

纳米 WC 增强 Ni 基涂层组织及摩擦磨损性能

疏达¹, 崔祥祥¹, 李铸国^{2*}, 孙际超^{2,3}, 王刚¹, 司武东¹, 戴思超¹, 陈许¹

¹安徽工程大学机械与汽车工程学院, 安徽 芜湖 241000;

²上海交通大学上海市激光制造与材料改性重点实验室, 上海 200240;

³安徽工程大学计算机与信息学院, 安徽 芜湖 241000

摘要 为增强 42CrMo 钢表面硬度及耐磨性, 利用半导体激光器在基体表面制备了质量分数分别为 0%、10%、20%、30% 及 40% nano-WC 粉末的 Ni60 增强涂层。采用 OM、SEM、EDS、XRD 对试样的微观组织与相成分进行表征, 利用数显微硬度计和高温摩擦磨损试验机进行力学性能及摩擦磨损性能测试。结果表明, nano-WC 增强 Ni60 涂层表面成形良好。增强涂层的组织形貌呈条状、树枝状、鱼骨状、块状和粒状; 物相以奥氏体 Ni-Fe 相为主, nano-WC 一部分保留下来, 一部分形成了 W_2C 新相; 涂层中还生成有 $Cr_{23}C_6$ 、 M_6C 、 Cr_7C_3 复合碳化物及 CrB 和 NiW 等复杂化合物。nano-WC 增强涂层的显微硬度最大可达 1256 $HV_{0.2}$, 比 Ni60 合金涂层提高了约 50%。增强涂层的最小磨损体积为 1.29 mm^3 , 仅为 Ni60 合金涂层的 1/7; 增强涂层平均摩擦系数可低至 0.275, 而 Ni60 合金涂层平均摩擦系数为 0.530, 降低了约 48%。摩擦磨损研究表明 nano-WC 增强涂层磨损机制主要为黏着磨损, 同时还伴有轻微的磨粒磨损。

关键词 激光光学; 纳米碳化钨; 激光熔覆; Ni60 合金; 微观组织; 摩擦磨损性能

中图分类号 TG174.44

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP57.211401

Microstructure and Friction and Wear Property of Nano-WC Reinforced Ni-Based Coating

Shu Da¹, Cui Xiangxiang¹, Li Zhuguo^{2*}, Sun Jichao^{2,3}, Wang Gang¹, Si Wudong¹,
Dai Sichao¹, Chen Xu¹

¹School of Mechanical and Automotive Engineering, Anhui Polytechnic University, Wuhu, Anhui 241000, China;

²Shanghai Key Laboratory of Materials Laser Processing and Modification, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;

³School of Computer and Information, Anhui Polytechnic University, Wuhu, Anhui 241000, China

Abstract In order to improve the surface hardness and wear resistance of 42CrMo steel, Ni60 reinforced coatings containing the nano-WC powder mass fractions of 0, 10%, 20%, 30%, and 40% were prepared on the surface of substrate by semiconductor laser in this paper. The microstructure and phase composition of samples were analyzed by OM, SEM, EDS, and XRD. The mechanical property and friction and wear property were tested using a digital microhardness tester and a high temperature friction and wear tester. The results show that the nano-WC reinforced Ni60 coating surface is well-formed. The microstructure of the enhanced coating is strip, dendritic, fishbone, block, and granular. The phase is dominated by austenitic Ni-Fe, part of nano-WC remains, part of W_2C new phase is formed. A series of complex compounds, such as $Cr_{23}C_6$, M_6C , Cr_7C_3 , CrB, and NiW, are generated in the coating. The maximum microhardness of the nano-WC reinforced coating is 1256 $HV_{0.2}$, which is about 50% higher than that of the Ni60 alloy coating. The minimum wear volume of reinforced coating is 1.29 mm^3 , which is only 1/7 of Ni60 alloy coating; the average friction coefficient of the reinforced coating is as low as 0.275, while that

收稿日期: 2020-02-26; 修回日期: 2020-03-02; 录用日期: 2020-03-06

基金项目: 安徽省自然科学基金(1908085ME128)、安徽省教育厅自然科学基金(KJ2018A0123)、安徽省自然科学基金重大项目(KJ2017ZD50)、上海市激光制造与材料改性重点实验室开放基金(MLPM2017-3)、安徽工程大学 2018 年中青年拔尖人才计划、安徽工程大学研究生教育创新基金(Y412019008)

* E-mail: lizg@sjtu.edu.cn

of Ni60 alloy coating is 0.530, which decreases by about 48%. Friction and wear studies show that the wear mechanism of nano-WC reinforced coating is mainly adhesive wear, accompanying with slight abrasive wear.

Key words laser optics; nano-WC; laser cladding; Ni60 alloy; microstructure; friction and wear properties

OCIS codes 140.3390; 160.3380; 140.3460; 160.4236

1 引言

42CrMo 钢具有强度高、淬火变形小等特点,在高温时具有较高的蠕变强度和持久强度,被广泛用于制造机车牵引用的大齿轮、传动齿轮、压力容器齿轮、承受载荷极大的连杆等强度要求较高和调质截面大的锻件,但 42CrMo 钢的抗摩擦磨损能力不高,且 42CrMo 钢零件发生开裂后的焊接修复容易对工件产生较大破坏^[1-3],因此提升其零件强度和抗摩擦磨损能力具有重要的意义。

