

DOI: 10.20098/j.cnki.1001-5132.2023.1006

CoCrFeNiCu 高熵合金涂层的激光熔覆制备及其组织和耐磨性能研究

章伟^{1,2}, 束学道^{1,2}, 邓益民^{1,2*}

(1.宁波大学 机械工程与力学学院, 浙江 宁波 315211; 2.浙江省零件轧制成形技术研究重点实验室, 浙江 宁波 315211)

摘要: 采用同步送粉的方法在 45 号钢表面通过激光熔覆制备了 CoCrFeNiCu 高熵合金涂层, 系统探究了激光功率对激光熔覆 CoCrFeNiCu 高熵合金涂层组织及耐磨性能的影响, 利用 X 射线衍射仪(XRD)、光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、电子能谱(EDS)、维氏硬度计、多功能摩擦磨损试验机, 对不同功率下高熵合金涂层的组织、相组成结构、力学性能等进行了表征与测试. 结果显示, 在不同激光功率下, 涂层的相结构只有 FCC 相, 表明激光功率并未改变涂层的相组成结构. 随着激光功率的增大, 涂层顶部由枝晶向胞状晶转变, 底部由柱状晶向胞状晶再向柱状晶转变, 在 1700 W 下涂层获得的晶粒较均匀致密; 随着功率继续增大, 晶粒有长大趋势; 涂层的显微硬度先升高后降低, 在 1700 W 达到最高值 202 HV_{0.2}, 在 1700 W 下涂层的磨损体积仅有 0.038 56 mm³, 耐磨性达到最佳.

关键词: 高熵合金; 激光熔覆; 微观组织; 耐磨性

中图分类号: TG174.44

文献标志码: A

文章编号: 1001-5132 (2024) 04-0095-08

传统合金以某一元素为主元, 在此基础上添加少量其他元素, 而高熵合金要求 5 种及以上主元, 通常以等原子比混合而成^[1], 一般要求混合熵大于 1.5R (R 为摩尔气体常数). 研究人员可以通过对高熵合金的成分设计, 来获得预想的性能, 比如可以通过成分设计来达到析出强化和固溶强化, 提高材料的性能.

目前制备高熵合金的方法较多, 例如磁控溅射^[2]、等离子熔覆^[3]、激光熔覆^[4]、堆焊^[5]等. 其中激光熔覆相对其他方式具有众多优势, 包括能量密度极高、冶金结合良好、冷却速度快、稀释率可控、涂层缺陷较少等. 因此, 近年来针对这一方法的研究成为高熵合金研究的主流, 有望通过激光熔覆制备出具有优异综合性能的高熵合金服务于现代工业.

目前高熵合金的研究主要集中在元素含量的

变化引起涂层组织及性能的变化, 例如郝文俊等^[6]探究了 Si 元素对 CoCrFeNi 的影响, 发现随着 Si 元素的添加, 涂层物相由 FCC 向 BCC 转变, 涂层硬度逐渐升高, Si₂ 的硬度达到 566.5 HV_{0.5}, 耐腐蚀性能变好. 左润燕等^[7]在 45 号钢表面通过激光熔覆制备了 CoCrFeNiTi_x (x=0、0.2、0.4、0.6、0.8), 研究表明随着 Ti 含量增加, 涂层由单一 FCC 相向 FCC 和 BCC 混合相转变, 涂层硬度也逐渐上升, 当 x=0.8 时, 涂层硬度达到了 502.39 HV_{0.3}, Ti 的加入有效提高了涂层的耐腐蚀性能. 刘昊等^[8]通过激光熔覆制备了 CoCrFeNiNb_x, 发现随着 Nb 元素的添加, 涂层中的 Laves 相增加, 显微硬度先升高, 后基本不变, 高温磨损表面产生的氧化膜有效降低了磨损率. 杨佳伟等^[9]讨论了 Mo 元素含量对 CoCrFeNiW_{0.6} 性能的影响, 通过激光熔覆制备了 CoCrFeNiW_{0.6}Mo_x (x=0、0.2、0.4、0.6、0.8) 高熵合

收稿日期: 2023-10-09.

宁波大学学报(理工版)网址: <http://journaljg.nbu.edu.cn/>

基金项目: 宁波市“科技创新 2025”重大专项(2022Z015); 宁波市重大科技专项(2022Z055).

第一作者: 章伟, 硕士研究生, 主要研究方向: 激光熔覆. E-mail: 1148156165@qq.com

*通信作者: 邓益民, 博士/教授, 主要研究方向: 设计理论与方法. E-mail: dengyimin@nbu.edu.cn

金涂层,发现随着 Mo 元素含量的增加,涂层析出 σ 相,显微硬度先升高后降低,在 $x=0.6$ 时硬度和耐腐蚀性能达到最优. 于丽莹等^[10]研究了 Al 含量对 CoCrFeNi 的影响,随着 Al 含量的增加,涂层由 FCC 转为 FCC+BCC,再转变为 BCC 结构,当 $x=0.5$ 时,出现调幅编织结构,涂层硬度相较 CoCrFeNi 提升了 146%.

