

感应熔覆制备 Mo_2C 颗粒增强 CoCrFeNiMn 高熵合金复合涂层的显微组织与摩擦学性能

刘继波¹, 陈子夏², 李永亮¹, 孟超², 廉贞松¹

(1. 潍柴(潍坊)材料成型制造中心有限公司, 山东 潍坊 261100; 2. 辽宁工程技术大学 材料科学与工程学院, 辽宁 阜新 123000)

摘 要: 使用感应熔覆技术首次成功制备了 $\text{Mo}_2\text{C}/\text{CoCrFeNiMn}$ 高熵合金复合涂层。研究了 Mo_2C 颗粒对复合涂层的相组成、微观组织、显微硬度、常温 and 高温磨损性能的影响。结果表明: 复合涂层中除了 FCC 相外, 还存在 Mo_2C 相及析出碳化物相; Mo_2C 颗粒的加入起到了晶粒细化、第二相强化和固溶强化的效果, 同时还促进了小角度晶界和几何必要位错的形成, 提高了涂层的显微硬度; 常温下磨损表面形成的机械混合层和 600 °C 高温下磨损表面形成的氧化釉质层起到了物理屏障的作用, 增强了涂层的耐磨性。

关键词: 高熵合金; 感应熔覆; 涂层; Mo_2C ; 耐磨性

中图分类号: TG174.4 **文献标志码:** A **文章编号:** 1671-5497(2026)07-1825-09

DOI: 10.13229/j.cnki.jdxbgxb.20251045

Microstructure and tribological properties of Mo_2C particle reinforced CoCrFeNiMn high entropy alloy composite coating prepared by induction cladding

LIU Ji-bo¹, CHEN Zi-xia², LI Yong-liang¹, MENG Chao², LIAN Zhen-song¹

(1. Weichai (Weifang) Material Forming & Manufacturing Center Co., Ltd., Weifang 261100, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Liaoning Technical University, Fuxin 123000, China)

Abstract: In this study, $\text{Mo}_2\text{C}/\text{CoCrFeNiMn}$ high-entropy alloy composite coating was successfully prepared for the first time by induction cladding technology. The effects of Mo_2C particles on the phase composition, microstructure, microhardness, room temperature and high temperature wear properties of the composite coating were studied. The results show that in addition to the FCC phase, there are Mo_2C phase and precipitated carbide phase in the composite coating. The addition of Mo_2C particles has the effect of grain refinement, second phase strengthening and solid solution strengthening. At the same time, it also promotes the formation of small angle grain boundaries and geometric necessary dislocations, and improves the microhardness of the coating. The mechanical mixed layer (MML) formed on the worn surface at room temperature and the oxidized enamel layer formed on the worn surface at 600 °C play a physical barrier role, which enhances the wear resistance of the coating.

收稿日期: 2025-09-26.

作者简介: 刘继波(1977-), 男, 高级工程师, 硕士. 研究方向: 复合材料及其性能. E-mail: liujib@weichai.com

通信作者: 廉贞松(1987-), 男, 高级工程师. 研究方向: 复合材料及其性能. E-mail: lianzs@weichai.com

Key words: high entropy alloy; induction cladding; coating; Mo_2C ; wear resistance

0 引言

轴承、阀门以及铸造和锻造模具等机械部件,常常在频繁变化的温度和压力条件下工作,极端条件下温度可达 $600\text{ }^\circ\text{C}$ ^[1]。因此,导致机械部件产生严重的磨损损伤。近年来,陶瓷颗粒增强金属基复合(MMC)涂层作为耐磨涂层得到了广泛的研究^[2]。然而,在实际应用中,MMC 涂层经常遇到微缺陷较多、增强相颗粒与传统金属基体结合强度低等问题^[3]。主要原因是因为增强相颗粒与传统金属基体的润湿性较差,特别是当增强相比比例过高时,这限制了增强相体积分数的进一步提高^[2]。

在当今材料科学领域,高熵合金(HEAs)以其独特的多主元成分设计和优异的综合性能,引起了广泛的关注和研究^[4,5]。而且,HEAs 对增强相颗粒优异的润湿性可以弥补传统金属基体与增强相颗粒结合强度低的问题^[6]。因此,将 HEAs 作为 MMC 涂层的金属基体材料,将有望实现高比例增强相颗粒 MMC 涂层的开发和应用。在众多陶瓷颗粒中,碳化钼(Mo_2C)颗粒具有高硬度、高强度和优异的热稳定性等特点,并且 Mo_2C 颗粒是一种韧性陶瓷,在磨损过程中,这种韧性特性能够显著降低颗粒在高应力条件下发生断裂的可能性,还能够更有效地吸收和分散冲击能量^[7]。同时 Mo_2C 颗粒又能在高温下保持较高的硬度。这表明 Mo_2C 颗粒在常温和高温下都可能起到较好的耐磨效果。 Mo_2C 颗粒经常作为强化相颗粒被应用于传统合金的研究当中^[8,9],然而将其应用于增强 HEAs 涂层磨损性能的研究却未有报道。

感应熔覆作为一种传统的涂层制备技术,具有快速的热响应、高效、可靠和低成本等特点^[10]。与其他熔覆技术不同,感应熔覆主要依靠电磁感应原理,在工件表面形成涡流,产生焦耳效应和磁滞效应来进行加热^[11]。感应熔覆技术被广泛用于改善材料的表面性能,但关于感应熔覆制备 HEAs 涂层的研究报的却很少。

本文采用感应熔覆技术在 Q235 钢基体表面制备了不同质量分数(0%、30%、50%)的 Mo_2C 颗粒增强 CoCrFeNiMn HEAs 复合涂层。研究了

不同含量的 Mo_2C 颗粒对复合涂层的相组成、微观组织、显微硬度、常温和高温磨损性能的影响,并对常温和 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 高温下的磨损机理进行了详细的探讨。将 Mo_2C 颗粒引入到 HEAs 中,将有望为陶瓷颗粒增强 HEAs 性能的研究提供更多的参考和选择。