陶瓷相 WC 作为增强相用以提高涂层硬度及改善摩擦磨损性能是目前的研究热点之一。WC 为黑色六方晶体,具有硬度高、耐磨性好、弹性模量大和稳定性良好等优点,且 WC 与镍(Ni)基合金之间具有较好的润湿性,在熔覆过程中能加强熔池的流动,有助于填补涂层空隙,提高涂层的致密度^[4-6]。Ma 等^[7-12]通过对 WC 颗粒增强 Ni 基复合熔覆层进行研究,发现加入 WC 可降低涂层的枝晶尺寸,涂层组织分布更加均匀,晶体粘结紧密,显微硬度显著提高,耐磨性能明显改善。

纳米材料由于具有良好的化学催化性质、热学性质、光学性质及表面效应、小尺寸效应等诸多其他材料所不具有的性能被用作增强相,受到研究人员的关注^[13-15]。Farahmand 等^[16]利用感应加热辅助制备了 Ni 基合金涂层及纳米 WC(nano-WC)增强 Ni 基涂层,通过比较研究发现加入的 nano-WC 增强了涂层的均匀性,细化了微观结构,并极大提高了涂层显微硬度。Benea 等^[17]通过对 nano-WC 增强 Ni 基涂层的涂层组织、显微硬度和耐磨性等进

行系统研究,发现 WC 纳米颗粒在镍基涂层中可明显改善表面成形,并使 Ni 基涂层的结晶转变成更小和更薄的微晶,使涂层的显微硬度和耐磨性都明显提高。

尽管众多研究者利用激光熔覆技术在 45 钢或其他钢基体表面进行了改性研究,但针对涂层的高温摩擦磨损性能方面的研究并不完善。在 42CrMo 钢表面采用激光熔覆 nano-WC 增强相提高其表面力学性能以及进行高温条件下耐磨性的系统性研究鲜有报道。本文采用粘结预置制备工艺,通过激光熔覆 nano-WC 增强 Ni 基涂层对 42CrMo 钢的表面进行改性,研究了不同含量 nano-WC 增强涂层的组织形态、物相组成、显微硬度和耐磨性等特性及变化规律。

2 实验材料及方法

2.1 实验材料

选取 42CrMo 钢为金属基体材料,其中各化学成分如表 1 所示,尺寸为 100 mm × 70 mm × 15 mm。熔覆粉末选用 Ni60 合金粉末和 nano-WC 粉末。Ni60 合金粉末的粒径为 44~104 μm,其化学成分如表 2 所示。nano-WC 粉末的平均粒径为 400 nm,纯度大于 99.9%。Ni60 和 nano-WC 粉末的 SEM 形貌如图 1 所示。

2.2 实验方法

将 42CrMo 钢基体表面进行打磨除锈并用无水乙醇溶液清洗处理,吹干备用。熔覆采用粘结预置制备工艺,分别向 Ni60 合金粉末中加入质量分数分别为 0、10%、20%、30%、40%的 nano-WC 粉末(成

表 1 42CrMo 钢化学成分

Table 1 Chemical composition of 42CrMo steel

Element	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	Fe
Mass fraction /%	0.38-0.45	0.20-0.40	0.50-0.80	≤0.04	≤0.04	≤0.30	0.90-1.20	0.15-0.25	Bal.

表 2 Ni60 合金粉末化学成分

Table 2 Chemical composition of Ni60 alloy

Element	C	Cr	Si	B	Fe	Ni
Mass fraction /%	0.5-1.0	14.0-18.0	3.5-5.0	3.0-4.5	7.0-10.0	Bal.

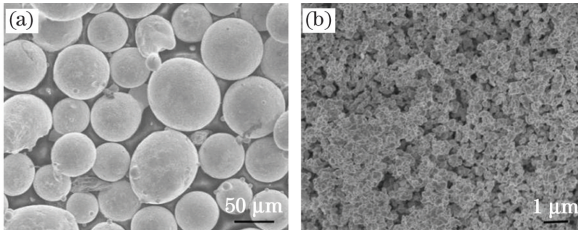


图1 粉末微观形貌。(a) Ni60; (b) nano-WC

Fig. 1 Microtopography of the powder. (a) Ni60; (b) nano-WC

分见表3),并将混合后的粉末置于QM-3SP2行星式球磨机的球磨罐中进行球磨均匀化处理2 h。将球磨后的粉末用自配的水玻璃黏结剂均匀粘结在基板上,厚度为2 mm,最后将预置粉末试样放入真空烘箱中在120 ℃条件下保温2 h,烘干备用。

表3 熔覆材料配比

Table 3 Ratio of cladding materials

Sample	Mass fraction of Ni60 / %	Mass fraction of nano-WC / %
#0	100	0
#1	90	10
#2	80	20
#3	70	30
#4	60	40

本实验使用罗芬激光技术公司生产的最大功率为3.5 kW的DL-035Q型半导体激光器(图2),并采用优化后的工艺参数:激光功率为1800 W,扫描速度为2.0 mm/s,激光头焦距为15 mm。实验中分别制备单道和双道搭接两种熔覆层,单道涂层用于制作金相试样,双道搭接涂层用于制作摩擦磨损实验试样,搭接率为45%。为防止合金元素烧损和热涂层被氧化,用氩气作为保护气,气体流量为10 L/min。为减小涂层裂纹产生的概率,实验时将基体预热至300 ℃。

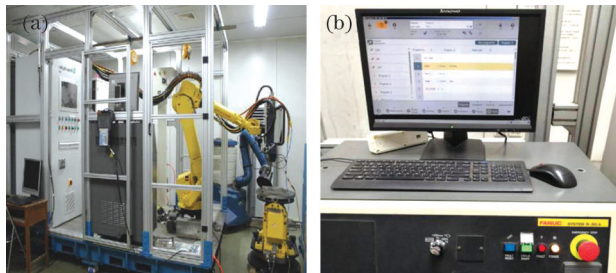


图2 半导体激光熔覆系统。(a) 半导体激光熔覆装置; (b) 控制系统

Fig. 2 Semiconductor laser cladding system. (a) Semiconductor laser cladding device; (b) control system