CoCrFeNiCu 作为 CoCrFeNi 系中经典的高熵合金,研究人员也对此高熵合金做过较多研究. Verma 等^[11]在 DMR249A 上通过激光熔覆制备了 CoCrFeNi 和 CoCrFeNiCu,发现由于 CoCrFeNiCu 表面生成了氧化膜,其耐磨性优于 CoCrFeNi,磨损率仅为 $4.63 \times 10^{-10} \text{ mm}^3 \cdot \text{m}^{-1}$. 杨超敏等^[12]在 SUS304 表面制备了 FeCoNiCrCu_x ($x=0, 0.5, 1$)高熵合金涂层,在室温和 600 ℃高温下对涂层的耐磨性能进行了研究,发现 CoCrFeNiCu₁在室温下表现出较优的耐磨性能,这主要得益于 Cu 的良好延展性和加工硬化能力. Verma 等^[13]通过电弧熔炼制备了 CoCrFeNiCu_x,随着 Cu 含量升高,其在室温和高温下的磨损率都表现为逐步降低,其中高温下磨损率低的原因是涂层表面生成了氧化釉层,起到了自润滑作用. Zhu 等^[14]探究了 Cu、Si 元素含量对 CoCrFeNi 的影响,Cu、Si 加入后,磨损后硬度提升较明显,CoCrFeNiCu 在室温下的磨损率仅高于 CoCrFeNiSi. Meng 等^[15]在 Q235 钢表面制备了 CoCrFeNiCu 涂层,与 Q235 钢相比,CoCrFeNiCu 具有更高的硬度,CoCrFeNiCu 的平均摩擦系数为 0.574,低于 Q235 钢的平均摩擦系数 0.708,磨损失重降低了 74.2%.

目前针对高熵合金制备工艺及参数的研究较少,其中制备功率(包括搭接率、离焦量、速度)等因素对涂层的组织影响不可忽视^[16-18]. 为此,本文在研究 CoCrFeNiCu 制备工艺的基础上,重点研究激光功率对 CoCrFeNiCu 的组织 and 耐磨性的影响,以期制备此类具有较高性能要求的高熵合金涂层提供参考.

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

选用的基体材料是 45 号钢,尺寸为 100 mm×100 mm×20 mm,其化学成分见表 1. 在激光熔覆

前,基体表面氧化层用 400 号砂纸打磨,后用无水乙醇清洗吹干,干燥后即可进行熔覆实验. 实验选用性能优异、价格适中、真空雾化生产的 CoCrFeNiCu 高熵合金粉末,其成分见表 2,粉末纯度高于 99.5%,粉末粒径为 45~105 μm ;其微观图像如图 1 所示,在扫描电镜下,可见球形度较好,表面是典型的行星结构.

表 1 45 号钢化学成分 %

元素	质量分数	元素	质量分数
C	0.42~0.50	P	≤ 0.04
Si	0.17~0.37	S	≤ 0.05
Mn	0.50~0.80	Fe	剩余
Cr	≤ 0.25		

表 2 CoCrFeNiCu 粉末化学成分 %

元素	质量分数	元素	质量分数
Fe	19.20	Ni	18.34
Co	21.12	Cu	剩余
Cr	21.28		

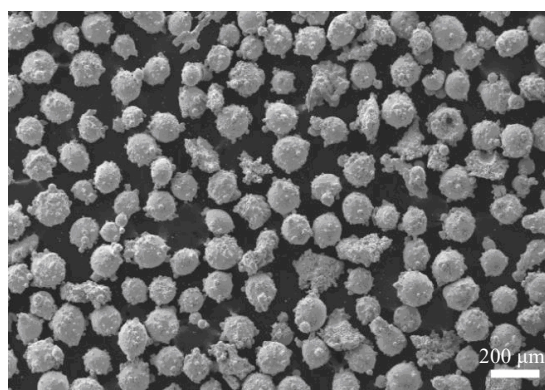


图 1 高熵合金粉末 SEM 图

1.2 涂层的激光熔覆设备

根据前期大量单道实验,结合宏观形貌,本文保持扫描速度不变,为 $6 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$,送粉量为 $1.2 \text{ g} \cdot \text{min}^{-1}$,搭接率 40%. 激光束直径 3 mm,喷嘴高度 17 mm. 激光功率设置 5 个值,分别为 1300、1500、1700、1900、2100 W. 激光熔覆设备包括悦科 6 kW 激光器、特域 6 kW 水冷机、ABB4660 机械臂.

1.3 性能测试与表征

将激光熔覆获得的试样用线切割机切割成 $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$,用 400、600、800、1000、1200、1500、2000 粒度砂纸依次打磨,磨抛后试样用王

水(浓硝酸与浓盐酸体积比为 1:3)腐蚀 30 s, 经超声清洗后用无水乙醇清洗, 吹风机吹干后进行金相观察. 采用蔡司(G360)扫描电子显微镜及附带的场发射扫描电镜能谱仪(FESE-EDS)对涂层截面进行微观组织及成分分析. 使用布鲁克(D8 ADVANCE) X 射线衍射仪(XRD)进行涂层物相标定, 扫描角度 $10^{\circ}\sim 90^{\circ}$, 步长为 $2^{\circ}\cdot\text{min}^{-1}$ (管电压 40 kV, 管电流 30 mA, Cu 靶).

