

原位 NbC 对激光熔覆 Co 基涂层组织和磨损性能的影响

易伟**, 陈辉*, 吴影, 陈勇

西南交通大学材料科学与工程学院, 四川 成都 610031

摘要 针对 42CrMo 钢易发生磨损失效的问题, 采用激光熔覆混合粉末 (Co 基粉、Nb 粉和 Cr_3C_2 粉) 在 42CrMo 钢表面成功制备了原位 NbC 颗粒增强复合涂层, 分析了 NbC 含量对复合涂层微观结构、磨损行为以及 NbC 形态的影响。结果表明: 当 NbC 的质量分数为 0~15% 时, 涂层与基材的结合性能良好, 涂层中没有明显的缺陷; 当 NbC 的质量分数为 20% 时, 涂层中出现了微裂纹; 复合涂层的基体主要由 $\epsilon\text{-Co}$ 和 $\gamma\text{-Co}$ 组成, 强化相主要包括 NbC、 Cr_{23}C_6 和 Cr_7C_3 ; NbC 颗粒的形成是通过溶解在熔池中的 Nb 原子和 C 原子以原位反应形成的; 随着 NbC 含量增加, NbC 的形态逐渐从四边形变为花瓣形, 复合涂层的显微硬度和耐磨性明显增加, 磨损形式主要是磨粒磨损和硬质相剥落磨损; 当 NbC 的质量分数为 10% 时, 涂层的显微硬度和耐磨性最佳, 显微硬度和磨损速率分别为 546.4 HV 和 0.020 g/min。

关键词 激光技术; 激光熔覆; 原位 NbC; 复合涂层; 微观组织; 磨损性能

中图分类号 V261.8

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202047.0302010

Effect of *in situ* NbC on Microstructure and Wear Properties of Laser Cladding Co-Based Coatings

Yi Wei**, Chen Hui*, Wu Ying, Chen Yong

School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu, Sichuan 610031, China

Abstract To solve the problem of wear failure of 42CrMo steel and meet its application requirements, *in situ* NbC-particle-reinforced composite coatings were prepared on a 42CrMo steel surface using laser cladding with a mixed powder (Co-based, Nb, and Cr_3C_2 powder). The effects of NbC content on the microstructure, wear behavior, and NbC morphology of the composite coatings were analyzed. The results show that when the mass fraction of NbC is 0–15%, the coating bonds well with the substrate and no obvious defects are observed in the coating. When the mass fraction of NbC reaches 20%, microcracks appear in the coating. The matrix of the composite coating primarily comprises $\epsilon\text{-Co}$ and $\gamma\text{-Co}$. The primary strengthening phases are NbC, Cr_{23}C_6 , and Cr_7C_3 . NbC particles are formed by the *in-situ* reaction of Nb and C atoms that are dissolved in the molten pool. With the increase of NbC content, the shape of the NbC particles gradually changes from quadrilateral to petaling. The microhardness and wear resistance of the composite coatings clearly increase, and the primary wear forms of the composite coatings are abrasive wear and hard-phase spalling wear. When the mass fraction of NbC is 10%, the microhardness and wear resistance of the coatings attain their maximal values of 546.4 HV and 0.020 g/min, respectively.

Key words laser technique; laser cladding; *in-situ* NbC; composite coating; microstructure; wear behavior

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3390

1 引言

42CrMo 钢是一种具有高强度和高韧性的超高

强度钢, 已被广泛用作齿轮、轴和钻头材料。随着现代工业的快速发展, 42CrMo 钢的使用环境愈加复杂, 其中的磨损问题成为其失效的主要方式之一。

收稿日期: 2019-08-05; 修回日期: 2019-08-29; 录用日期: 2019-10-09

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB1100202)

* E-mail: xnrpt@swjtu.edu.cn; ** E-mail: yiwei1349268058@163.com

为了节省材料和减少经济损失,提高 42CrMo 钢表面的耐磨性是十分必要的。随着激光熔覆技术的发展,利用激光熔覆技术在材料表面制备耐磨涂层从而提高材料表面的耐磨性能被认为是非常有潜力的方法。