用线切割机将制备的熔覆层切割成尺寸为7 mm×7 mm×4 mm的金相试样,切割后的试样用金相镶嵌机镶嵌后依次用400#至2000#砂纸打磨,再经抛光机抛光后用HF、HNO₃、HO₂的体积比为7:3:5的腐蚀液腐蚀,腐蚀时间为2 min。

采用金相显微镜(OM)观测涂层的金相组织;采用S-4800扫描电子显微镜(SEM)及其自带的能谱仪(EDS)对涂层微观组织和元素成分进行分析;用D8型X射线衍射仪(XRD)分析熔覆层的物相组成;利用HVS-1000B数显显微硬度计对熔覆层显微硬度进行测试,测试时加载载荷为1.96 N,加载时间为15 s。为了减小误差,使测得的显微硬度接近整个涂层的真实显微硬度,在熔覆层每个水平测量线分别测量3个点,两测量点之间相隔1 mm,然后再取3个点位测得的显微硬度平均值作为当前涂层深度的显微硬度值。用HT-1000型高温摩擦磨损试验机测试涂层的摩擦磨损性能,选用GR(4Cr3Mo3W4VNb)钢球为对磨材料,实验温度设为400 ℃,加载载荷为19.6 N,测试时长为20 min。实验前后称量样品质量,确认摩擦磨损质量损失,用计算机自带的传感器自动测量并记录熔覆层样品的摩擦系数,并用PS50型三维非接触式形貌仪观测涂层摩擦后表面三维形貌。

3 实验结果与讨论

3.1 熔覆层的表面形貌

图3所示为不同质量分数的nano-WC增强涂层表面形貌,可以看出Ni60合金涂层颜色暗淡,而nano-WC增强涂层较为光亮,表面呈鱼鳞状。此外,在Ni60合金涂层中出现较多大裂纹,大裂纹还旁生了少数微小裂纹。激光熔覆涂层的裂纹通常是由材料的颗粒断裂而产生,金属基复合材料内增强相颗粒的断裂强度与其体积大小密切相关,其断裂概率与体积大小的关系可用Weibull理论来描述^[18],即

$$P(V, \sigma) = 1 - \exp \left[- \frac{V}{V_0} \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_0} \right)^m \right], \quad (1)$$

式中: $P(V, \sigma)$ 是在应力 σ 作用下体积为 V 的粒子断裂概率; σ_0 为使颗粒断裂的最小应力值; σ 为增强颗粒内最大主应力; V_0 、 σ_0 、 m 为材料参数。由(1)式可知,随着增强相WC颗粒体积 V 的减小,相同应力作用下颗粒断裂概率降低,进而熔覆层产生裂纹的概率也大大降低。结合图3可知,nano-WC增强涂层表面成形较好,在相同的长度内质量分数为

10%、20%、30%、40%的 nano-WC 增强涂层都没有产生裂纹,表明 WC 纳米颗粒对 Ni 基熔覆涂层裂纹产生有明显的抑制作用。

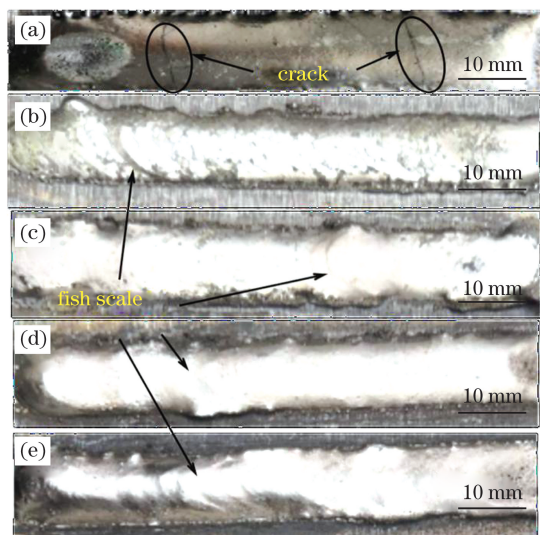


图3 不同质量分数的 nano-WC 熔覆层表面形貌。(a) 0%; (b) 10%; (c) 20%; (d) 30%; (e) 40%

Fig. 3 Surface topography of nano-WC coating with different mass fractions. (a) 0%; (b) 10%; (c) 20%; (d) 30%; (e) 40%

3.2 熔覆层微观组织分析

图4所示为 nano-WC 质量分数不同时 Ni60 增强涂层横截面上部形貌。可以看出,4种不同质量分数的 nano-WC 的熔覆层形成的晶粒致密结合,晶粒大小不同,涂层组织主要由 γ -Ni 树枝晶和枝晶间多元共晶组成。当 nano-WC 的质量分数增加到 10% 时,熔覆层组织中出现许多针状和短棒状组织,EDS 检测结果表明这些组织为富 W 和 Cr 的高熔点化合物^[19-20]。随着 nano-WC 的质量分数增加到 20%,熔覆层中针状或短棒状结构明显减少,出现了鱼骨状结构的富 Fe 型 M_7C_3 (M 为 W、Fe、Ni),并且出现了部分深色块状碳化物或钨化物组织^[21]。当 nano-WC 的质量分数增加到 30% 时,熔覆层中出现比较均匀的等轴晶组织和其他深色块状组织,各块状组织间均匀分布着浅色的枝晶组织。对该区域进行 EDS 检测,发现该区域涂层中的 C 元素和 W 元素分布形状与图4所示的深色块状组织形状相似,推测深色块状组织为碳化物和钨化物的共晶组织。当 nano-WC 的质量分数增加到 40% 时,熔覆层中枝晶组织明显减少,块状组织变得更大且有许多细小粒状晶体抱团成簇或附着在块状组织周围;在一些大块组织之间还形成较多空隙,涂层致

