

激光熔覆 FeCrMoCBY 非晶合金梯度涂层的组织与摩擦学性能研究

李文宇¹, 杨卫明¹, 马 严¹, 刘李晨¹, 张 响², 张 平², 赵玉成¹, 刘海顺²

(1. 中国矿业大学 力学与土木工程学院, 江苏 徐州 221116)

(2. 中国矿业大学 材料与物理学院, 江苏 徐州 221116)

摘 要: 为提高铁基非晶合金涂层的非晶相含量与摩擦学性能, 本工作提出在 45# 钢基板上制备铜合金/非晶梯度涂层的新策略。采用同步送粉激光熔覆技术, 分别制备单层 FeCrMoCBY 非晶涂层及铜合金 (CuSn12Ni2)/非晶双层梯度涂层, 系统研究激光扫描速率 (2000~4000 mm/min) 对涂层微观结构、非晶相形成及摩擦学性能的影响。结果表明: 铜合金/非晶双层梯度结构通过铜层的高导热性显著加速熔池冷却, 降低非晶形成的临界冷却速率需求, 从而大幅提升非晶相含量, 达 68.9wt%~92.3wt%, 较单层涂层提升显著, 其中扫描速率 3000 mm/min 时非晶相含量最高 (92.3wt%)。涂层中析出 $M_{23}C_6$ 型碳化物亚微米晶, 弥散分布于非晶基体, 通过钉扎效应提升硬度。梯度涂层平均显微硬度超 1000 HV_{0.1} (峰值 1288.75 HV_{0.1}, 达基材 6 倍), 且发现适度晶化可强化材料硬度。非晶合金涂层磨损机制以磨粒磨损为主导, 高硬度导致脆性剥落形成磨屑, 引发二次犁沟。本研究证实梯度结构通过铜合金中间层的热传导调控作用, 为非晶相形成提供了更优的热力学条件, 为高非晶含量耐磨涂层的工程应用提供新思路。

关键词: 激光熔覆技术; 梯度复合涂层; 微观结构演变; 显微硬度; 摩擦性能

中图法分类号: TG174.4; TG139⁺.8

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)09-2257-10

1 引言

近年来, 激光熔覆作为一种新技术被应用于材料的表面改性, 如飞机涡轮叶片等复杂工作环境中的机械结构, 以提高其使用寿命^[1]。与表面堆焊、电镀、气相沉积等传统表面处理技术相比, 激光熔覆具有稀释度低、组织致密等优点, 并且与基板可以形成较好的冶金结合, 适用于晶粒尺寸变化多、含量大等特点的涂层材料^[2-7]。激光熔覆分为预制式粉末激光熔覆、同步进料激光熔覆和线材激光熔覆^[8]。其中同步进料式激光熔覆技术应用最为广泛^[9]。熔覆过程中, 液体池是由基材和喷嘴喷出的金属粉末驱动激光照射形成的, 可以实现极大的冷却速率。

铁基非晶合金作为一种新型亚稳态金属材料, 通过超快速冷却技术制备而成^[10-11]。由于其不存在晶体材料的晶粒和晶界等缺陷^[12-13], 其强度可达 4850 MPa 以上, 并且具有优异的耐磨、耐腐蚀和抗疲劳性能, 是当前性能最佳的涂层材料之一^[14-18]。Zhang 等人^[19]通过激光熔覆制备了 FeCrMoCBY 非晶合金涂层, 结果发现, 涂层厚度与入射激光功率和作用时间成正比, 随着激光熔覆热输入的减少, 非晶相的体积分数增加, 平均显微硬度和纳米