激光熔覆金属基复合涂层具有较高的黏接强度、小的热影响区和精细的微观结构^[1-2]。在目前的研究中,激光熔覆基体粉末主要是 Fe 基、Ni 基和 Co 基粉末,涂层中的强化相主要有碳化物^[3]、氧化物^[4]、硼化物^[5]和氮化物^[6]。研究人员研究了强化相尺寸、体积分数、分布规律以及强化相的加入形式对涂层微观结构和力学性能的影响。强化相可以通过两种方式引入涂层:直接添加和原位合成。近年来,研究人员发现,原位合成的强化相比直接引入的强化相更精细,更均匀。Feng 等^[7]通过优化 Ti 粉与 AlB₂ 粉的比例制备了(原位 Ti₃Al+TiB)/Ti 复合材料,显著提高了涂层的耐磨性和耐高温氧化性。van Nghia 等^[8]以纯 Cu 粉、Ti 粉和 B 粉末为原料,采用激光熔覆技术制备了原位 Cu/TiB₂ 复合涂层,复合涂层与基体实现了高强度的冶金结合,涂层中的主要相包括 Cu、TiB₂ 和 TiFe₃。在强化相中,NbC 因具有高硬度、高熔点和优异的弹性模量而备受研究者的关注^[9]。Li 等^[10]研究了原位 NbC_p 在激光熔覆 Fe 基复合涂层中的形成机理和强化行为。溶解在熔池中的 Nb 和 C 元素通过化学反应形成 NbC,随着涂层中的 NbC 含量增加,涂层的显微硬度和耐磨性得到改善。宗琳等^[11]采用激光熔覆技术通过调节 Nb 的含量成功制备了多组 NbC/Fe 基复合涂层,他们在实验中发现:随着 Nb 含量增加,NbC 含量增多,其形态逐渐由树枝状向点状转变,涂层中以断续网状分布的 M₇C₃ 的含量逐渐减少;引入适量 NbC 能提高涂层的耐磨性。Sun 等^[12]研究了激光熔覆

Ni45 涂层中原位形成 NbC 颗粒的微观结构演变和强化行为,结果表明,涂层基体主要由 γ -Ni(Fe) 固溶体组成,强化相主要由 Cr₂₃C₆、NbC、Cr₇C₃、Cr₂B 和少量 Cr₃C₂ 组成,该复合涂层具有优异的耐磨性,其硬度比未引入 NbC 颗粒的 Ni 基涂层高 4.43 倍。Cao 等^[13]通过激光熔覆技术制备了 NbC 增强 Fe 基复合涂层,结果表明:金属基体被稀释,涂层中的 Nb 含量降低;并非涂层中的所有 Nb 都能与 C 反应形成 NbC,大约 1/3 的 Nb 作为固溶体原子存在于涂层中。目前,利用激光熔覆技术原位制备 NbC 复合涂层的研究主要集中在 Fe 基和 Ni 基材料上,针对 Co 基材料的研究较少,而且激光熔覆原位合成的 NbC 在 Co 基涂层中的形成机理、形态和分布规律仍不明确。鉴于此,本文采用激光熔覆技术成功制备了不同含量的原位 NbC 增强 Co 基复合涂层($x\%$ NbC/Co 复合涂层, $x\%$ 表示 NbC 的质量分数),随后系统地研究了原位 NbC 颗粒的形态、分布、形成机理,以及 NbC 含量对复合涂层硬度和磨损机制的影响。

2 实验材料和方法

实验所用基板为 42CrMo 钢,在进行激光熔覆之前将其表面抛光并用乙醇清洗。实验所用粉末为 Co 基粉末(粒径为 75~106 μ m)、纯 Nb 粉(质量分数为 99.9%) 和 Cr₃C₂ 粉末(粒径为 75~106 μ m)。对于 NbC 颗粒,总共设计了 4 个梯度含量,每个梯度含量下 Nb 和 C 的物质的量比均为 1:1。将这三种粉末用 YXQM-2L 行星式球磨机混匀,其中球粉质量比为 5:1,主盘转速为 250 r/min,混合时间为 4 h,并在激光熔覆之前进行烘干处理,烘干温度为 95 $^{\circ}$ C,时间为 2 h。42CrMo 钢的化学成分列于表 1 中。Co 基粉末的化学成分列于表 2 中。设计的 NbC 的质量分数列于表 3 中。

表 1 42CrMo 钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of 42CrMo steel

Element	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	Fe
Mass fraction /%	0.435	0.201	0.613	<0.035	0.007	0.87	<0.001	<0.030	0.142	Bal.

表 2 Co 基粉末的化学成分

Table 2 Chemical composition of Co-based powder

Element	Co	Cr	W	Mo	Si
Mass fraction /%	Bal.	24.12	5.45	4.95	0.92

实验用激光器为 IPG YLS-4000 型光纤激光

器,其最大功率为 4000 W,波长为 1064 nm,光斑直径为 3 mm。保护气和送粉气均采用高纯氩气,经同轴喷嘴进入熔池。高纯氩气可以有效避免熔池被空气氧化。实验中所使用的优化的工艺参数如表 4 所示。

表 3 混合粉末中各组分的质量分数

Table 3 Mass fraction of each composition of mixed powder

%

No.	Designed mass fraction of NbC	Nb	Cr ₃ C ₂	Co-based
1#	0	0	0	Bal.
2#	5	4.42	3.8	Bal.
3#	10	8.84	7.6	Bal.
4#	15	13.26	11.4	Bal.
5#	20	17.68	15.2	Bal.