1 实验材料与方法

1.1 涂层的制备

采用粒径为 $3\sim 5\text{ }\mu\text{m}$ 的 Co、Cr、Fe、Ni、Mn 金属粉末作为 HEAs 的制备材料。采用粒径为 $40\sim 60\text{ }\mu\text{m}$ 的 Mo_2C 颗粒作为增强相颗粒。基体选用尺寸为 $40\text{ mm}\times 30\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 的 Q235 钢。取 5 g 混合后的粉末与硅酸钠混合,平铺于基体上,预设厚度约为 1.5 mm ,并放入烘箱中烘干 1 h 。将烘干后的样品置于石墨坩埚中,以 350 A 输出电流进行熔覆,感应线圈与试样距离为 5 mm ,保持时间为 45 s 。将未添加 Mo_2C 颗粒和添加 Mo_2C 颗粒的涂层分别命名为 C0、C30 和 C50。

1.2 性能测试

采用显微硬度计(HV-1000Z)测量涂层顶表面的显微硬度并求平均值,载荷为 4.9 N ,停留时间为 10 s 。采用针盘磨损试验机(MMU-10G)分别进行常温和 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 下的磨损试验。磨损试样是尺寸为 $\varnothing 4\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 的小圆柱。为防止对磨材料的过早失效,保持磨损条件的统一性,摩擦副使用 YG6 硬质合金($\varnothing 42\text{ mm}\times 10\text{ mm}$),硬度为 1700 HV ,主要成分为: $w(\text{WC})=94\%$, $w(\text{Co})=6\%$ 。转速为 100 r/min ,载荷为 80 N ,磨损持续时间为 30 min ,滑动距离约为 104 m 。采用精度为 0.0001 g 的数字天平(ME204E)称重,记录磨损失重。

1.3 微观结果表征

采用 Cu-K α 辐射 X 射线衍射仪(XRD, XRD-6100)对涂层进行物相分析,扫描速度为 $5\text{ }(^{\circ})/\text{min}$,扫描范围为 $20^{\circ}\sim 100^{\circ}$,管电流大小为 40 mA ,管电压大小为 40 kV 。采用扫描电镜(SEM)、能谱仪(EDS)和电子背散射衍射仪(EBSD)对涂层的微观组织和磨损后的形貌以及元素分布进行了观测。

2 结果与讨论

2.1 相组成

图 1(a)显示了 C0、C30 和 C50 涂层的 XRD 图谱。结果表明, C0 涂层的 XRD 衍射峰呈现出单一 FCC 相结构。C30 和 C50 涂层中除了 FCC 相的衍射峰外, 还观察到了 Mo_2C 相以及 M_6C 型碳化物的衍射峰。此外, 随着 Mo_2C 颗粒含量的增加, C30 涂层的主衍射峰相较于 C0 涂层向低角度移动(见图 1(b))。这是由于高温下, Mo_2C 颗粒部分溶解, 溶解形成 Mo 原子(0.136 nm)和 C 原子(0.077 nm), 其原子半径与 Cr(0.127 nm)、Mn(0.127 nm)、Fe(0.126 nm)、Co(0.125 nm)和 Ni(0.125 nm)的原子半径显著不同^[12]。Mo 的原子半径较大, 其融入 CoCrFeNiMn HEAs 的(FCC)晶格中时, 会导致晶格膨胀, 使晶格常数增加。C 的原子半径较小, 它们常常占据间隙位置, 也会导致晶格发生膨胀, 使晶格常数增加。晶格常数的增加会导致晶面间距增大^[4], 由布拉格方程可知衍射角 2θ 将向低角度偏移。C50 涂层的主衍射峰相较于 C30 涂层向高角度移动(见图 1(b))。这是由于铁元素稀释造成的, Li 等^[13]的研究表明, 合适的稀释率可以增强涂层与基体之间的冶金结合, 但高稀释率将显著削弱晶格畸变效应并降低晶格常数。晶格常数的降低会导致晶面间距减小, 由布拉格方程可知衍射角 2θ 将向高角度偏移。

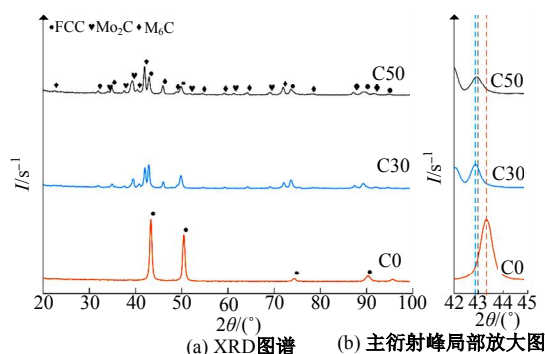


图 1 各个涂层的 XRD 图谱及主衍射峰局部放大图

Fig. 1 XRD pattern of each coating and local amplification of main diffraction peak

2.2 微观组织

图 2 为各个涂层的宏观和微观形貌。随着 Mo_2C 颗粒的增多, 涂层中 Mo_2C 颗粒越来越密集, 且分布均匀(见图 2(a)~2(c))。各个涂层无明显气孔和缺陷, 结合区为平面晶(见图 2(a1)~2

(c1))。平面晶结构通常意味着该区域的缺陷密度较低, 如气孔、杂质等。这种低缺陷密度有助于涂层与基体形成良好的冶金结合。C0 涂层为单一的 FCC 结构(见图 2(a2))。根据表 1 中 A1 和 A2 的点扫结果可知, C0 涂层晶粒和晶界处的成分差异较小, 但铁元素含量略高, 这是由于 Fe 元素稀释造成的。C30 和 C50 涂层中, Mo_2C 颗粒周围形成了灰白色过渡层(见图 2(b2)和 2(c2)), 根据 B2 和 C2 点扫结果可知, 灰白色过渡层中除了 Mo 和 C 元素外, 还含有许多 Cr、Mn、Fe、Co 和 Ni 元素, 这表明 Mo_2C 颗粒在高温下与 HEAs 基体发生了相互扩散^[14], 即 Mo_2C 颗粒中的 Mo 和 C 原子进入 HEAs 基体中, HEAs 基体中的元素进入到 Mo_2C 颗粒中, Mo_2C 颗粒和 HEAs 基体发生了化学反应形成的相互交融的过渡层有助于 Mo_2C 颗粒和 HEAs 基体的结合性。

