下扩展,形成较大的裂纹。涂层的磨损机制主要是疲劳磨损和磨粒磨损。综合涂层磨痕表面的状态,在高载荷力作用下,碳化物含量达到40%时,磨损状况较好。此外,在不同磨损载荷条件下,都发现有磨屑中存在白亮的磨屑颗粒,对其进行成分分析发现(图10b),发现磨屑部分含有大量的氧,说明在不同载荷力的磨损过程中,都伴随着氧化现象。

3 结论

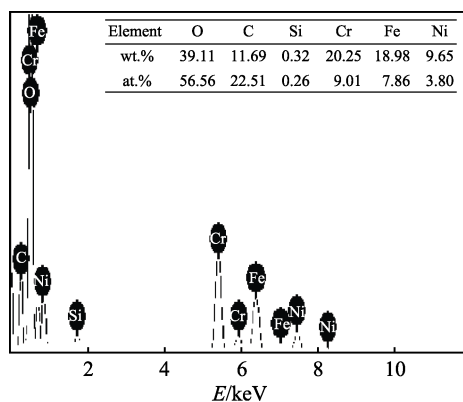
1) 利用等离子熔覆技术制备的碳化铬涂层物相以 Cr_7C_3 为主,其他物相还有 Cr_3C_2 、 Cr_{23}C_6 、 Cr_5B_3 、 Ni_3Si ,且随着陶瓷相含量的增加,主要物相 Cr_7C_3 由长板条状逐渐转变为四角状及菱形相。

2) 随着陶瓷相含量的增加,相同载荷力下涂层的平均摩擦系数值呈降低的趋势,且随着载荷力的增加,同一涂层的平均摩擦系数值逐渐降低,载荷增大时,磨损体积呈增大的趋势,并且随着陶瓷相含量的增加,磨损体积降低。

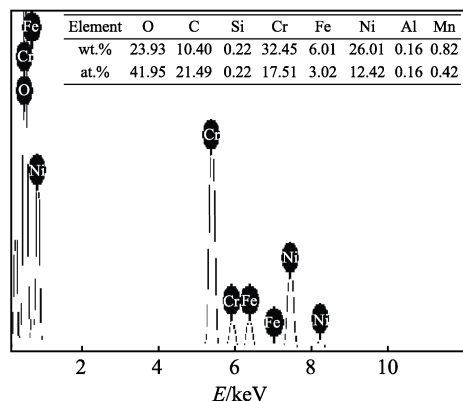
3) 在低载荷力(60、80 N)作用下,涂层的磨损机制主要是磨粒磨损;在高载荷力(100 N)作用及陶瓷相质量分数在40%及以下时,主要的磨损机制是粘着磨损和磨粒磨损;陶瓷相质量分数在40%以上时,主要的磨损机制是疲劳磨损和磨粒磨损。综合磨痕表面,在陶瓷相质量分数为40%时,涂层的耐磨性最好。

参考文献:

- [1] FEDERICI M, MENAPACE C, MOSCATELLI A, et al. Pin-on-disc study of a friction material dry sliding against HVOF coated discs at room temperature and 300 °C[J]. Tribology international, 2017, 115: 89-99.
- [2] MATTHEWS S, JAMES B, HYLAND M. High temperature erosion-oxidation of Cr_3C_2 -NiCr thermal spray coatings under simulated turbine conditions[J]. Corrosion science, 2013, 70(3): 203-211.
- [3] VASHISHTHA N, SAPATE S G. Abrasive wear maps for high velocity oxy fuel (HVOF) sprayed WC-12Co and Cr_3C_2 -25NiCr coatings[J]. Tribology international, 2017, 114: 290-305.
- [4] WANG S, ZHANG S, ZHANG C H. et al. Effect of Cr_3C_2 content on 316L stainless steel fabricated by laser melting deposition[J]. Vacuum, 2017, 147: 92-98.
- [5] 黄诗铭. 等离子喷焊复合材料强化层及其组织与性能研究[D]. 吉林: 吉林大学, 2015.
HUANG Shi-ming. Study on microstructures and properties of composite coatings prepared by plasma spray welding[D]. Jilin: Jilin University, 2015.
- [6] DU Ling-zhong, HUANG Chuan-bing, ZHANG Wei-guang, et al. Preparation and wear performance of NiCr/



a 图9a中压实层结构



b 磨屑白亮部位

图10 磨痕和磨屑对应能谱点分析结果

Fig.10 Energy spectrum analysis results corresponding to wear track and wear debris: a) compacted layer structure in Fig.9a; b) white and bright parts of abrasive debris

- Cr₃C₂-NiCr/hBN plasma sprayed composite coating[J]. Surface & coatings technology, 2011, 205(12): 3722-3728.
- [7] YUAN You-lu, LI Zhu-guo. Effects of rod carbide size, content, loading and sliding distance on the friction and wear behaviors of (Cr,Fe)₇C₃-reinforced α -Fe based composite coating produced via PTA welding process[J]. Surface & coatings technology, 2014, 248: 9-22.
- [8] SUN Gui-fang, TONG Zhao-peng, FANG Xiao-yu, et al. Effect of scanning speeds on microstructure and wear behavior of laser-processed NiCr-Cr₃C₂-MoS₂-CeO₂, on 38CrMoAl steel[J]. Optics & laser technology, 2016, 77: JOLTD1500370.
- [9] VERDI D, GARRIDO M A, MUNEZ C J, et al. Cr₃C₂ incorporation into an inconel 625 laser cladded coating: Effects on matrix microstructure, mechanical properties and local scratch resistance[J]. Materials and design, 2015, 67: 20-27.
- [10] 刘晓明, 高云鹏, 闫侯霞. 载荷和温度对 Fe-Al/Cr₃C₂ 复合涂层摩擦磨损性能的影响[J]. 表面技术, 2016, 45(11): 55-61.
- LIU Xiao-ming, GAO Yun-peng, YAN Hou-xia. Effects of load and temperature on the frictional wear resistance of Fe-Al/Cr₃C₂ composite coating[J]. Surface technology, 2016, 45(11): 55-61.
- [11] 戴秋莲, 张杰, 尤芳怡. 激光熔覆 Cr₃C₂/Ni 复合涂层的磨削特性[J]. 哈尔滨工业大学学报, 2019, 51(1): 122-126.
- DAI Qiu-lian, ZHANG Jie, YOU Fang-yi. Grinding characteristics of laser cladding Cr₃C₂/Ni composite coating[J]. Journal of Harbin Institute of Technology, 2019, 51(1): 122-126.
- [12] 陆斌锋. 高能束原位合成碳化铬表面复合层及其耐磨性能[D]. 上海: 上海交通大学, 2010.
- LU Bin-feng. In situ synthesis of chromium carbide coatings by high energy beam and the wear resistance of coatings[D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2010.
- [13] 邢娜. Fe-Cr-Ni-C-N 多元合金相平衡的热力学研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2009.
- XING Na. Thermodynamic study of the phase equilibria in the Fe-Cr-Ni-C-N multi-component system[D]. Shenyang: Northeastern University, 2009.
- [14] FREDRIKSSON H. The physical metallurgy of cast iron[M]. Wiley: [s. n], 1983.
- [15] CHI H, JIANG L, CHEN G, et al. Dry sliding friction and wear behavior of (TiB₂+h-BN)/2024Al composites[J]. Materials & design, 2015, 87: 960-968.