采用 HYHV-1000AT 维氏硬度计测量涂层截面沿深度方向的硬度, 加载载荷为 200 g, 加载时间为 15 s. 摩擦磨损采用安东帕 TRB 多功能摩擦磨损试验机, 选用直径为 5 mm 的 Si_3N_4 摩擦球, 频率为 2 Hz, 移动距离为 5 mm, 载荷为 200 g, 磨损时间为 40 min.

2 结果与分析

2.1 宏观形貌

图 2 展示了不同激光功率下的高熵合金涂层, 可见激光功率对涂层宏观形貌影响较大. 在较低激光功率(1 300 W、1 500 W)下, 可见涂层表面存在大量未熔颗粒, 这是由于激光能量低, 未能使高熵合金粉末完全熔化, 导致在涂层表面可见未熔粉末颗粒. 当激光功率较高时(1 900 W、2 100 W), 熔池获得较高能量, 使得涂层表面出现了过烧现象, 可见在较高激光功率下, 涂层表面不平整, 涂层质量严重下降. 这也降低了涂层的力学性能.

图 3 给出了 1 700 W 功率下涂层截面的微观形貌, 从涂层底部到顶部呈现出由柱状晶向胞状晶

转变的现象. 温度梯度(G)和凝固速率(r)的比值决定了凝固过程中的晶粒形态. 在结合区附近形成了少量的平面晶体, 这是由于在开始凝固时, 基体温度比较低, 熔池底部和基体之间传热, 提高了结合界面的温度梯度, 因此 G/r 较大, 形成了平面晶体. 平面晶体的出现说明涂层和 45 号钢之间形成了良好的冶金结合. 随着固液界面推移, 柱状晶沿同一方向生长, 这是由于温度梯度降低, 凝固速率也变快, G/r 减小, 直至涂层中部呈现柱状晶形貌. 涂层顶部晶粒散热没有方向性, 顶部呈现胞状晶形貌. 涂层顶部散热变慢, G 减小, 此时 G/r 达到最小值.

搭接区两侧柱状晶的生长方向不同, 这是因为搭接区发生了二次重熔, 使晶粒散热方向不同, 晶粒具有择优取向性.

2.2 微观组织

图 4 展现了在不同激光功率下, 涂层顶部和底部的晶粒形貌. 由电镜图可以看出, 在较低激光功率(1 300~1 500 W)下, 涂层顶部晶粒呈现不规则枝晶形貌, 产生这种枝晶形貌的原因可能是在较低激光功率下, 熔池能量低, 不足以使高熵合金粉末完全熔化. 随着激光功率增大到 1 700~2 100 W 时, 涂层顶部晶粒由不规则枝晶转变为不规则胞状晶结构, 在 1 700 W 功率下, 涂层获得的晶粒较致密均匀. 当激光功率为 1 900~2 100 W 时, 晶粒有长大的趋势, 这是由于高能激光作用, 熔池获得过多热量, 凝固速率大大降低, 细小晶粒有足够的时间长大.