同时, C30 和 C50 涂层中还出现了块状析出相和网状析出相。涂层中的块状析出相游离于 HEAs 中或沿着 Mo_2C 颗粒外延生长。这是因为 Mo_2C 颗粒改变了熔池内的热流模式。由于 Mo_2C 颗粒的熔点高, 传热能力弱, 颗粒一般不能完全溶解, 这使得 Mo_2C 颗粒在熔池凝固过程中不断吸热。这些颗粒干扰和阻断了正常的热流, 由于 Mo_2C 颗粒与 HEAs 的热导率不同, 因此, Mo_2C 颗粒周围将会形成环状热流, 导致从颗粒中心到 HEAs 基体的径向温度梯度, 造成析出相径向生长^[15]。当块状析出相生长到一定程度时与过渡层脱离, 游离于 HEAs 基体中。结合 XRD 和点扫结果(B2 和 C2)可知, 过渡层和块状析出相为富 Mo 和 Fe 的 M_6C 型碳化物。由 B3 的点扫结果可知, 黑色网状析出相富含 C 元素, 这可能是 C 和 HEAs 基体元素发生共晶反应形成的 M_mC_n 型二次固溶体((M_3C_2 、 M_7C_3 和 M_{23}C_6))^[16]。在 XRD 图谱中未发现这些网状析出相的衍射峰, 这可能是由于这些网状析出相含量较少或者与其他相共有一个衍射峰^[17]。

值得注意的是, 随着 Mo_2C 颗粒的增加, 涂层中黑色网状析出相向白色网状析出相转变。结合点扫结果 C3 可知, 白色网状析出相中 Mo 和 Fe 含量都呈现升高趋势, 这可能是黑色网状析出相向白色网状析出相转变的原因。 Mo_2C 颗粒的增加导致溶解形成更多的 Mo 原子增多。Mo 原子和 C 原子的亲和力大于 HEAs 基体元素与 C 原子的

亲和力^[18],因此,随着 HEAs 基体中 Mo 原子的增加,将会有更多的 Mo 原子固溶到黑色网状析出相中,导致其向白色网状析出相转变。此外,随着 Mo₂C 颗粒含量的增加,Mo₂C 颗粒周围的条状析

出相尺寸逐渐增大。这是由于大量的 Mo₂C 颗粒为条状析出相的生长提供了更多的 Mo 溶质原子。

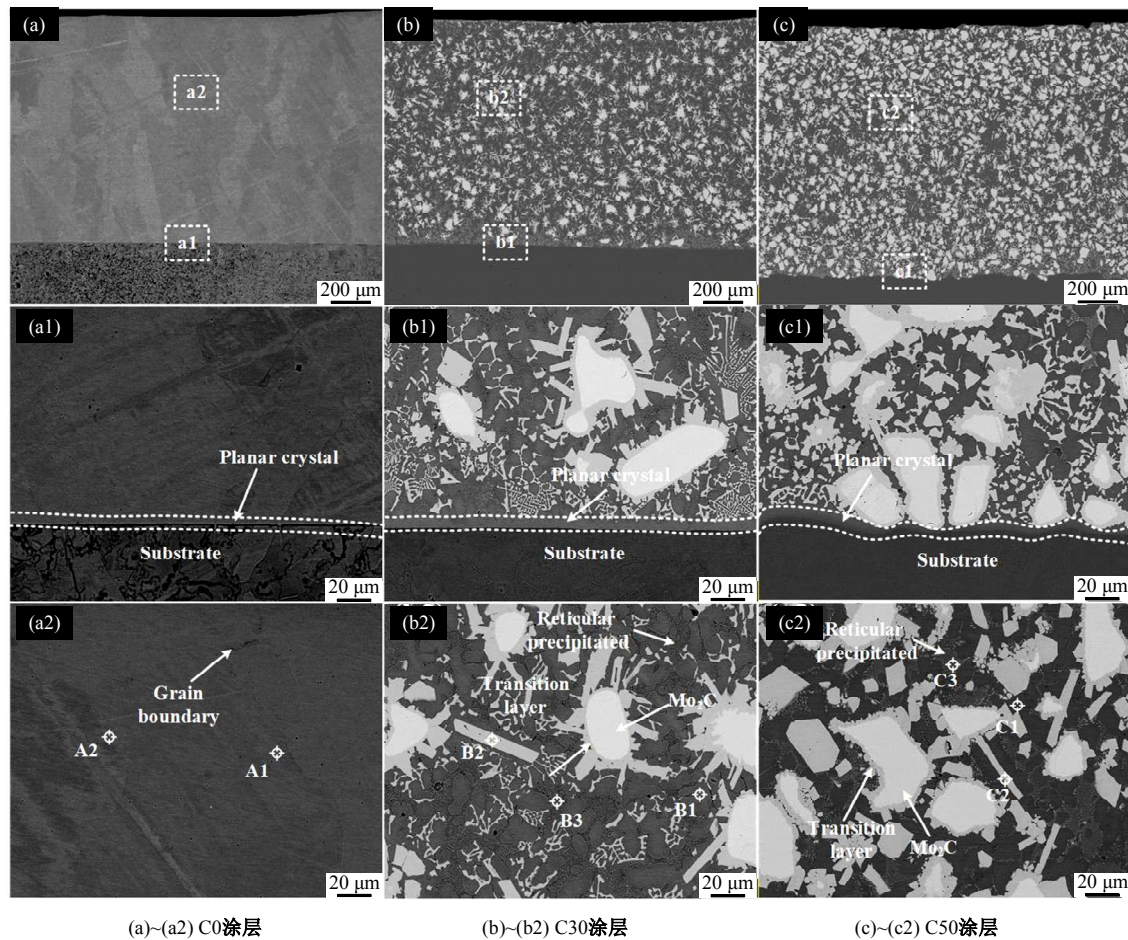


图 2 各个涂层的截面形貌

Fig. 2 Cross-sectional morphology of each coating

表 1 图 2 中不同区域的点扫结果(原子分数)