表 4 激光熔覆实验参数

Table 4 Experimental parameters of laser cladding

Laser power /W	Shielding gas flow / (L·min ⁻¹)	Carrier gas flow / (L·min ⁻¹)	Powder feeding rate / (g·min ⁻¹)	Scanning velocity / (mm·min ⁻¹)
1800	35	3.5	17	280

激光熔覆后,切割出尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的金相样品,将样品的横截面抛光并用王水 [V(HCl):V(HNO₃)=3:1] 腐蚀。利用 X 射线衍射仪(XRD)分析涂层的相组成,仪器使用 Cu-K_α靶,加速电压为 40 kV,电流为 150 mA,扫描范围为 10°~90°。采用 OLYMPUS BX51 光学显微镜(OM)以及带有能量色散光谱仪(EDS)的 Quanta 250 扫描电子显微镜(SEM)表征复合涂层的微观形貌。使用 HX-200 显微硬度计测试涂层的显微硬度,加载载荷为 2.94 N,从界面以上适当位置垂直向上测试直至涂层顶部,相邻测试点的间距为 0.1 mm,在每个涂层试样的不同位置测试 3 次,最后取其平均值作为涂层的平均硬度。使用 MLS-2 25 湿砂橡胶轮测试仪进行摩擦磨损实验,磨料选

用硅砂,其粒度符合 GB 2477—1983 的规定(粒径 212~425 μm)。磨损测试仪器的原理图如图 1 所示,详细的测量参数列于表 5 中。

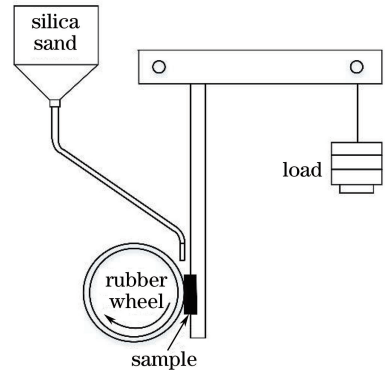


图 1 摩擦磨损实验示意图

Fig. 1 Diagram of friction wear test

表 5 摩擦磨损实验参数

Table 5 Experimental parameters of friction wear test

Rubber wheel diameter /mm	Rotating speed / (m·min ⁻¹)	Wear time /min	Load /N	Sample dimension / (mm×mm×mm)
240	140	10	130	57×25.5×6

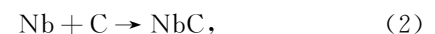
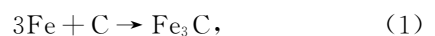
3 分析与讨论

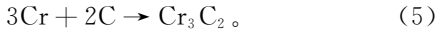
3.1 复合涂层的相组成

5 种样品的 XRD 图谱如图 2 所示。可以发现,除设计成分为 0 以外的所有涂层中均出现了 NbC 相,这意味着 NbC 颗粒成功地通过 Cr₃C₂ 与 Nb 粉末原位合成了。不含有 NbC 的涂层(记为 0%Nb/Co)主要由具有面心立方 FCC 结构的 γ-Co 和具有体心立方 HCP 结构的 ε-Co 组成。与标准 ε-Co 相(PDF-89-7094)和 γ-Co 相(PDF-89-7093)相比,复合涂层中 ε-Co 和 γ-Co 相的衍射峰略微向左移动,并且偏移随着 NbC 含量的增加而增大。根据布拉格方程可知,ε-Co 和 γ-Co 相衍射峰值对应的角度

减小表示晶格距离的增大。这主要是由于激光熔覆过程中的冷速较快,合金元素没有足够的时间完全扩散,导致最终形成的 ε-Co 和 γ-Co 相的晶格尺寸增大。此外,NbC 和 γ-Co 衍射峰的强度随着 NbC 设计含量的增加而增强,这表明在高 C 含量下,γ-Co 可能比 ε-Co 更稳定。在 XRD 图谱中也可以发现涂层中存在 Cr₂₃C₆ 和 Cr₇C₃ 相,这表明 Cr 原子与 C 原子在高温熔池中反应生成了多种碳铬化合物。

熔池中可能发生的反应为





反应的 Gibbs 自由能 ΔG 如图 3 所示,可以看出:当温度高于 1600 K 时, Fe_3C 和 Cr_3C_2 反应的 Gibbs 自由能相较于 NbC 、 Cr_7C_3 和 Cr_{23}C_6 高。结合 XRD 结果,熔池中的 C 元素和 Cr 元素、Nb 元素反应生成 Cr_{23}C_6 、 Cr_7C_3 和 NbC 。由于较高的 Gibbs 自由能, Fe_3C 相不会在熔池中形成,因此未在 XRD 图谱中观察到 Fe_3C 相。值得一提的是,Nb 和 C 按照原子数比 1:1 混合,但由于一些 C 原子与 Cr 反应形成碳铬化合物,因此熔池中的 Nb 过剩并且固溶于基质中。