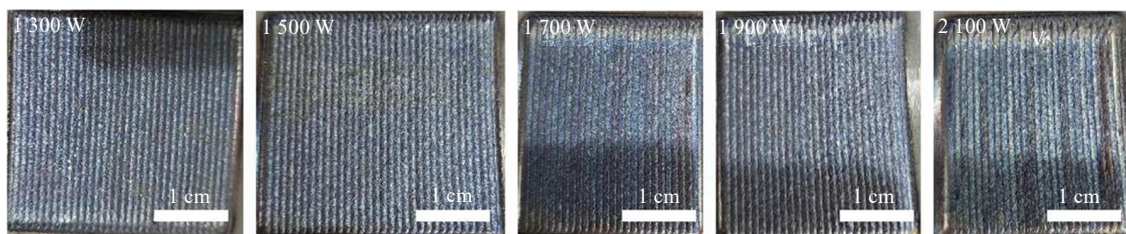


图 2 不同激光功率制备的 CoCrFeNiCu 涂层宏观形貌

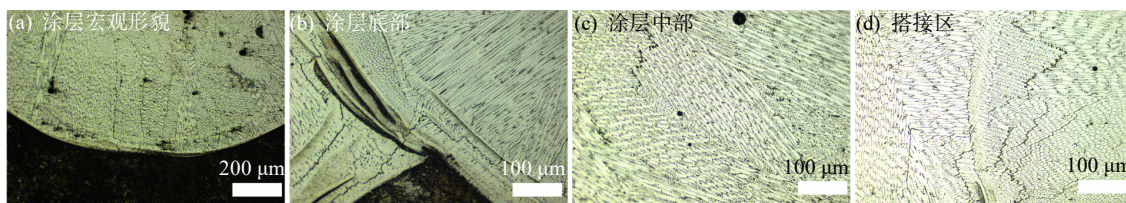


图 3 1 700 W 下 CoCrFeNiCu 高熵合金横截面金相图

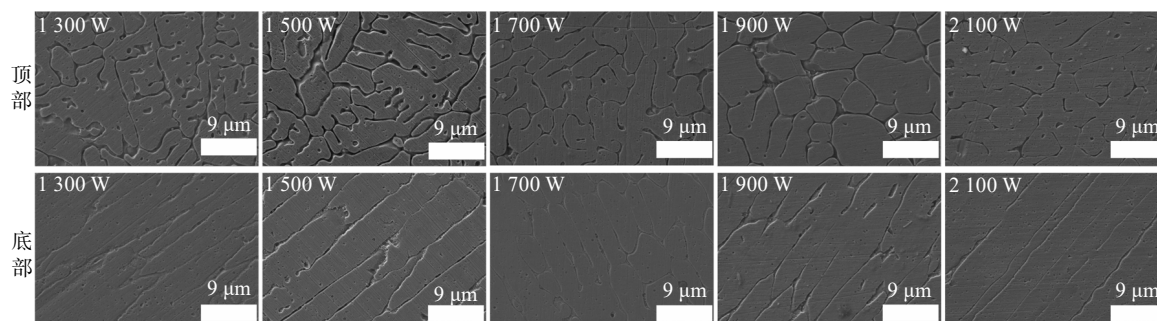


图4 不同功率组涂层顶部及底部扫描电镜图

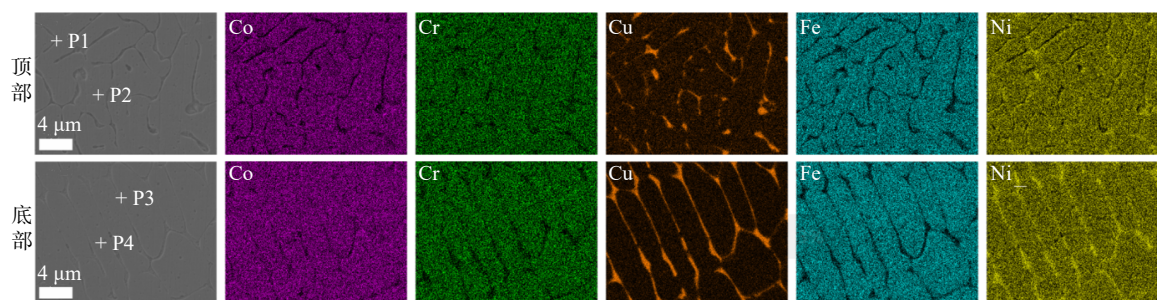


图5 1700 W下涂层顶部及底部面扫结果

由不同激光功率下涂层底部晶粒形貌可以发现,涂层底部为柱状晶形貌,随着激光功率增大,底部柱状晶向胞状晶转变,继续增大功率,又由胞状晶转变为柱状晶。

对1700 W涂层顶部和底部进行面扫,结果如图5所示。可以发现Fe、Co、Ni、Cr在晶内分布较均匀,且含量高于晶界,Cu元素在晶界偏析较明显,对应电镜图中点扫结果,Cu元素含量在晶界远高于晶内。其中Cu元素偏析是由于其他元素与Cu元素的二元混合焓为正,由表3可知,Cu-Fe、Cu-Ni、Cu-Cr、Cu-Co的混合焓^[19]分别为+13、+4、+12、+6,而Fe、Co、Ni、Cr之间的混合焓又为零或负值,正混合焓原子的亲和力较差,导致Cu在液相中析出,因此会在面扫结果中观察到Cu元素在晶界偏析;导致Cu元素偏析的另外一个原因是Cu元素与其他元素的黏性较低。

表3 不同元素之间混合焓

元素	Fe	Co	Cr	Ni	Cu
Fe	0	-1	-1	-2	+13
Co	-1	0	-4	0	+6
Cr	-1	-4	0	-7	+12
Ni	-2	0	-7	0	+4
Cu	+13	+6	+12	+4	0

对不同功率的涂层顶部和底部进行点扫,结果见表4,由表中数据可知,在晶界Cu元素含量高于晶内,晶内Fe、Co、Ni、Cr元素含量高于晶界,其中涂层上部的晶内Fe含量低于涂层底部的Fe含量,这主要是由于在激光熔覆过程中,由高能激光作用,高熵合金粉末和基体组织形成熔池,Fe元素从基体向涂层扩散,扩散原因是涂层底部和基体之间存在浓度差异,其中Cr元素的扩散系数最高,Cr元素会在涂层底部与基体之间扩散,涂层底部会形成部分的缺Cr区域,而Fe元素的扩散系数其次,Fe元素会大量地从基体扩散至涂层,导致涂层底部的Fe元素含量急剧升高并远高于原含量。且Fe元素扩散随激光功率增大较显著,因为激光功率越大,获得热量越多,基体稀释率越大,基体中元素扩散越显著。而扩散系数较低的Ni、Co元素则在结合区附近基本稳定。

表4 1700 W涂层顶部和底部点扫结果 %

位置	质量分数				
	Fe	Co	Ni	Cr	Cu
P1	9.6	6.4	11.6	12.7	59.8
P2	28.7	22.4	20.2	17.5	11.2
P3	10.6	5.3	12.0	6.3	65.8
P4	32.4	21.4	18.9	16.5	10.8

为进一步探究涂层底部元素的扩散情况, 对 1 700 W 涂层底部进行线扫描(图 6(a)), 由图 6(b)可知各元素分布较均匀, 呈波动状态; 在接近结合区时, 可见 Ni、Cu、Co 元素呈下降趋势, 这些元素扩散不明显. 另外, Cr 元素含量上升, 结合上述分析, 这归因于 Cr 的扩散系数高, 涂层底部形成缺 Cr 区, Fe 元素扩散进入涂层, 由图 6(b)也可见 Fe 元素含量升高, Fe、Cr 等元素扩散说明实现了冶金结合.