密性明显降低,这是因为过多的纳米颗粒会在涂层中产生聚集效应,使涂层中硬质相发生聚集,形成更大的独立团聚体,造成涂层中组织分布不均匀,使得质量分数较低的 nano-WC 涂层的致密性降低。

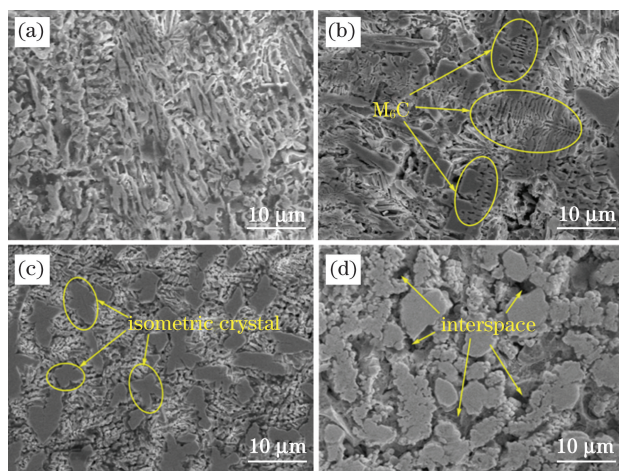


图4 nano-WC 的质量分数不同时增强涂层上部的 SEM 图。(a) 10%; (b) 20%; (c) 30%; (d) 40%

Fig. 4 SEM diagrams of the upper part of nano-WC reinforced coating with different mass fractions. (a) 10%; (b) 20%; (c) 30%; (d) 40%

图5为 nano-WC 的质量分数为 30% 时增强涂层上部、中部和下部的 SEM 图。从图5(a)可以看出,熔覆层上部深色块状组织与枝晶分布均匀。在熔覆层中部区域[图5(b)],块状碳化物和钨化物组织数量较多,且多呈现等轴晶形态,出现部分长条状组织,树枝晶明显减少,这是因为 WC 粒子及 WC 熔化形成的碳化物较多,对枝晶长大产生了阻碍作用。此外,该熔覆层部分区域的块状组织出现明暗不一且界线清晰的区域(A 和 B),分别对这两块有色差的区域进行的 EDS 扫描(图6)。在颜色稍浅区域 A 分别存在 C、Cr、Fe、Ni、W 等元素,其中 C 元素含量较多,可推断该处为碳化物。在颜色较深的区域 B 分别存在 Cr、Fe、Ni、W 等元素,其中 Cr 和 W 的原子数分数较大,但未检测到 C 元素,推断该处为 W、Cr 的化合物。在熔覆层的下部区域[图5(c)],深色块状组织和等轴晶数量都相对减少,但块状组织的尺寸明显变大,这是由部分残余的 WC 和碳化物聚集沉积所致。

3.3 熔覆层的物相分析

nano-WC 的质量分数为 30% 时,增强涂层的 X 射线衍射图谱见图7,分析表明增强涂层的主要衍射峰为 γ -(Ni,Fe) 固溶体,说明熔覆层以 γ -(Ni,Fe) 固溶体为基体相。这是因为扫描速度较低,熔池在

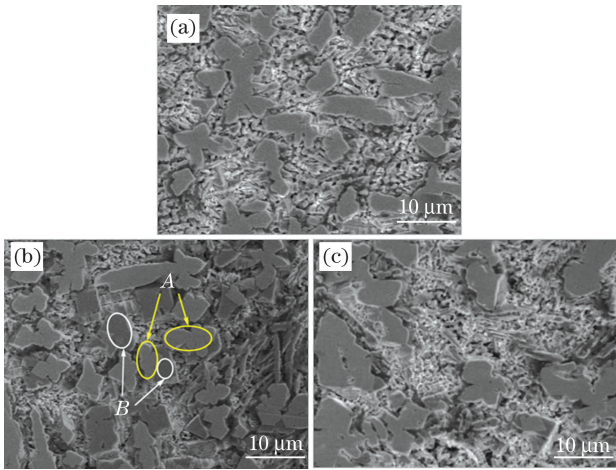


图5 nano-WC质量分数为30%时增强涂层不同部位SEM图。(a)上部;(b)中部;(c)下部

Fig. 5 SEM diagrams of different parts of reinforced coating when the mass fraction of nano-WC is 30%. (a) Upper part; (b) middle part; (c) lower part

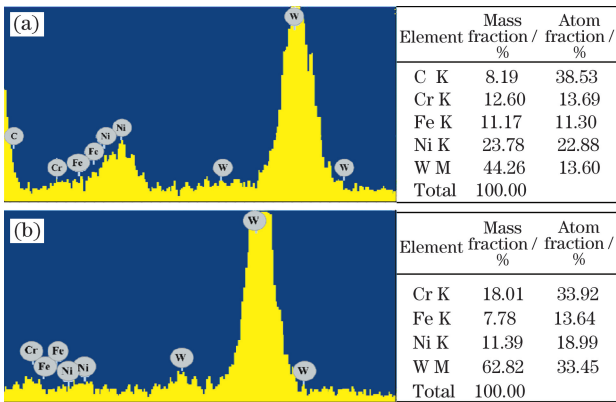


图6 nano-WC质量分数为30%时增强涂层中部块状组织不同部分的EDS图。(a)区域A;(b)区域B

Fig. 6 EDS diagrams of different parts of block structure in the middle part of reinforced coating when the mass fraction of nano-WC is 30%. (a) Region A; (b) region B