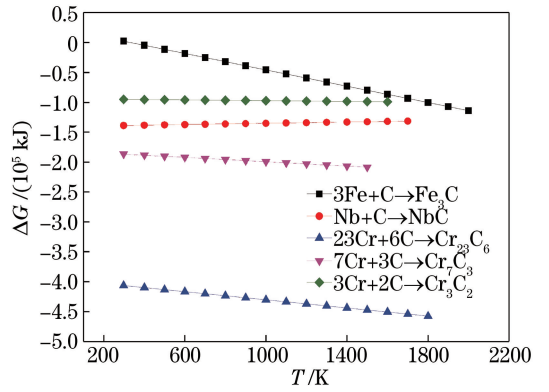


图 3 可能发生的反应的 Gibbs 自由能

Fig. 3 Gibbs free energy for possible reactions

元素组成。C 元素和 Fe 元素主要来自基板,Co 和 Cr 元素主要来自混合粉末。共晶相(B、D)主要由 Cr、C 和 Co 元素组成。结合 XRD 的结果可以推出白色颗粒相、共晶相和基质分别为 NbC 颗粒、碳铬化合物和 Co 基体。

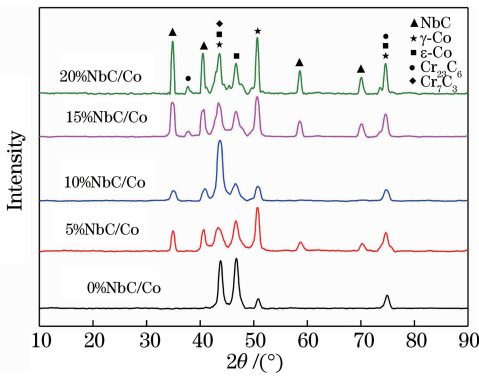


图 2 不同 NbC/Co 涂层的 XRD 图谱

Fig. 2 XRD patterns of different NbC/Co coatings

图 4 显示了 EDS 的测试区域,测试结果如表 6 所示。涂层的典型微观结构由白色颗粒相(A、E)、共晶相(B、D)和基质(C)组成。其中 A 相和 E 相主要由 C、Nb 和 Co 元素组成,这表明该颗粒可能是原位形成的 NbC 颗粒。基质主要由 Co、Cr、C 和 Fe

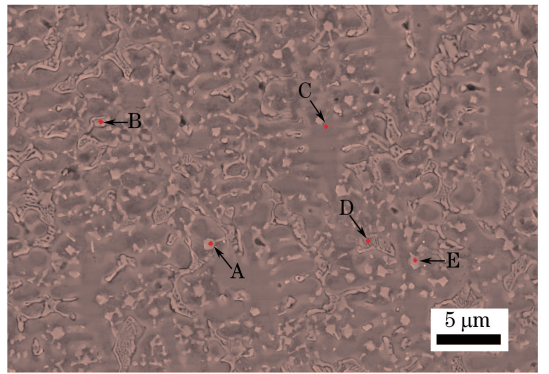


图 4 EDS 测试区域

Fig. 4 Test area of EDS

表 6 图 4 中各相的化学成分

Table 6 Chemical compositions of phases in Fig. 4

Zone	Percentage of atoms /%							
	C	O	Cr	Fe	Co	Nb	Mo	W
A	46.7	4.2	9.2	5.4	14.6	18.1	1.1	0.6
B	23.3	4.5	18.1	10.5	32.6	5.7	3.6	1.8
C	10.3	1.3	22.8	16.7	45.8	0.9	1.4	0.8
D	24.6	3.9	18.0	8.8	32.1	6.9	3.9	1.8
E	44.9	4.8	10.2	6.0	17.2	15.4	1.1	0.6

3.2 复合涂层的微观结构

复合涂层的宏观形貌如图 5 所示,可以看出,涂层与基板实现了良好的冶金结合,没有发现明显的气孔和裂纹。不同 NbC 含量涂层的 SEM 形貌如图 6 所示。结果表明,随着 NbC 设计含量的增加,细小颗粒开始出现在涂层中,NbC 颗粒的数量逐渐增多,尺寸逐渐增大,形状也逐渐从四边形变为花瓣形,涂层

中 NbC 周围的共晶结构也受到了抑制。当 NbC 设计的质量分数为 20% 时,涂层中出现了微裂纹,如图 6(e) 所示。这主要是由于随着 NbC 设计质量分数的增加,熔池中高温反应产生的脆性硬相含量增加,并且激光加工过程中会产生大量应力,当涂层中的应力大于材料的屈服强度时将形成裂纹,因此当 NbC 的质量分数为 20% 时在涂层中发现了裂纹。