Table 1 Point scan results of different regions in Fig.2 (at%)

Position	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo	C
A1	18.14	17.94	24.90	19.72	19.30	—	—
A2	18.28	18.02	25.34	19.13	19.23	—	—
B1	16.52	17.44	24.69	18.66	18.32	4.37	—
B2	6.57	3.18	11.79	6.14	4.56	24.69	43.07
B3	13.21	10.39	12.58	5.37	5.23	6.52	46.7
C1	11.24	14.65	36.83	15.82	16.90	4.56	—
C2	4.42	2.27	17.01	3.96	3.40	25.43	43.51
C3	11.51	7.36	16.56	3.22	2.97	11.56	46.82

图 3(a)和 3(b)为 C0 和 C50 涂层的反极图(IPF)。与 C0 涂层相比,C50 涂层的晶粒明显细化。这是由于晶格畸变和第二相(Mo₂C 颗粒和各种析出相)的钉扎作用导致晶粒生长受限造成

的^[19]。同时,Mo₂C 的加入提高了涂层中小角度晶界(LAGBs)的比例,如图 3(c)和 3(d)所示。第二相阻碍了位错运动,防止位错滑移,从而抑制了能量的传递。因此,在凝固过程中,能量无法满足再结晶的需要,从而在 C50 涂层中形成了大量的 LAGBs^[4]。图 3(e)和 3(f)为 C0 和 C50 涂层的核平均取向偏差(KAM)图,黑色表示高 KAM 值区域,白色表示低 KAM 值区域。众所周知,几何必要位错(GNDs)与 KAM 值呈正相关。结果表明,C50 涂层中存在显著的局部取向差异,GNDs 增加,主要原因如下:①晶格畸变导致位错的增值^[20];②第二相与 HEAs 基体之间的热膨胀系数差异导致凝固和冷却过程中产生热应力,尤其是在颗粒和析出相与基体界面处会引发局部应力集中现象。应力集中使得颗粒周围的基体材料形成

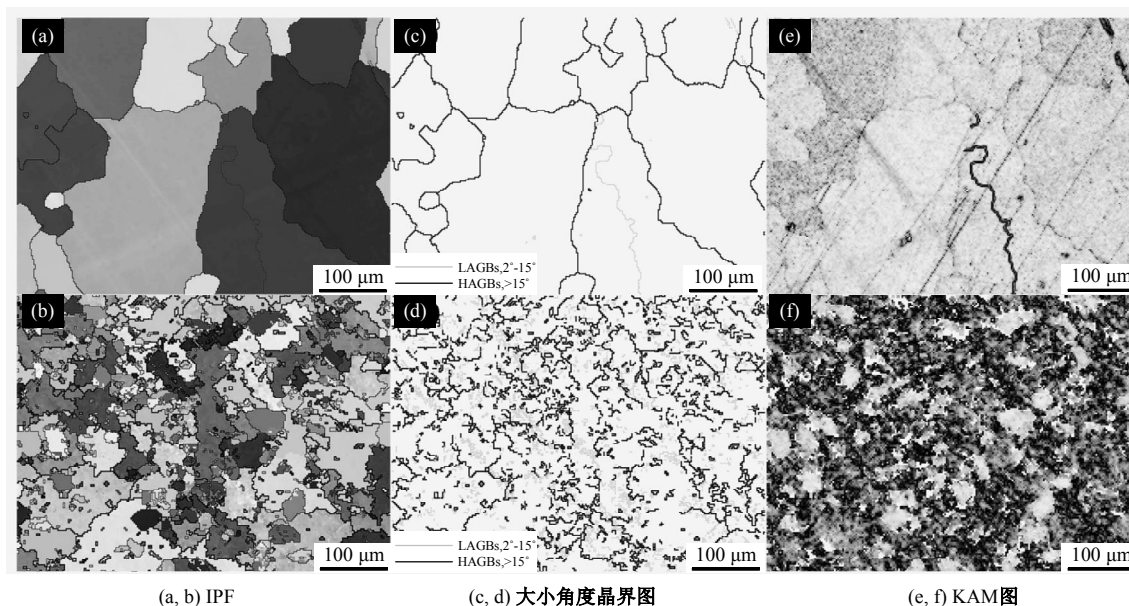


图3 C0和C50涂层的EBSD分析

Fig. 3 EBSD analysis of C0 and C50 coatings

应变梯度,为了协调这些应变梯度,基体内部会产生GNDs^[21]。

2.3 硬度

图4为各个涂层的平均显微硬度。C0、C30和C50涂层的平均显微硬度分别为206.8、528.4和620.3 HV_{0.5}。Mo₂C颗粒的加入提高了涂层的平均显微硬度。涂层平均显微硬度的提高主要是由于涂层中第二相的存在。此外,位错运动受限也将对涂层显微硬度的提升起到积极作用。溶质原子固溶进FCC晶格时,溶质原子周围的对称压力场会增大,导致晶格畸变和局部成分波动,从而阻碍位错运动,提高了复合涂层的显微硬度^[22]。