单位时间内得到的能量多,熔体存在时间增加,对流加强,熔体成分更加均匀,相互扩散更充分,有利于Ni-Fe相的形成。结合XRD数据中 γ -(Ni,Fe)相的晶格常数可知Ni-Fe相主要为奥氏体相^[22]。衍射峰中同时出现了WC和 W_2C 相,表明涂层中含有剩余的WC颗粒,并有部分WC颗粒在激光能量的作用下发生以下分解转变^[9,23]:



根据XRD图谱,nano-WC熔解后与Ni60合金粉末和冶金结合区基材发生了复杂的化合反应,生成了 $Cr_{23}C_6$ 、 M_6C 、 Cr_7C_3 复合碳化物以及CrB和

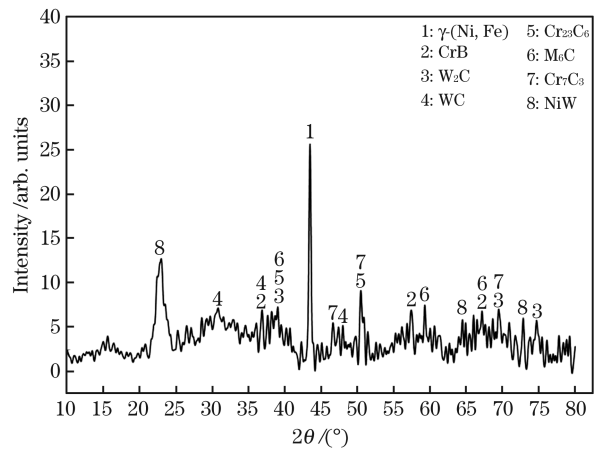


图7 nano-WC质量分数为30%时增强涂层的XRD图谱

Fig. 7 XRD spectrum of reinforced coating when the mass fraction of nano-WC is 30%

NiW等一系列复杂化合物。

3.4 熔覆层的显微硬度分析

图8为nano-WC的质量分数不同时增强涂层显微硬度分布曲线。可以看出,根据涂层硬度可分为三个区域,即涂层、热影响区和基体。Ni60合金涂层的显微硬度在640~750 $HV_{0.2}$ 之间,涂层显微硬度分布较均匀,不同部位的显微硬度跨度较小;随着nano-WC的质量分数从10%增加到30%,涂层的显微硬度增加到最大值1256 $HV_{0.2}$,比Ni60合金涂层硬度增加了400 $HV_{0.2}$ 左右,增幅约为50%,但显微硬度值波动幅度稍大。这是因为nano-WC作为增强相弥散到涂层以后,在熔池中熔解成W、C元素并形成其他高硬度碳化物,并在熔覆层凝固时固溶到 γ 枝晶及枝晶间,起到了固溶强化的作用^[8]。此外,nano-WC能促进Cr的化合物、硼化物以及 W_2C 等硬质相的析出,起到了强化作用。此外,硬质相分布不完全均匀,在涂层富W区域显微硬度明显大于W元素较少的区域。nano-WC的质量分数超过30%以后,涂层显微硬度波动幅度增大,部分区域硬度值较低。这是因为nano-WC具有弥散强化、固溶强化和易引发团聚等特点,当其质量分数较低时,主要发挥弥散强化和固溶强化的作用,使涂层整体硬度值有明显提高且波动幅度较小;而当其质量分数较高时,纳米粒子的团聚效应开始占主导地位,导致涂层部分区域硬质相发生团聚,形成较大块独立团聚体,使得涂层硬度波动幅度较大,有些区域硬度值特别高,有些区域硬度值却较低。熔覆层下部区域的显微硬度比

上部区域显微硬度值偏大,这是因为扫描速度较慢,熔池存在时间长,部分未熔解的 WC 和其他分子质量较大的钨化物等硬质相发生沉积^[24]。热影响区显微硬度值比基体显微硬度值大,是因为热影响区在熔覆时吸收热量,发生了马氏体转变。从上述结果可以看出,虽然熔覆层中 nano-WC 的加入可以有效提升涂层显微硬度,但 nano-WC 添加量不宜过大,其质量分数超过 30% 后,在纳米粒子的团聚作用下涂层中硬质相发生聚集,致使涂层不同区域显微硬度波动较大,出现硬质相聚集区域硬度值较大而局部缺少硬质相的区域显微硬度值较低现象。

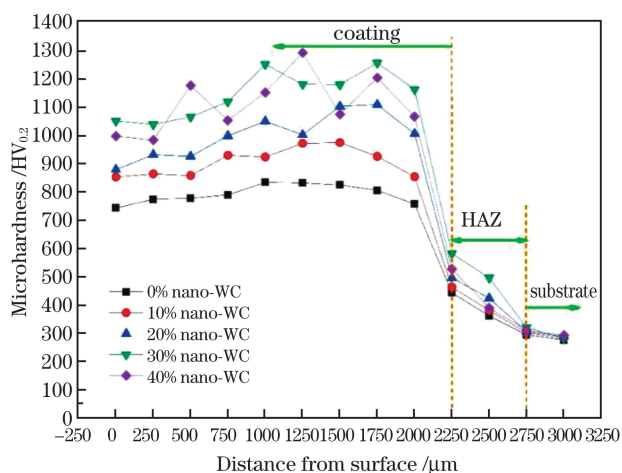


图 8 nano-WC 的质量分数不同时增强涂层显微硬度分布曲线

Fig. 8 Microhardness distribution curves of nano-WC reinforced coating with different mass fractions