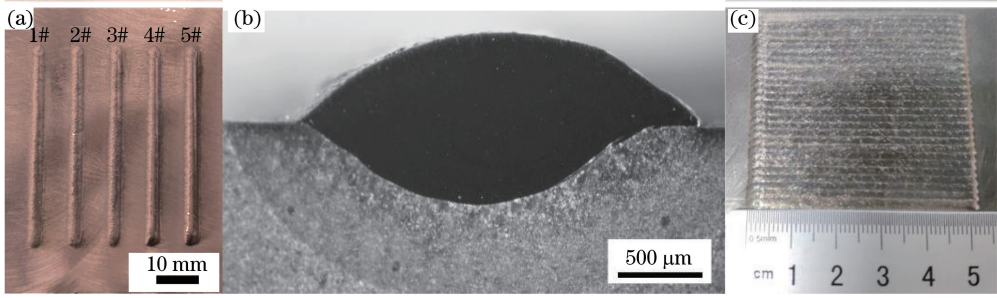


图 5 复合涂层的宏观形貌。(a)单道形貌;(b)1#涂层的横截面形貌;(c)多道形貌

Fig. 5 Macro-morphologies of composite coatings. (a) Single channel morphology; (b) cross-section morphology of 1# coating; (c) multiple channel morphology

为了解原位 NbC 颗粒的微观结构和分布,有必要探索 NbC/Co 复合涂层微观结构的演变机理。由于实验采用的是同步送粉的方法,激光束的能量主要被粉末吸收,其余能量基本上被基板吸收。熔点从高到低的粉末依次是 Nb、Cr₃C₂、Co 基粉末,因此 Co 基粉末首先被加热至熔化态,随后过量的热输入使 Cr₃C₂ 和 Nb 溶解在熔池中。在熔池中,熔池的流动促进了元素的重新分布,并且减少了熔池中每个区域元素含量的差异。由于 C 元素与 Nb 元素的亲和力比其与 Cr 元素的亲和力强,因此 NbC 优先在熔池中形成。由于较高的温度梯度和激光熔覆过程的快速冷却,具有较高熔点的 Nb 不会完全溶解于熔池,而是部分保持未熔化状态。这些未熔化的 Nb 可以作为 NbC 形核的基质,具有异相形核的作用^[12]。此外,熔池中的 Cr 元素与 C 元素反应会形成碳铬化物(Cr₂₃C₆ 和 Cr₇C₃)。当激光束向前

移动时,熔池开始凝固,由于 NbC 的熔点高达 3500 °C,因此熔池中生成的 NbC 将随着熔池温度的降低而率先沉淀,紧接着碳铬化物(Cr₂₃C₆ 和 Cr₇C₃)也发生沉淀,待熔池温度降至室温时,原位反应和相变完成,最终生成了 NbC 和碳铬化物。

复合涂层中 NbC 颗粒的形态主要是四边形和花瓣形。当 NbC 的质量分数较低时,其形态主要为四边形,花瓣形态随着 NbC 质量分数的增加而出现。NbC 晶体具有面心立方结构(FCC),其八面体尖端的过冷度较大,在晶粒生长过程中的生长速率最快,是优先生长的方向。在形核过程中,{100}晶面的界面能越低,NbC 在<100>晶体方向上的生长速率就越大,从而露出{111}晶面,如果此时 NbC 颗粒被固-液界面吞没,则最终形成的横截面就是四边形,如图 6(d)所示。随着 NbC 在<100>晶向上进一步生长,其表面中心出现一个凹坑并延长,最终形成

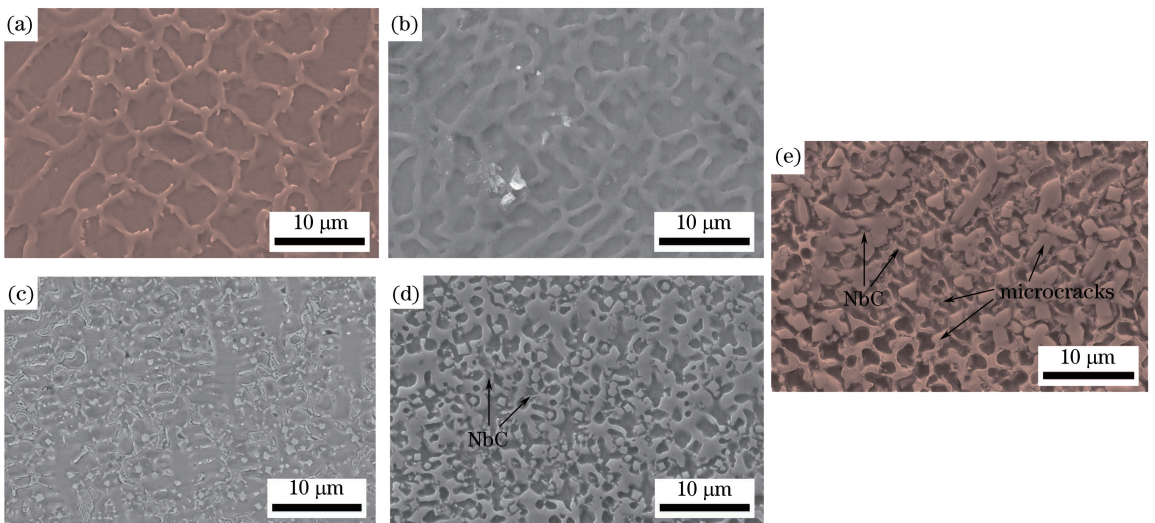


图 6 不同 NbC/Co 涂层的 SEM 图像。(a) 0%NbC/Co;(b) 5%NbC/Co;(c) 10%NbC/Co;(d) 15%NbC/Co;(e) 20%NbC/Co