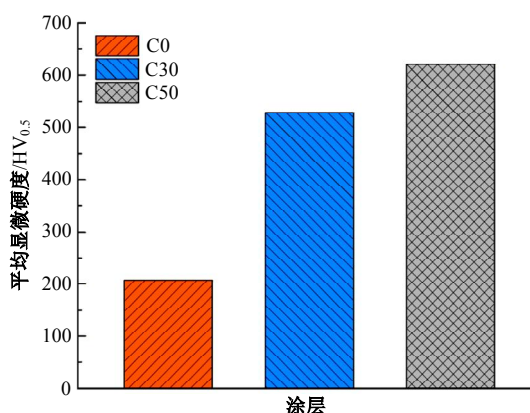


图4 各个涂层的平均显微硬度

Fig. 4 Average microhardness of each coating

其次,根据Hall-Patch关系^[23],晶粒细化导致晶界体积分数的增加,阻碍位错在晶界附近的滑移并引起位错积累,提高了复合涂层的显微硬度。此

外,根据Orowan机制^[24],当位错运动遇到第二相时,会被迫弯曲或绕过第二相。这一过程需要较高的能量,增加了位错的运动阻力。从而提高了复合涂层的显微硬度。

2.4 常温和高温磨损

图5(a)和5(b)为常温和600℃高温下各个涂层的摩擦因数(COF)曲线。涂层的COF曲线表现出两种状态,即磨合期和稳定期^[25]。常温下,各个涂层磨合期的COF逐渐增加,这与磨损表面凹凸不平的初始弹塑性变形和较小的接触面积有关^[26]。经过一段时间的滑动,涂层和对磨副的磨损接触面相互适应,使得COF曲线处于一个较为稳定的范围波动,即稳定期。600℃高温下,各个涂层摩擦因数曲线的磨合期缩短。高温导致涂层表面软化,硬度降低,塑性增加。此时,磨损表面微观不平整处更容易发生塑性变形,从而更快地适应接触面,缩短了磨合期^[27,28]。此外,600℃高温下的摩擦因数波动显著低于常温条件下。这是由于高温条件下,金属的氧化速率大幅加快,能快速形成氧化膜。氧化膜作为摩擦润滑剂减小了摩擦材料之间的摩擦阻力,因此摩擦因数波动较小。

图6(a)和6(b)为常温和600℃高温下各个涂层的平均摩擦因数和磨损失重。常温下,C0、C30和C50涂层的平均摩擦因数分别为0.696、0.568和0.544,磨损失重为20.6、8.3和7.2 mg。600℃高温下,C0、C30和C50涂层的平均摩擦因数为0.542、0.401和0.387。磨损失重为11.3、

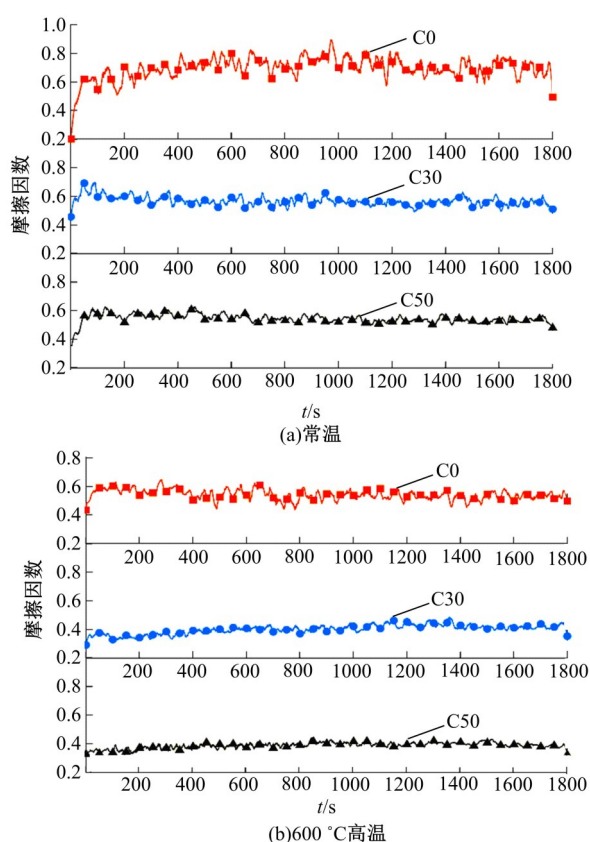


图 5 各个涂层在常温和 600 °C 高温下的摩擦因数曲线

Fig. 5 Friction coefficient curves of each coating at room temperature and 600 °C high temperature

3.1 和 1.9 mg。这表明, Mo_2C 颗粒的加入能显著增强涂层的常温和高温耐磨性能。

图 7(a) 为常温下 C0 涂层的磨损形貌。磨损表面发生了严重的塑性变形, 磨损表面可以观察到一些微裂纹和粘着层。C0 涂层硬度较低, 抗粘着性差, 难以与磨损过程中的剪切力抗衡, 在反复的循环载荷作用下, 涂层次表面逐渐积累损伤, 导致微裂纹的产生。在局部压力和摩擦热的作用下, 磨损表面与摩擦副之间发生微观焊合或机械互锁导致粘着现象, 在持续的剪切应力下粘着区域发生塑性撕裂形成粘着层。这也是 C0 涂层摩擦因数曲线波动较大的原因(见图 5(a))。

此外, C0 涂层磨损表面还观察到一些犁沟, 这是由于材料发生滑动过程中磨损碎屑的褶积, 这些磨损产物的显微硬度一般都比较低, 并在摩擦副的反复挤压和滑动下, 对磨损表面进行切割, 造成二次损伤, 留下一些沟槽, 导致材料的损失。表 2 为常温和 600 °C 高温下磨损表面的点扫结果。通过 P1 的点扫结果可知, C0 涂层发生了一定的氧化磨损。这表明即使在常温环境下, 由于闪温

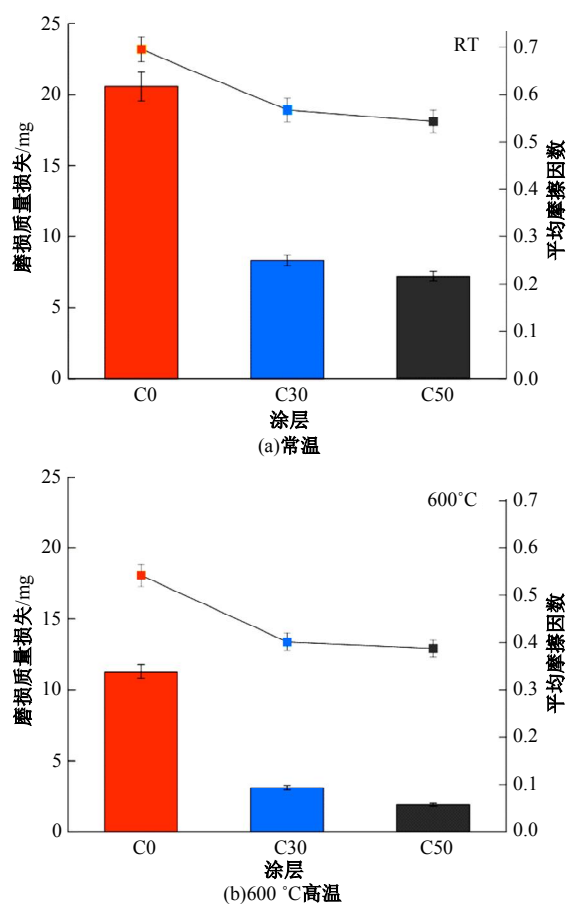


图 6 各个涂层在常温和 600 °C 高温下的平均摩擦因数和磨损失重

Fig. 6 Average friction coefficient and wear mass loss of each coating at room temperature and 600 °C