3.5 熔覆层的摩擦磨损分析

在高温的实验条件下, nano-WC 的质量分数不同时,增强涂层呈现不同的耐磨性能。图 9 所示为不同质量分数的 nano-WC 增强涂层在 20 min 内的磨损体积, #0~#4 分别表示 nano-WC 的质量分数分别为 0%、10%、20%、30%、40% 的涂层样品。可以看出, Ni60 合金熔覆层在 400 °C 条件下, 经过 20 min 磨损后的体积约为 9.01 mm³。添加 nano-WC 后增强涂层的磨损体积有明显降低, #1~#4 样品的磨损体积分别为 3.33 mm³、1.94 mm³、1.29 mm³ 和 2.61 mm³, nano-WC 的质量分数为 30% 的增强涂层磨损体积仅为 Ni60 合金涂层的 1/7。

图 10 所示为不同质量分数的 nano-WC 增强涂层摩擦系数曲线。根据实验获得的摩擦系数数据, nano-WC 的质量分数为 0%、10%、20%、30%、40% 的增强涂层对应的平均摩擦系数分别为 0.530、0.472、0.357、0.275 和 0.450。从图 10 可看出,不

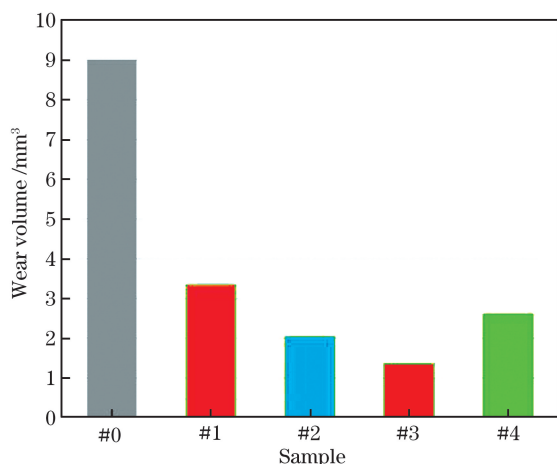


图 9 不同质量分数的 nano-WC 增强涂层磨损体积
Fig. 9 Wear volume of nano-WC coating with different mass fractions

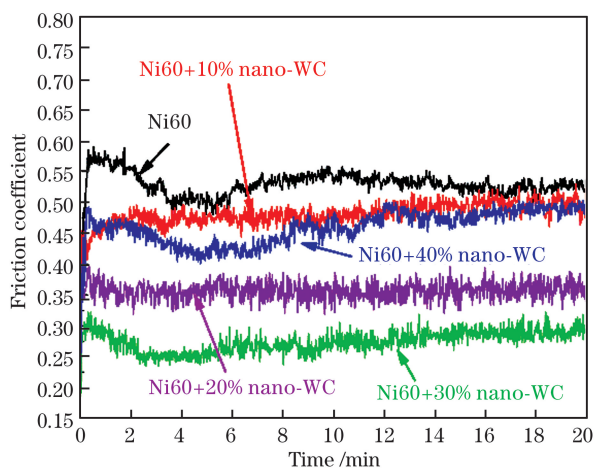


图 10 不同质量分数 nano-WC 增强涂层摩擦系数曲线
Fig. 10 Friction coefficient curves of nano-WC reinforced coating with different mass fractions

同质量分数的 nano-WC 熔覆层在初始跑合阶段的摩擦系数波动较大。Ni60 合金熔覆层的摩擦系数在跑合阶段迅速上升到 0.58 左右, 随后下降至 0.50 上下波动; 当摩擦时间超过 6 min, 进入稳定磨损阶段, 摩擦系数保持在 0.51~0.54, 波动幅度较小。不同质量分数 nano-WC 增强涂层摩擦系数的变化规律基本一致, 在经过 2~3 min 的初始跑合阶段后进入稳定磨损阶段, 并一直保持到实验结束。nano-WC 的质量分数从 0 增至 30%, 对应的增强涂层摩擦系数逐步降低, nano-WC 的质量分数为 30% 时, 熔覆层的摩擦系数降到最低值, 这是因为随着 nano-WC 质量分数的增大, 熔覆层硬度逐渐变大, 使得熔覆层更耐磨, 摩擦系数逐渐变小。而当 nano-WC 的质量分数增至 40% 时, 涂层摩擦系数又

反向增加且摩擦系数曲线较 nano-WC 质量分数较少的增强涂层波动稍大,结合该熔覆层组织分布和显微硬度值分布情况,推测可能是在该熔覆层中部分组织聚集且硬质相分布不均匀,导致摩擦系数波动较大。综合来看,添加 nano-WC 增强颗粒可显著提升熔覆层的耐磨性能。

图 11 为 Ni60 合金涂层和 nano-WC 质量分数为 30% 时增强涂层表面高温摩擦后的 3D 形貌图。可以看到, Ni60 合金涂层的磨痕明显,有些部位磨损深度值较大,在 $10\sim 30\ \mu\text{m}$ 之间,对磨痕随机径向深度进行检测,发现同一径向的磨损深度相差

$6\ \mu\text{m}$ 左右。磨损表面出现了明显的犁沟和轻微的剥落,磨损机制以磨粒磨损为主,黏着磨损为辅。 nano-WC 增强涂层摩擦表面磨痕较浅,不同涂层区域磨损深度仅在 $3\sim 10\ \mu\text{m}$ 之间,相较于 Ni60 合金涂层磨损表面较平整,对其径向深度进行检测,发现同一径向的磨损深度差在 $2\sim 3\ \mu\text{m}$ 之间。此外,增强涂层磨损表面出现明显的剥落,犁痕较浅,说明磨损过程中遇到硬度较大的 nano-WC 颗粒时,磨损受到阻碍,阻止了其涂层的进一步犁削,此时涂层磨损机制以黏着磨损为主,磨粒磨损为辅。