Fig. 6 SEM images of different NbC/Co coatings. (a) 0%NbC/Co; (b) 5%NbC/Co; (c) 10%NbC/Co; (d) 15%NbC/Co; (e) 20%NbC/Co

的横截面是花瓣状,如图 6(e)所示。

3.3 复合涂层的显微硬度和摩擦性能

不同复合涂层的平均显微硬度如图 7 所示。可以发现,未引入 NbC 强化相的 Co 基涂层的强度与基板 42CrMo 相近,约为 318.8 HV,而所有引入 NbC 强化相的复合涂层的显微硬度都比未引入 NbC 强化相的 Co 基涂层高。随着 NbC 质量分数从 5% 增加到 10%,复合涂层的平均显微硬度从 426.1 HV 增大到 546.4 HV,当 NbC 质量分数大于 10% 时,涂层的硬度略有波动,这表明引入 NbC 可明显提高涂层的显微硬度,并且 NbC 质量分数对复合涂层的显微硬度有显著影响。值得一提的是,引入过多的 NbC 会增加复合涂层中脆硬相的质量分数,可能会在涂层中形成裂纹缺陷。当 NbC 的质量分数为 10% 时,复合涂层的平均显微硬度可达到 546.4 HV,该值约为 Co 基涂层(318.8 HV)的 1.7 倍。随着 NbC 质量分数增加,涂层中的晶粒越来越小,同时涂层中的 NbC 总量增加,涂层的硬度增大。结合涂层的 XRD 结果和图 6 中基体的形态变化可以发现,随着 NbC 质量分数增加,Co 基体的存在形式由以 ϵ -Co 为主转变为以 γ -Co 为主。 γ -Co 是具有 FCC 结构的高温稳定相, ϵ -Co 是具有 HCP 结构的室温稳定相, γ -Co 的硬度低于 ϵ -Co 的硬度,这会降低涂层的硬度。在这两者的相互作用下,整个涂层的平均硬度先增大后趋于平稳。

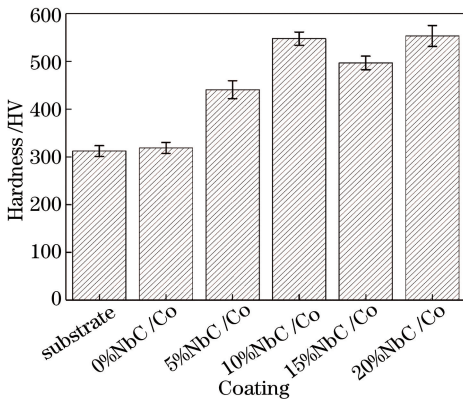


图 7 不同复合涂层的平均硬度

Fig. 7 Average hardness of different composite coatings

不同复合涂层的磨损速率如图 8 所示。可以看出:随着 NbC 质量分数增加,涂层的磨损速率显著降低,这表明 NbC 颗粒在提高涂层耐磨性方面起到了重要作用;当 NbC 的质量分数为 10% 和 15% 时,涂层的磨损率分别为 0.020 g/min 和 0.018 g/min,显著低于未引入 NbC 的 Co 基涂层。另外,当 NbC 的质量分数大于 10% 时,继续增加 NbC 含量对耐