和摩擦热的积累, 磨损表面也会部分氧化。同时, 点扫结果表明, 磨损表面含有少量的 W 元素, 这表明磨损过程中有少量的对磨副材料转移到了涂层的磨损表面。

常温下 C0 涂层的磨损机制为粘着磨损、疲劳磨损、磨粒磨损和氧化磨损。与 C0 涂层相比, C30 涂层的 COF 曲线波动减小, 磨损失重下降(见图 6(a))。C30 涂层中的硬质第二相在磨损过程中起到了骨架支撑的作用, 提高了涂层的抗粘着性和抗塑性变形能力, 增强了涂层的耐磨性能。此外, 磨损表面形成了机械混合层(MML)(见图 7(b)), MML 可以起到了物理屏障和固体润滑剂的作用。结合 P2 点扫结果可知, MML 的 O 元素含量略高, MML 通常包含两种相: 磨损碎屑和氧化物。磨损过程中, 高硬度的 Mo_2C 颗粒将磨损碎屑碾压破碎形成细小的磨屑, 细小的磨屑具有更大的比表面积, 这促进了磨损碎屑表面氧化磨损碎屑之间相互粘结, 以及其附着于磨损表面形

成了 MML。MML 填充了磨损表面的微观不平整处,降低了磨损表面的粗糙度,减小了摩擦力,从而降低了磨损^[29]。C30 涂层的磨损机制为分层磨损和氧化磨损。C50 涂层的磨损失重进一步下降,如图 6(a)所示。C50 涂层的表面形成了更大面积的 MML(见图 7(c)),结合点扫结果 P3 可

知,C50 涂层的 MML 中 O 元素含量进一步上升,且磨损表面更加平整光滑。这是由于 C50 涂层具有较高的硬度,有利于将较大的磨屑碾碎,促进了磨屑表面的氧化,从而有助于磨屑的粘结并贴合于磨损表面微观不平整处形成大面积的 MML。C50 涂层的磨损方式为分层磨损和氧化磨损。

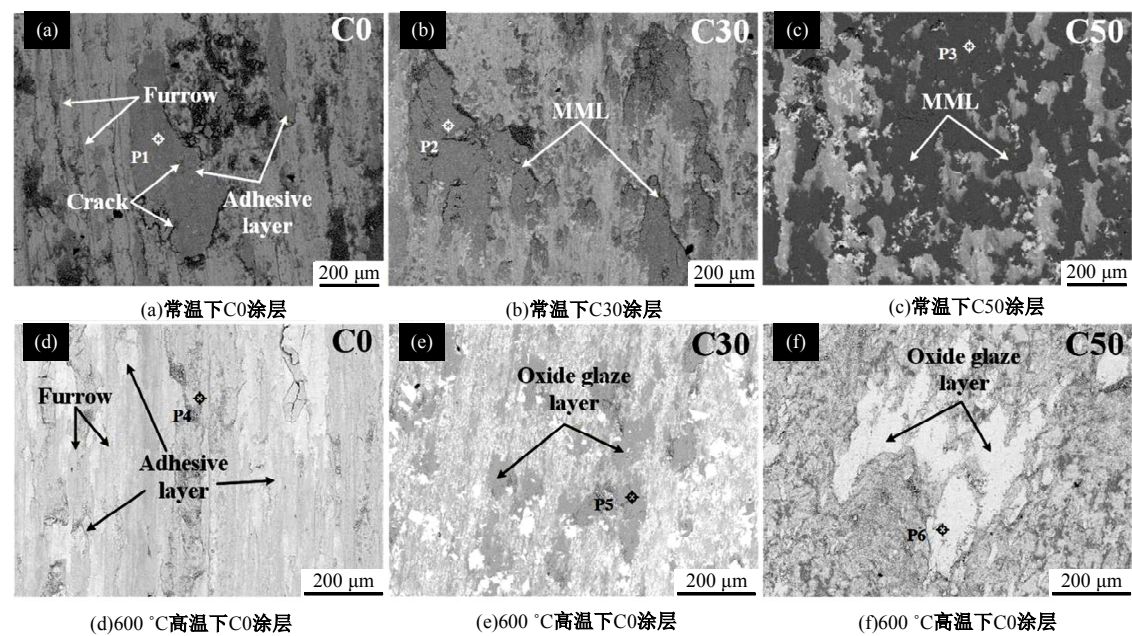


图 7 各个涂层在常温和 600 °C 高温下的磨损形貌

Fig. 7 Wear morphology of each coating at room temperature and 600 °C high temperature

表 2 常温和 600 °C 高温下磨损表面的点扫结果
(原子分数)
Table 2 Point scanning results of wear surface at room temperature and 600 °C high temperature (at%)

Posi- tion	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Mo	W	O
P1	14.17	15.13	10.36	11.42	10.79	—	0.18	37.95
P2	11.26	11.78	10.79	10.73	10.22	4.67	0.46	40.09
P3	9.16	9.92	12.83	9.41	8.72	5.79	0.58	43.59
P4	7.78	8.23	6.89	6.75	6.88	—	1.74	61.73
P5	5.49	6.47	5.07	6.59	6.17	6.48	1.80	61.93
P6	4.23	4.52	7.66	4.91	4.75	9.29	1.86	62.78