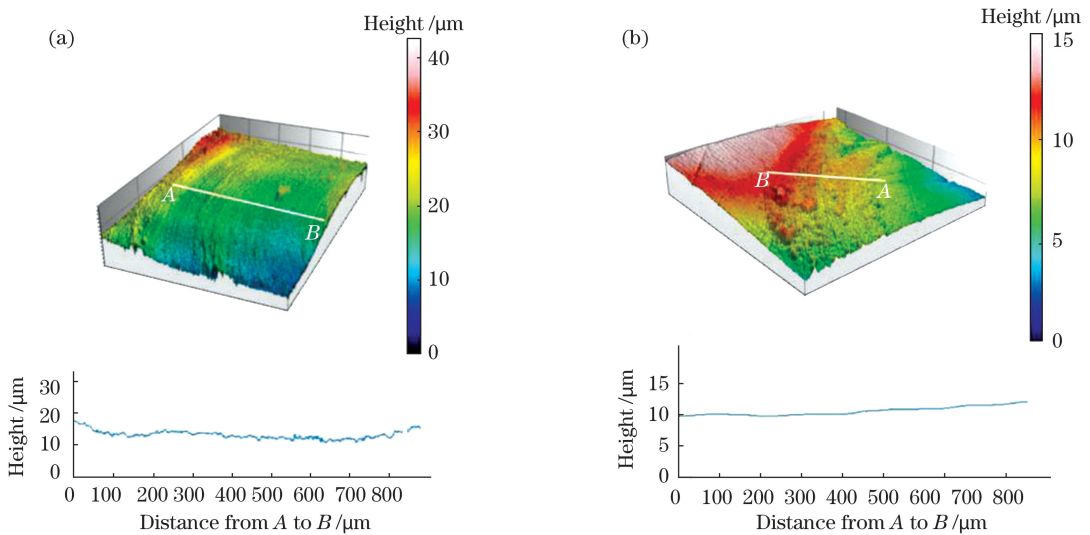


图 11 不同涂层的表面摩擦 3D 形貌。(a) Ni60 合金涂层; (b) nano-WC 质量分数为 30% 的增强涂层

Fig. 11 3D topography of surface friction for different coatings. (a) Ni60 alloy coating; (b) nano-WC reinforced coating with mass fraction of 30%

4 结 论

为提高 42CrMo 钢表面硬度、增强其耐磨性,利用半导体激光器在基体表面制备出质量分数分别为 0%、10%、20%、30% 及 40% nano-WC 粉末的 Ni60 增强涂层。采用 OM、SEM、EDS、XRD 对试样的微观组织与相成分进行表征,利用数显显微硬度和高温摩擦磨损试验机进行力学性能及摩擦磨损性能测试。激光熔覆时加入 nano-WC 增强颗粒,裂纹数量明显减少,熔覆层表面成形更好。 nano-WC 增强涂层组织主要由 γ -Ni 树枝晶和枝晶间多元共晶组成,涂层中晶粒致密结合,晶粒大小不同,枝晶随 nano-WC 质量分数的增加逐渐变细,枝晶组织的数量先增多后减少。当 nano-WC 的质量分数为 30% 时,熔覆层中组织物相分布较为均匀。 nano-WC 增强涂层中主要以奥氏体 Ni-Fe 相为

主,加入的 nano-WC 部分残留下来,部分生成 W_2C 新相;涂层中还生成 Cr_{23}C_6 、 M_6C 、 Cr_7C_3 复合碳化物以及 CrB 和 NiW 等复杂化合物。熔覆层显微硬度随着 nano-WC 的质量分数增大呈现先逐步增加后趋于稳定的规律。 nano-WC 的质量分数为 30% 时,熔覆层显微硬度达到最大值 $1256\ \text{HV}_{0.2}$,比 Ni60 合金涂层硬度增加了 $400\ \text{HV}_{0.2}$ 左右,增幅约 50%。当 nano-WC 的质量分数超过 30% 时,熔覆层中硬质相容易形成团聚体,使得熔覆层不同区域的显微硬度差别较大。 nano-WC 增强涂层最小磨损体积为 $1.29\ \text{mm}^3$,仅为 Ni60 合金涂层的 1/7,最小平均摩擦系数为 0.275,比 Ni60 合金涂层降低了约 48%。 Ni60 合金涂层表面磨损深度值较大,磨损机制以磨粒磨损为主,黏着磨损为辅, nano-WC 增强涂层磨损表面较平整,磨损机制以黏着磨损为主,磨粒磨损为辅。