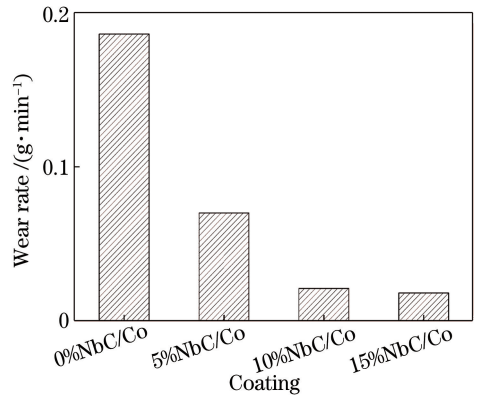


图 8 不同复合涂层的磨损率

Fig. 8 Wear rate of different composite coatings

磨性几乎没有影响。

图 9 显示了复合涂层磨损后的表面形貌,可以发现涂层表面上有许多平行的沟槽,这表明涂层的主要磨损模式是磨粒磨损。由于硅砂的硬度高于复合涂层的硬度,因此硅砂可以容易地刮擦复合涂层表面,形成沟槽。在图 9 中可以发现,由于硅砂的挤压,低硬度的 Co 基体在磨擦过程中发生了大量的塑性变形,但在引入了 NbC 颗粒的复合涂层表面上只发生了较小的塑性变形。观察图 9(b)~(e)可以发现,在涂层磨损表面上有很多凹坑,凹坑的面积随着 NbC 质量分数的增加而增大,通过放大的凹坑可以看出,这些凹坑中有许多大小不一的颗粒,结合其形貌可以推测出这是 NbC 颗粒。高硬度的 NbC 颗粒使得复合涂层的耐磨性得到了极大改善。在磨损实验早期,Co 基基体被磨损材料所消耗,从而暴露出 NbC 颗粒,涂层表面的 NbC 颗粒在磨损过程中对金属基体产生钉扎效应,可以抑制塑性变形并防止涂层进一步磨损。此外,NbC 颗粒与硅砂长时间的相互作用会破坏硅砂,从而降低硅砂的耐磨性并有效地保护了涂层。随着 NbC 质量分数增加,NbC 颗粒的尺寸和体积分数增加,保护效果越来越明显,涂层的耐磨性也越来越高。同时,NbC 颗粒与硅砂经过了长时间作用,在交变应力作用下二者界面处易产生应力集中,进而诱发裂纹的形成与扩展,最终导致 NbC 发生剥落。因此,原位形成的熔覆层的主要磨损机制是磨粒磨损和硬质相剥落磨损,且随着硬质相数量的增加,磨粒磨损逐渐减弱,而剥落磨损有所增强,受此影响,磨损速率在硬质相数量达到一定阈值时趋于稳定。由图 8 可知,当 NbC 质量分数超过 10% 时,涂层的耐磨性不会明显提高。同时,NbC 质量分数的增加将导致涂层中脆硬相增加,在涂层中应力的作用下最终形成裂纹,如图 6(e)所示。

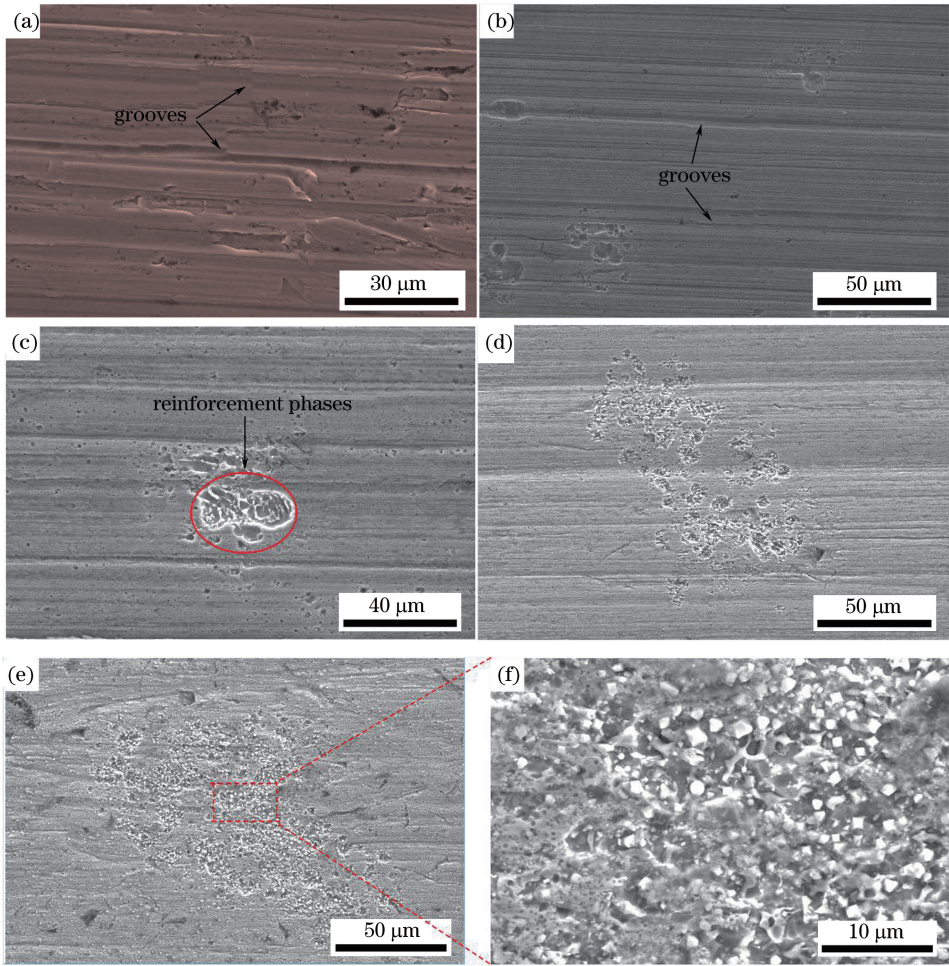


图 9 不同复合涂层的磨损形貌。(a)(b) 0%NbC/Co; (c) 5%NbC/Co; (d) 10%NbC/Co; (e) 15%NbC/Co; (f) 15%NbC/Co 的局部放大