与常温相比,600 °C 高温下,C0 涂层的摩擦因数曲线波动和磨损失重均下降(见图 5(b)和 6(b))。C0 涂层磨损表面粘着倾向增加,如图 7(d)所示,且高温会加剧氧化磨损的发生,如表 2 的点扫结果 P4 所示。由于 C0 涂层缺乏硬相的支撑,并且在高温下发生软化,载荷容易穿透表面的氧化物作用于 HEAs 基体表面。此时,氧化物不能很好地起到润滑效果。这导致 C0 涂层在高温下

发生严重的塑性变形,严重的塑性变形是粘着磨损的标志^[30]。但高温软化使得其在磨损过程中更容易吸收和分散应力,从而降低了局部应力集中导致的磨损,因此,缓解了疲劳磨损得发生。这也是 C0 涂层摩擦因数下降并且波动变小的原因。同时,磨损表面存在犁沟,表明 C0 涂层发生了磨粒磨损。C0 涂层的磨损机制为粘着磨损、氧化磨损和磨粒磨损。C30 涂层的摩擦因数曲线波动和磨损失重较常温相比均下降(见图 5(b)和 6(b))。C30 涂层的磨损表面产生了光滑的氧化釉质层(见图 7(e))。结合点扫结果 P5 可知,釉质层具有较高的含氧量。随着磨损时间的增加,磨损碎屑在载荷和高温下不断地挤压和烧结,最终形成了致密且光亮的氧化釉质层^[31]。釉质层表面光滑,降低了磨损表面的粗糙度,导致摩擦因数波动变小且平均摩擦因数下降。同时,其可作为物理屏障,阻止了涂层与摩擦副的直接接触并限制了涂层的进一步氧化,提高了涂层的高温耐磨性。C30 涂层的磨损机制为分层磨损和氧化磨损。与 C30 涂层相比,600 °C 高温下,C50 涂层的磨损失

重进一步下降(见图 6(b))。这是由于 C50 涂层表面形成了更大面积的氧化釉质层,由于 Mo_2C 颗粒的增加,升温阶段的 Mo_2C 颗粒高温氧化形成的 Mo 的氧化物增多,Mo 的氧化物有助于氧化釉质层的致密化^[32,33]。值得注意的是,C50 涂层表面的釉质层转变为白色,这是由于釉质层中 Mo 元素含量上升造成的,结合点扫结果 P6 可知,釉质层中 Mo 的含量上升。C50 涂层的磨损机制为分层磨损和氧化磨损。

3 结 论

(1)添加 Mo_2C 颗粒后,涂层中除了 FCC 相和 Mo_2C 相外,还存在块状析出相和网状析出相。

(2) Mo_2C 颗粒的加入提高了涂层的显微硬度。 Mo_2C 颗粒质量分数为 50% 的涂层平均显微硬度最大,为 $620.3 \text{ HV}_{0.05}$ 。

(3) Mo_2C 颗粒的加入提高了涂层的常温耐磨性。 Mo_2C 颗粒质量分数为 50% 的涂层常温耐磨性最好。与未添加 Mo_2C 颗粒的涂层相比,磨损失重和平均摩擦因数分别从 20.6 mg 和 0.696 下降到 7.2 mg 和 0.544。磨损表面形成的机械混合层(MML)起到了保护作用,提高了涂层的耐磨性能。

(4) Mo_2C 颗粒的加入提高了涂层的高温耐磨性。 Mo_2C 颗粒质量分数为 50% 的涂层高温耐磨性最好。与未添加 Mo_2C 颗粒的涂层相比,磨损失重和平均摩擦因数分别从 11.3 mg 和 0.542 下降到 1.9 mg 和 0.387。磨损表面形成了致密的氧化釉质层,起到了保护作用,提高了涂层的高温耐磨性能。

参考文献:

- [1] Islam M A, Jiang J J, Xie Y. Assessment of low-stress and rolling contact abrasion of WC-based overlays for the restoration of undercarriage components[J]. *Wear*, 2021, 477: No. 203820.
- [2] Peng Y B, Zhang W, Li T C, et al. Effect of WC content on microstructures and mechanical properties of FeCoCrNi high-entropy alloy/WC composite coatings by plasma cladding[J]. *Surf Coat Technol*, 2020, 385: No. 125326.
- [3] Wang X H, Zhang M, Du B S, et al. Microstructure and wear properties of laser clad $\text{TiB}_2 + \text{TiC}/\text{Fe}$ composite coating[J]. *Surface Review and Letters*, 2012, 19(5): No. 1250052.
- [4] Wu H, Zhang S, Zhang H Y, et al. Exploration of wear and slurry erosion mechanisms of laser clad CoCrFeNi+ $x(\text{NbC})$ high entropy alloys composite coatings[J]. *Tribology International*, 2024, 193: No. 109405.
- [5] 时海芳, 李德财, 白杨, 等. Ti 含量对氩弧熔覆 CoCrFeNiCuTi_x 高熵合金涂层组织及性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2024, 45(3): 82-89.
Shi Hai-fang, Li De-cai, Bai Yang, et al. Effect of Ti content on microstructure and properties of CoCrFeNiCuTi_x high entropy alloy coatings by argon arc cladding[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2024, 45(3): 82-89.
- [6] Xi S, Chen H, Zhou J, et al. Microstructure evolution and wear resistance of a novel ceramic particle-reinforced high-entropy alloy prepared by laser powder bed fusion[J]. *Ceramics International*, 2024, 50(4): 5962-5973.
- [7] Liang H, He R, Liu L, et al. Investigating the elastic, mechanical, and thermal properties of polycrystalline Mo_2C under high pressure and high temperature[J]. *Ceramics International*, 2023, 49(5): 7341-7349.
- [8] Mao X, Meng Q, Yuan M, et al. Wear performance of the Fe-Ni-WC-based impregnated diamond bit with Mo_2C -coated diamonds: effect of the interface layer[J]. *Wear*, 2023, 522: No. 204683.
- [9] Zhang X, Lei Q, Zhang M, et al. Mo_2C particle-reinforced CuCrZr composite with enhanced wear and softening resistance[J]. *Materials Characterization*, 2023, 203: No. 113077.
- [10] Wei M, Yu H L, Song Z Y, et al. Microstructural evolution, mechanical properties and wear behavior of in-situ TiC-reinforced Ti matrix composite coating by induction cladding[J]. *Surf Coat Technol*, 2021, 412: No. 127048.
- [11] Chen X L, Qin X P, Zhu Z H, et al. Microstructural evolution and wear properties of the continual local induction cladding NiCrBSi coatings[J]. *J Mater Process Technol*, 2018, 262: 257-268.
- [12] Graf K, Tetzlaff U, Souza G B, et al. Effect of dilution on the microstructure and properties of CoCrMo-Si alloy coatings processed on high-carbon substrate[J]. *Materials Research*, 2018, 22: No. e20180502.
- [13] Li K, Liang J, Zhou J. Microstructure and elevated temperature tribological performance of the CoCrFeNiMo high entropy alloy coatings[J]. *Surf Coat Technol*, 2022, 449: No. 128978.
- [14] Wang Z, Wang G, Song Z, et al. Microstructure