参 考 文 献

- [1] Yang D X. Study on the wear-resistance of 42CrMo alloy steel and its wear resisting property by carbonitriding surface [D]. Fuxin: Liaoning Technical University, 2017.
杨东旭. 碳硅共渗表面强化 42CrMo 合金钢及其耐磨性能研究[D]. 阜新: 辽宁工程技术大学, 2017.
- [2] Ding Y H, You G Q, Wen H Y, et al. Microstructure and mechanical properties of inertia friction welded joints between alloy steel 42CrMo and cast Ni-based superalloy K418[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 803: 176-184.
- [3] Liu Y C. Research on cutting force and cutting temperature in high speed milling of 42CrMo high strength steel [D]. Hengyang: University of South China, 2015.
刘衣昌. 42CrMo 高强度钢高速铣削过程中切削力和切削温度的研究[D]. 衡阳: 南华大学, 2015.
- [4] 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 and 磨损性能的影响[J]. 中国激光, 2019, 46(7): 0702001.
- [5] Gu D D, Meiners W. Microstructure characteristics and formation mechanisms of *in situ* WC cemented carbide based hardmetals prepared by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527(29/30): 7585-7592.
- [6] Wu P, Jiang E Y, Zhao C, et al. Influence of laser cladding parameters on microstructure and wear-resistance of Ni-based alloy coatings[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2003, 24(2): 44-46, 50.
吴萍, 姜恩永, 赵慈, 等. 激光参数对 Ni 基熔覆层结构及耐磨性的影响[J]. 焊接学报, 2003, 24(2): 44-46, 50.
- [7] Ma Q S, Li Y J, Wang J, et al. Investigation on cored-eutectic structure in Ni60/WC composite coatings fabricated by wide-band laser cladding[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 645: 151-157.
- [8] Zhao W, Zhang K, Liu P, et al. Study on microstructure and properties of laser cladding Ni-based WC composite coating [J]. Journal of Functional Materials, 2019, 50(1): 1098-1103, 1109.
赵伟, 张柯, 刘平, 等. 激光熔覆 Ni 基 WC 复合熔覆层组织与性能的研究[J]. 功能材料, 2019, 50(1): 1098-1103, 1109.
- [9] Jiang J B, Cheng Y, Huang X, et al. Performance of WC reinforced Ni-based coating on 45 steel surface by laser cladding [J]. Applied Laser, 2019, 39(1): 24-34.
江吉彬, 程圆, 黄旭, 等. 45 钢表面激光熔覆 WC 增强 Ni 基涂层性能 [J]. 应用激光, 2019, 39(1): 24-34.
- [10] Li C G, Zhang Q S, Wang F F, et al. Microstructure and wear behaviors of WC-Ni coatings fabricated by laser cladding under high frequency micro-vibration [J]. Applied Surface Science, 2019, 485: 513-519.
- [11] Li F Q, Feng X Y, Chen Y B. Influence of WC content on microstructure of WC/Ni60A laser cladding layer[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(4): 0403009.
李福泉, 冯鑫友, 陈彦宾. WC 含量对 WC/Ni60A 激光熔覆层微观组织的影响[J]. 中国激光, 2016, 43(4): 0403009.
- [12] Weng Z K, Wang A H, Wu X H, et al. Wear resistance of diode laser-clad Ni/WC composite coatings at different temperatures [J]. Surface and Coatings Technology, 2016, 304: 283-292.
- [13] Sui Y, Liu X Y, Sun X H. The role and introduction method of ceramic phase nanomaterials in laser cladding materials[J]. Rare Earth Information, 2018(9): 34-35.
隋意, 刘小鱼, 孙晓华. 陶瓷相纳米材料在激光熔覆材料中的作用及引入方法[J]. 稀土信息, 2018(9): 34-35.
- [14] Xu L. Laser cladding mechanism and experimental study of boron-doped nano-silicon slurry [D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2019.
徐龙. 硼掺杂纳米硅浆料的激光熔覆机理及实验研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2019.
- [15] Chai L S, Wang C S, Han L Y, et al. Influence of nano-TiC/C content on microstructure and properties of laser clad Ni-based alloy coatings [J]. Chinese Journal of Lasers, 2014, 41(12): 1203003.
柴龙顺, 王存山, 韩立影, 等. 纳米 TiC/C 对激光熔覆镍基合金涂层组织和性能的影响[J]. 中国激光, 2014, 41(12): 1203003.
- [16] Farahmand P, Liu S, Zhang Z, et al. Laser cladding

- assisted by induction heating of Ni-WC composite enhanced by nano-WC and La_2O_3 [J]. *Ceramics International*, 2014, 40(10): 15421-15438.
- [17] Benea L, Başa S B, Dănilă E, et al. Fretting and wear behaviors of Ni/nano-WC composite coatings in dry and wet conditions [J]. *Materials & Design*, 2015, 65: 550-558.
- [18] Weibull W. A statistical distribution function of wide applicability [J]. *Journal of Applied Mechanics*, 1951, 18: 293-297.
- [19] Liu Z, Wu Q, Lin J X, et al. Research on laser surface cladding of 2205 steel with Ni-based and WC powders [J]. *Materials Reports*, 2016, 30 (S2): 535-538.
刘政, 吴强, 林继兴, 等. 2205 钢表面激光熔覆 Ni 基+WC 合金涂层的研究 [J]. *材料导报*, 2016, 30 (S2): 535-538.
- [20] Liu S Q, Huang J L, Tian B H, et al. Microstructure and heat-corrosion resistance of laser cladding layer of Ni-base alloys [J]. *Hot Working Technology*, 2008, 37(13): 99-101.
刘素芹, 黄金亮, 田保红, 等. Ni 基激光熔覆合金层的组织结构及热腐蚀性能 [J]. *热加工工艺*, 2008, 37(13): 99-101.
- [21] Yuan Y L, Li Z G. Precipitation of M₆C particle in the Ni60A + WC reinforced Fe-based graded coating [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2013, 42 (S2): 483-486.
- [22] Morra M M, Ballinger R G, Hwang I S. INCOLOY 908, a low coefficient of expansion alloy for high-strength cryogenic applications: Part I. Physical metallurgy [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1992, 23(12): 3177-3192.
- [23] Yong Y W, Fu W, Zhang X, et al. *In-situ* synthesis of WC/TaC reinforced nickel-based composite alloy coating by laser cladding [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, 46(11): 3176-3181.
- [24] Ortiz A, García A, Cadenas M, et al. WC particles distribution model in the cross-section of laser clad NiCrBSi + WC coatings, for different wt% WC [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 324: 298-306.