Fig. 9 Worn morphologies of different composite coatings. (a)(b) 0%NbC/Co; (c) 5%NbC/Co; (d) 10%NbC/Co; (e) 15%NbC/Co; (f) local magnification of 15%NbC/Co

4 结 论

为提高 42CrMo 钢表面激光熔覆 Co 基涂层的耐磨性,利用原位合成的方法引入 NbC,成功地制备了原位 NbC/Co 基复合涂层,研究了复合涂层的微观结构、相组成、显微硬度和耐磨性,并得到了以下结论:

1) 利用激光熔覆复合粉末(Co 基粉末、Nb 粉和 Cr_3C_2 粉)在 42CrMo 钢表面成功制得了 NbC/Co 复合涂层。当 NbC 的质量分数分别为 0%、5%、10%、15%时,涂层与基材实现了良好的冶金结合,涂层中没有明显的缺陷出现;当 NbC 的质量分数达到 20%时,涂层中出现微裂。

2) 熔池中的 Nb 原子和 C 原子通过原位反应生成了 NbC 颗粒,原位 NbC 颗粒均匀地分布在涂层中,随着设计的 NbC 含量增加,NbC 颗粒的形貌

从四边形转变为花瓣形。

3) 复合涂层的硬度和耐磨性相较于未引入 NbC 颗粒时有明显提升,提升幅度受 NbC 含量的影响。当 NbC 的质量分数为 10%时,复合涂层具有最佳的显微硬度和耐磨性,显微硬度和磨损速率分别为 546.4 HV 和 0.020 g/min。

4) 复合涂层的磨损模式是磨粒磨损和硬质相剥落磨损。涂层表面的 NbC 颗粒在磨损过程中对金属基体产生钉扎效应,可以抑制塑性变形并防止涂层进一步磨损;同时,NbC 颗粒与硅砂经过了长时间作用,在交变应力作用下二者界面处易产生应力集中,进而诱发裂纹形成和扩展,最终导致 NbC 发生剥落。

参 考 文 献

[1] 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与磨损性能的影响[J]. 中国激光, 2019, 46(7): 0702001.
- [2] Chen J F, Li X P, Xue Y P. Friction and wear properties of laser cladding Fe901 alloy coating on 45 steel surface[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(5): 0502001.
- 陈菊芳, 李小平, 薛亚平. 45钢表面激光熔覆 Fe901合金的摩擦磨损性能[J]. 中国激光, 2019, 46(5): 0502001.
- [3] Du Y X, Chen H F, Yang G, et al. Effect of cobalt content on high-temperature tribological properties of TiC-Co coatings[J]. Ceramics International, 2018, 44(12): 14186-14194.
- [4] Luo X X, Yao Z J, Zhang P Z, et al. Al₂O₃ nanoparticles reinforced Fe-Al laser cladding coatings with enhanced mechanical properties[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 755: 41-54.
- [5] Du B S, Zou Z D, Wang X H, et al. Laser cladding of *in situ* TiB₂/Fe composite coating on steel[J]. Applied Surface Science, 2008, 254(20): 6489-6494.
- [6] Guo Y X, Shang X J, Liu Q B. Microstructure and properties of *in situ* TiN reinforced laser cladding CoCr₂FeNiTi_x high-entropy alloy composite coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 344: 353-358.
- [7] Feng Y Q, Feng K, Yao C W, et al. Microstructure and properties of *in situ* synthesized (Ti₃Al+TiB)/Ti composites by laser cladding[J]. Materials & Design, 2018, 157: 258-272.
- [8] van Nghia T, Sen Y, Phung T A. Microstructure and properties of Cu/TiB₂ wear resistance composite coating on H13 steel prepared by *in situ* laser cladding[J]. Optics & Laser Technology, 2018, 108: 480-486.
- [9] Colaço R, Vilar R. Abrasive wear of metallic matrix reinforced materials[J]. Wear, 2003, 255: 643-650.
- [10] Li Q T, Lei Y P, Fu H G. Growth characteristics and reinforcing behavior of *in-situ* NbCp in laser clad Fe-based composite coating[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2015, 31(7): 766-772.
- [11] Zong L, Zhang X L. Microstructure and performance of *in situ* synthesized NbC reinforced Fe-based composite coating produced by laser cladding[J]. Welding Technology, 2018, 47(11): 26-30.
- 宗琳, 张小玲. 激光熔覆原位合成 NbC 增强铁基复合涂层的组织与性能[J]. 焊接技术, 2018, 47(11): 26-30.
- [12] Sun S T, Fu H G, Ping X L, et al. Reinforcing behavior and microstructure evolution of NbC in laser clad Ni45 coating[J]. Applied Surface Science, 2018, 455: 160-170.
- [13] Cao Y B, Ren H T, Hu C S, et al. *In-situ* formation behavior of NbC-reinforced Fe-based laser cladding coatings[J]. Materials Letters, 2015, 147: 61-63.