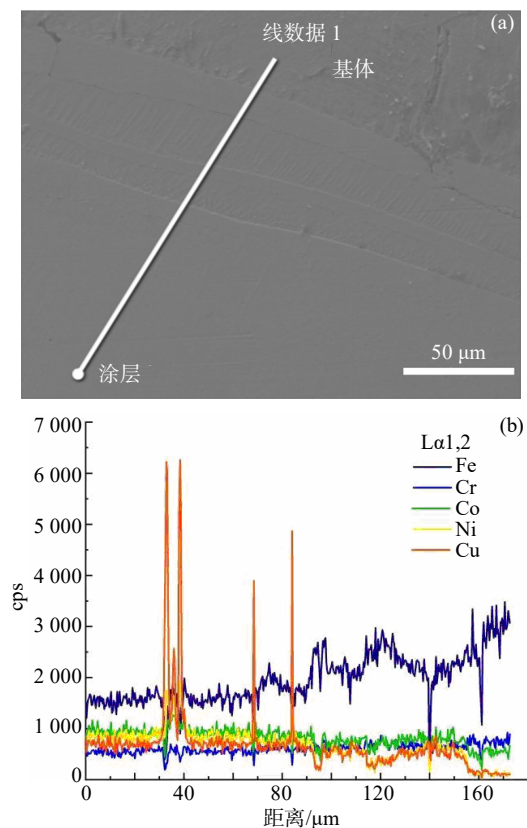


图 6 1 700 W 高熵合金涂层界面处元素分布

2.3 涂层相结构

图 7 为不同激光功率下的 XRD, 可知在不同激光功率下, 涂层的相只有单一固溶体 FCC 相, 没有产生新的相, 可见激光功率并没有改变涂层的相结构, 对应的 2θ 角度分别为 43.42° 、 50.52° 、 74.62° ...其 $\sin^2 \theta$ 对应的比值依次为 3:4:8...可知晶体为 FCC 面心立方. 在较低功率 1 300 W 下, 涂层相的衍射峰不明显, 推测是由于激光功率不足导致高熵合金粉末完全熔化. 同时在不同激光功率下, 111 晶面峰强度相对其他晶面较强, 说明沿 111 晶面生长占优.

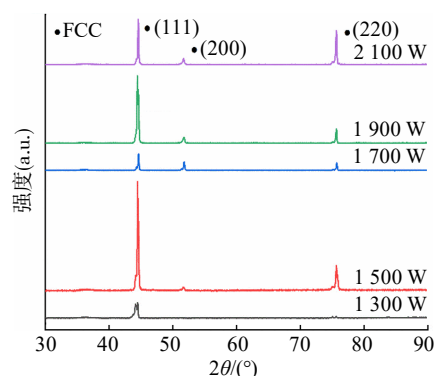


图 7 不同激光功率下 CoCrFeNiCu 涂层 XRD 图

2.4 熔覆层显微硬度

图 8 反映了在不同功率下的涂层显微硬度. 众所周知, FCC 单相固溶体的硬度普遍较低, 那是因为 FCC 的滑移方向比 BCC 多^[20], 更容易发生塑性变形, 而硬度又是材料抵抗塑性变形的重要指标之一, 因此 FCC 结构比 BCC 硬度低.

从图中可以看出, 随着激光功率增大, 涂层沿截面方向的硬度呈现先增大后减小的趋势. 激光功率 1 700 W 下涂层的显微硬度最高, 达到了 202 HV_{0.2}, 而 2 100 W 的显微硬度最低, 只有 120 HV_{0.2}. 2 100 W 下涂层硬度较低的原因是: 激光功率较高, 涂层表面热应力较高, 表面形成裂纹等缺陷, 涂层的综合力学性能下降. 从微观角度来看, 在功率 2 100 W 下, 涂层晶粒由于激光功率较高, 冷却速度较慢, 晶粒获得充分的生长时间, 晶粒较为粗大, 因而涂层的显微硬度最低. 在较低功率 1 300 W 下, 涂层显微硬度同样较低, 这是由于较低激光功率导致高熵合金粉末熔化不完全, 熔覆层表面有未熔粉末颗粒. 在微观组织中也可以看出, 涂层顶部形成较粗大的未成形枝晶, 导致较低功率 1 300 W 下的涂层显微硬度较低.