- evolution, wear and corrosion behavior of WC reinforced CoCrFeNiMn high-entropy alloy composite coatings by induction cladding[J]. *Surf Coat Technol*, 2024, 486: No. 130938.
- [15] Zhao S B, Yang L J, Huang Y M, et al. A novel method to fabricate Ni/WC composite coatings by laser wire deposition: processing characteristics, microstructural evolution and mechanical properties under different wire transfer modes[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 38: No. 101738.
- [16] Peng Y B, Zhang W, Li T C, et al. Microstructures and wear-resistance of WC-reinforced high entropy alloy composite coatings by plasma cladding: effect of WC morphology[J]. *Surface Engineering*, 2021, 37(5): 678-687.
- [17] Su Z, Li J, Shi Y, et al. Effect of Y_2O_3 addition on the organization and tribological properties of $\text{Ni60Al/Cr}_3\text{C}_2$ composite coatings obtained by laser-cladding [J]. *Ceramics International*, 2024, 50(10): 17261-17273.
- [18] Liang H, Hou J, Li X, et al. Micro-structures and dry sliding wear properties of novel $\text{AlCrFeNiMo}_{0.5-x}$ (WC) high entropy alloy-ceramic composite coatings [J]. *Intermetallics*, 2024, 170: No. 108328.
- [19] Lan X, Zhang H, Li Z B, et al. Preparation of fine-grained Mo-W solid solution alloys with excellent performances[J]. *Materials Characterization*, 2022, 191: No. 112140.
- [20] Sun J, Ning S, Zhao J, et al. High entropy cemented carbide coupling high entropy ceramic and high entropy alloy[J]. *Applied Materials Today*, 2025, 42: No. 102563.
- [21] Sun D, Cai Y, Zhu L, et al. High-temperature oxidation and wear properties of TiC -reinforced CrMnFeCoNi high entropy alloy composite coatings produced by laser cladding[J]. *Surf Coat Technol*, 2022, 438: No. 128407.
- [22] Geng Y, Chen W, Cheng J, et al. Selective solid solution tailoring mechanical and tribological synergy in heterogeneous single-phase high-entropy alloys at elevated temperatures[J]. *Tribology International*, 2022, 173: No. 107617.
- [23] Liu H, Liu J, Chen P J, Microstructure and high temperature wear behaviour of in-situ TiC reinforced Al-CoCrFeNi -based high-entropy alloy composite coatings fabricated by laser cladding[J]. *Optics and Laser Technology*, 2019, 118:140-150.
- [24] Zhang L J, Jiang Z K, Zhang M D, et al. Effect of solid carburization on the surface microstructure and mechanical properties of the equiatomic CoCrFeNi high-entropy alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 769: 27-36.
- [25] Menezes P L, Nosonovsky M, Kailas S V. *Friction and Wear, Tribology for Scientists and Engineers: From Basics to Advanced Concepts*[M]. Berlin: Springer, 2013.
- [26] Pillari L K, Lessoway K, Bichler L. Reciprocating dry sliding friction and wear behavior of B319 aluminum alloy-graphene composites[J]. *Tribology International*, 2024, 192: No. 109334.
- [27] Li Y, Liu H, Liu X, et al. Microstructure, thermo-stability and tribological behavior of composite CoCrFeNiTi_x high-entropy alloy coatings fabricated by laser cladding[J]. *Optik*, 2023, 283: No. 170899.
- [28] Li Xin-Cheng, Pang Ming. Research on the effect of the variation of laser power on the contour control and performance control of laser cladding Ni60CuMo/IN718 coating on RuT300 [J]. *Materials Today Communications*, 2024, 38: No. 107856.
- [29] Alidokht S A, Wu L, Bessette S, et al. Microstructure and tribology of cold spray additively manufactured multimodal Ni-WC metal matrix composites [J]. *Wear*, 2024, 538: No. 205218.
- [30] 刘晓波, 杨森, 周德坤, 等. $(\text{Mg}_2\text{Si}+\text{Si})/\text{Al}$ 复合材料的组织和耐磨性[J]. *吉林大学学报: 工学版*, 2024, 54(4): 938-946.
- Liu Xiao-bo, Yang Miao, Zhou De-kun, et al. Microstructure and wear resistance of $(\text{Mg}_2\text{Si}+\text{Si})/\text{Al}$ composites[J]. *Journal of Jilin University(Engineering and Technology Edition)*, 2024, 54(4): 938-946.
- [31] Xin B, Zhang A, Han J, et al. The tribological properties of carbon doped $\text{Al}_{0.2}\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.5}$ high entropy alloys[J]. *Wear*, 2021, 484: No. 204045.
- [32] Sun H, Jia J, Zhang B, et al. Tribological characteristic of atmospheric plasma sprayed NiAl coatings with addition of nanostructured $\text{MoO}_3/\text{Bi}_2\text{O}_3$ binary oxides as high temperature lubricant[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 17: 1662-1671.
- [33] Geng Y, Chen W, Cheng J, et al. Selective solid solution tailoring mechanical and tribological synergy in heterogeneous single-phase high-entropy alloys at elevated temperatures[J]. *Tribology International*, 2022, 173: No. 107617.