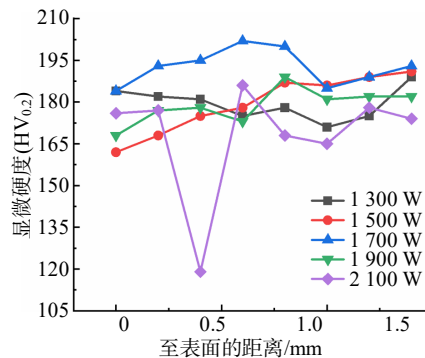


图 8 不同功率下 CoCrFeNiCu 涂层截面显微硬度

2.5 涂层摩擦磨损性能

图 9(a)为不同功率下 CoCrFeNiCu 涂层的摩擦系数曲线,从图中可以看出整个摩擦过程大致分为两个阶段.第一阶段是磨合阶段,此阶段摩擦系数起伏较大,这是因为表面磨抛等产生微小凸起,当摩擦副与涂层表面的微小凸起接触时,接触面积小,产生较大的应力,造成前期的摩擦系数波动剧烈.第二阶段是稳定阶段,摩擦系数波动趋于平缓,因为随着摩擦过程的进行,涂层表面的微小凸起被磨平,摩擦副和涂层表面接触面积变大,摩擦系数的波动较小.

从 1 300 W 到 1 700 W,随着激光功率的增加,摩擦系数呈下降趋势;从 1 700 W 到 2 100 W,随着激光功率增加,摩擦系数呈上升趋势.1 700 W 下摩擦系数最低,且摩擦曲线波动较平缓,说明 1 700 W 下涂层的摩擦磨损性能最优.在 1 300 W 和 2 100 W 下涂层的摩擦系数都较高,是因为在较低或者较高功率下获得的涂层的粗糙度较高.

由图 9(b)可以看出,涂层的磨损体积和摩擦系

数有相同的变化趋势,随着激光功率增大,呈现出先降低后升高的趋势.在激光功率 1 700 W 下,涂层的磨损体积达到最低,仅为 $0.038\ 56\ \text{mm}^3$,这与涂层组织有很大关系,1 700 W 下,涂层顶部形成较为均匀的胞状晶,晶粒较小,且底部也是胞状晶组织.而在 2 100 W 激光功率下,涂层的磨损体积最大,达到 $0.157\ 30\ \text{mm}^3$,由于激光功率过大,晶粒有足够时间长大,导致涂层晶粒粗大,涂层的硬度下降,涂层的耐磨性能变差.另外造成 2 100 W 功率下涂层磨损体积较大的原因是高稀释率导致涂层力学性能降低.

图 10 展示了不同激光功率下涂层磨损后的三维形貌,不同颜色代表不同的磨损深度.从 1 300、1 500 W 的三维形貌可以看出,在磨损沟槽周围产生了磨削堆积,形成中间凹两边凸的形貌,造成这种形貌的原因是磨球作用产生挤压、剪切等,将涂层材料从涂层表面带到两边堆积,在 1 700 W 下可见磨痕深度较浅,在 1 900、2 100 W 下可见磨痕的深度和宽度进一步加大,表面有较深的凹坑.

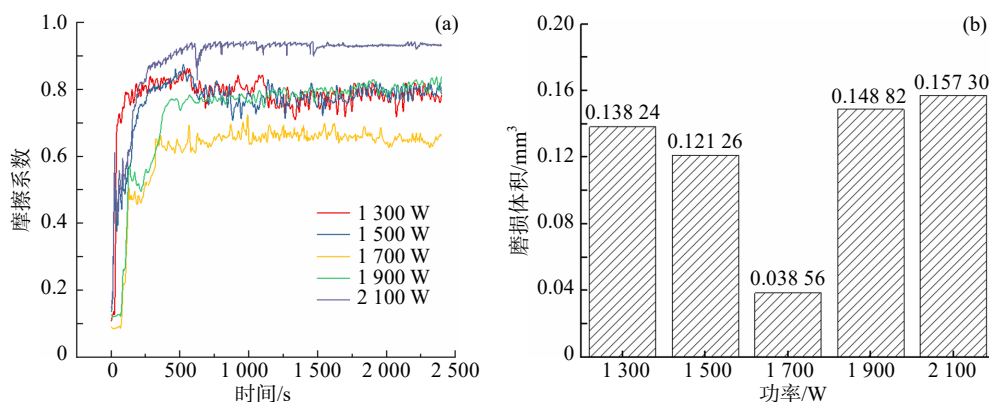


图 9 不同功率下 CoCrFeNiCu 涂层摩擦系数和磨损体积

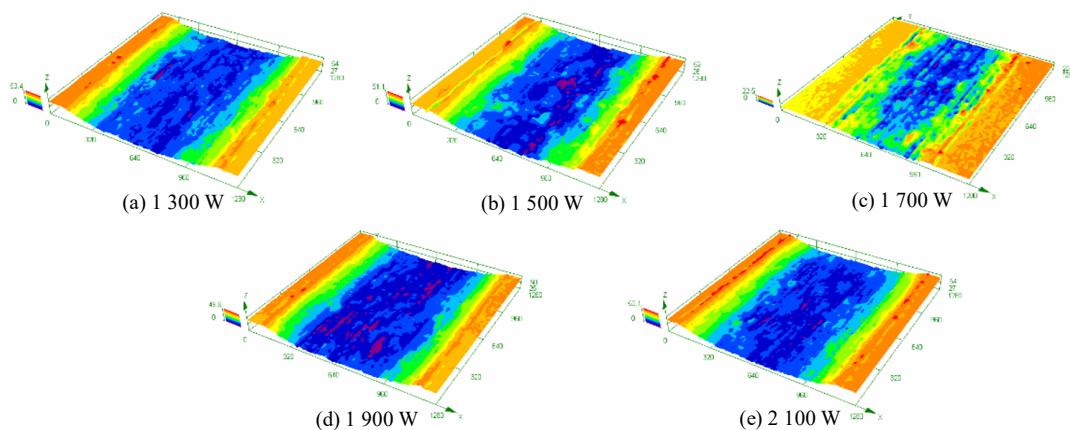


图 10 不同激光功率下涂层磨损三维形貌图

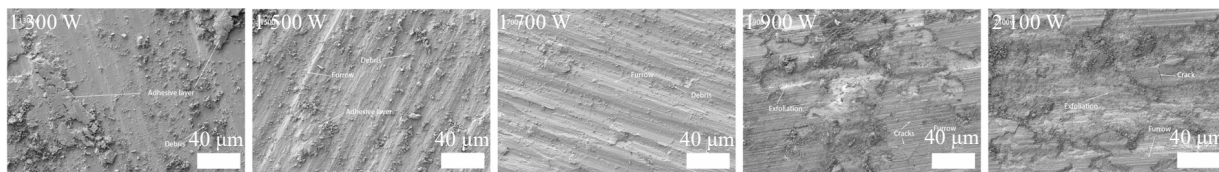


图 11 不同激光功率下 CoCrFeNiCu 涂层表面磨损形貌

为了进一步探究不同激光功率下涂层磨损机制, 图 11 给出了不同激光功率下 CoCrFeNiCu 涂层磨损后的表面形貌. 不难发现, 当激光功率为 1 300 W 时, 涂层表面有较多的黏着层, 黏着层分布较广, 面积较大, 表面也可见散落分布的磨屑, 原因是在 1 300 W 下涂层的硬度较低, 在硬度较高的摩擦球作用下, 涂层抗塑性变形的能力较差, 主要发生黏着磨损. 在激光功率 1 500 W 下, 涂层表面的黏着层相较 1 300 W 时减少很多, 表面可见较深的犁沟形貌, 磨损机制是黏着磨损和磨粒磨损. 在激光功率 1 700 W 下, 涂层表面几乎没有黏着层, 犁沟较浅, 三维形貌也证实了这一点, 说明了磨损性能的提升主要是涂层硬度提高了, 在 1 700 W 下涂层的磨损机制主要是磨粒磨损. 在激光功率 1 900 W 下, 可见表面具有较多裂纹和面积较大的凹坑, 因为在循环应力的作用下, 塑性变形导致裂纹扩展, 涂层局部区域剥落形成剥落坑, 这种磨损机制是磨粒磨损、黏着磨损和疲劳磨损. 当激光功率达到 2 100 W, 可见剥落坑的深度进一步变深, 裂纹变少, 磨损达到了最剧烈的程度, 磨损性能最差.

3 结论

(1)在较低功率下制备的涂层表面有未熔粉末; 而较高功率下制备的涂层表面平整度较差, 可能伴有裂纹或者气孔等缺陷.

(2)随着激光功率增大, 涂层顶部由枝晶向胞状晶转变, 涂层底部由柱状晶向胞状晶再向柱状晶转变. 面扫中, 发现 Cu 元素在晶界偏析. 在 1 700 W 下获得的晶粒小且均匀, 随着功率增大, 晶粒有长大的趋势.

(3)在不同激光功率下涂层呈现单一的 FCC 相, 在 1 700 W 下涂层整体显微硬度较高, 最高硬度达到 202 HV_{0.2}, 摩擦系数最低, 磨损体积最低, 仅有 0.038 56 mm³, 耐磨性能最优.

参考文献:

- [1] YE H J W. Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys[J]. JOM, 2013, 65(12):1759-1771.
- [2] IBRAHIM K, TAHA H, RAHMAN M M, et al. Solar selective performance of metal nitride/oxy-nitride based magnetron sputtered thin film coatings: a comprehensive review[J]. Journal of Optics, 2018, 20(3):033001.
- [3] 李想, 赵伟, 潘延瑞, 等. 等离子熔覆 WC 增强镍基金属涂层组织与性能研究[J]. 齐鲁工业大学学报, 2022, 36(5):51-54.
- [4] SAMOILOVA O, SHABUROVA N, PASHKEEV K, et al. Al_{0.25}CoCrFeNiV high entropy alloy coating deposited by laser cladding on stainless steel[J]. Materials, 2022, 15(20):7058.
- [5] 吉文哲, 王守忠. B₄C 加入量对 Fe-Cr-C-B 堆焊合金耐磨性的影响[J]. 材料保护, 2021, 54(12):64-71.
- [6] 郝文俊, 孙荣禄, 牛伟, 等. 激光熔覆 CoCrFeNiSi_x 高熵合金涂层的组织及性能[J]. 表面技术, 2021, 50(5): 87-94.
- [7] 左润燕, 孙荣禄, 牛伟, 等. 激光熔覆 CoCrFeNiTi_x 高熵合金涂层的组织与性能[J]. 表面技术, 2022, 51(3): 363-370.
- [8] 刘昊, 高强, 郜文鹏, 等. 激光熔覆 CoCrFeNiNb_x 高熵合金涂层的高温摩擦磨损性能[J]. 摩擦学学报, 2022, 42(5):966-977.
- [9] 杨佳伟, 牛伟, 孙荣禄, 等. Mo 含量对激光熔覆 CoCrFeNiW_{0.6}Mo_x 高熵合金涂层组织与性能的影响[J]. 表面技术, 2024, 53(3):170-178.
- [10] 于丽莹, 王晨, 朱礼龙, 等. 激光增材制造 Al_xCoCrFeNi 高熵合金的组织与性能[J]. 材料工程, 2024, 52(1):220-230.
- [11] VERMA A, CHAUHAN L, KUMAR T S, et al. Laser cladding of CoCrCuFeNi and CoCrFeNi high-entropy alloys on DMR 249A steel: corrosion, wear and antibacterial behaviour[J]. JOM, 2023, 75(7):2701-2713.
- [12] 杨超敏, 刘秀波, 刘一帆, 等. 激光熔覆 FeCoCrNiCu_x 高熵合金涂层的显微组织和摩擦性能[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(5):1514-1530.
- [13] VERMA A, TARATE P, ABHYANKAR A C, et al. High temperature wear in CoCrFeNiCu_x high entropy alloys:

- the role of Cu[J]. *Scripta Materialia*, 2019, 161:28-31.
- [14] ZHU Z X, LIU X B, LIU Y F, et al. Effects of Cu/Si on the microstructure and tribological properties of FeCoCrNi high entropy alloy coating by laser cladding[J]. *Wear*, 2023, 512/513:204533.
- [15] MENG C, SONG Z H, WANG G L, et al. Microstructure and properties of CoCrFeNiCu high-entropy alloy coating prepared by induction cladding[J]. *Materials Letters*, 2022, 314:131896.
- [16] 张国松, 侯怀志, 殷强浩, 等. 功率对激光熔覆 $(\text{Fe}_{0.25}\text{Co}_{0.25}\text{Ni}_{0.25}\text{Cr}_{0.125}\text{Mo}_{0.125})_{86}\text{B}_{14}$ 涂层组织均质性及磨损性能的影响[J]. *中国表面工程*, 2022, 35(3):214-225.
- [17] ZHANG M N, WANG D F, HE L J, et al. Microstructure and elevated temperature wear behavior of laser-cladded AlCrFeMnNi high-entropy alloy coating[J]. *Optics & Laser Technology*, 2022, 149:107845.
- [18] 安相龙, 王玉玲, 姜芙林, 等. 搭接率对 42CrMo 激光熔覆层温度场和残余应力分布的影响[J]. *中国激光*, 2021, 48(10):1002110.
- [19] TAKEUCHI A, INOUE A. Classification of bulk metallic glasses by atomic size difference, heat of mixing and period of constituent elements and its application to characterization of the main alloying element[J]. *Materials Transactions*, 2005, 46(12):2817-2829.
- [20] ZHANG Z Y, HUANG S L, CHEN L L, et al. Ultrahigh hardness on a face-centered cubic metal[J]. *Applied Surface Science*, 2017, 416:891-900.

Preparation, microstructure and wear resistance properties of CoCrFeNiCu high-entropy alloy coating by laser cladding

ZHANG Wei^{1,2}, SHU Xuedao^{1,2}, DENG Yimin^{1,2}

(1.Faculty of Mechanical Engineering & Mechanics, Ningbo University, Ningbo 315211, China;

2.Zhejiang Provincial Key Laboratory of Part Rolling Technology, Ningbo 315211, China)

Abstract: CoCrFeNiCu high-entropy alloy coating was prepared by laser cladding on the surface of 45 steel with synchronous powder feeding method. The effects of laser power on the microstructure and wear resistance properties of CoCrFeNiCu high-entropy alloy coating were systematically investigated. The microstructure, phase composition and mechanical properties of the high entropy alloy coating were characterized and tested by X-ray diffractometer (XRD), optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), energy dispersive spectrometer (EDS), Vickers hardness tester and multifunctional friction and wear testing machine. The results show that the coating is of only FCC phase under different laser power, indicating that the laser power does not change the phase composition of the coating. With the increase of laser power, the upper part of the coating changes from dendrites to cellular crystals, and the lower part changes from columnar crystals to cellular crystals and then to columnar crystals again. The crystal grains of the coating are uniform and dense at 1 700 W of laser power. As the power increases, the grain size tends to grow as well. With the increase of laser power, the microhardness of the coating increases first and then decreases gradually, with the highest value being 202 HV_{0.2} at 1 700 W of laser power. At 1 700 W of laser power, the wear volume of the coating is only 0.038 56 mm³, and the wear resistance reaches the best.

Key words: high entropy alloy; laser cladding; microstructure; wear resistance

(责任编辑 韩 超)