硬度增加, 在扫描速率为 3000 mm/min 时, 涂层显微硬度达到 1447.9 HV。Shang 等^[20]以不同激光功率在 Q235 基板上合成了铁基非晶涂层, 测试结果发现激光功率为 1300 W 时涂层获得了最大非晶相含量 (21wt%) 和高达 917 HV_{0.5} 的最高硬度, 大约是基板的 5 倍。Li 等^[21]采用激光熔覆技术制备了 FeCrMoBSi 非晶复合涂层, 结果表明, 当 Fe/Cr 原子比为 0.33 时, 涂层的玻璃化形成能力最佳。此时涂层具有优异的显微硬度 (1200 HV) 和耐磨性 ($2.7 \times 10^{-6} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$), 涂层的主要磨损机制为轻微磨粒磨损。Jiang 等^[22]的工作指出, 激光熔融非晶粉末时, 对比激光功率, 激光扫描速度对非晶相含量的影响更加显著。Zhu 等人^[23]在不同激光功率和扫描速度下在 AlSi1045 钢上制备了 FeNiSiBV 非晶涂层, 发现当激光功率为 4.8 kW、扫描速度为 3500 mm/min、激光束直径为 2 mm 时, 非晶相含量最高, 显微硬度高, 耐磨性好。Wang 等人^[24]研究了激光扫描速度对 Fe 基熔覆层微观组织和性能的影响, 发现扫描速率的提高可以提高涂层的硬度和耐腐蚀性。Zhang 等人^[25]研究了 Nb 对 FeNiBSi 非晶和结晶复合涂层的影响。结果表明, Nb 与 Fe、B 形成网状结构, 导致过冷液的结晶阻力高, 有利于非晶相的形

收稿日期: 2025-09-22

基金项目: 国家自然科学基金面上项目 (52171165)

作者简介: 李文宇, 男, 1995 年生, 博士生, 中国矿业大学力学与土木工程学院, 江苏 徐州 221116, E-mail: wenyuli_2020@cumt.edu.cn

成,Nb的含量也改变了结晶模式。

然而,由于非晶形成能力和临界尺寸的限制^[26-27],目前的研究主要集中在通过调整涂层熔覆时输入的能量密度和非晶成分的设计,以提高涂层的整体非晶相含量,从而改善涂层的耐磨性能^[28-30]。但是这些性能改善方法均依赖实验经验,不利于非晶合金涂层的实际应用,因此寻找一种更具普适性的激光熔覆非晶合金涂层的工艺对非晶合金涂层的推广具有重要意义^[31]。由于铜合金的热导率是钢的2~3倍,在铜基板上激光熔覆非晶涂层过程中,当非晶合金熔覆层沉积在铜基底上时,熔池底部的热量会以极快速度被铜基底导走,激光移开后,熔池底部(与铜接触界面)首先经历极速冷却,形成高过冷度。这种冷却速率远高于常规钢基体或镍基高温合金基体,显著提高达到临界冷却速率的可能性,降低临界冷却速率需求,对于非晶形成能力相对较低的非晶合金体系,在铜基底上也更容易实现非晶化,扩大了可熔覆的非晶材料选择范围^[32-34]。

考虑到大部分工艺器件均为钢材质,本工作通过在钢基板上熔覆非晶合金与铜合金的复合涂层,以实现超高非晶相含量的非晶合金涂层的制备。具体实验设计为,以铁基非晶粉FeCrMoCBY为原料,通过激光熔覆技术制备两种非晶涂层。一种是在45#钢基板上直接熔覆非晶粉末,另一种是在钢基板上熔覆锡青铜和非晶的梯度涂层。通过改变激光扫描速率,研究铜合金粉末对激光熔覆非晶合金涂层的微观结构和力学性能的影响。

2 实验

使用的基体为45#钢,尺寸为15 mm×15 mm×10 mm。基材表面用丙酮和甲醇清洗,使表面清洁和脱脂。FeCrMoCBY非晶粉末粒径为58~135 μm,CuSn12Ni2合金粉末粒径为45~105 μm。粉末的XRD图谱如图1所示,可以看到非晶粉末的XRD图谱具有扩散强度的宽光晕,可以证明所使用的粉体具有很高的非晶含量。CuSn12Ni2合金粉末是标准的fcc相。所有粉末的尺寸都在给粉机的可接受范围内,因此具有良好的流动性,在沉积过程中更加稳定,从而减少了缺陷。将粉末放入干燥箱中去除残留的水分以备用。

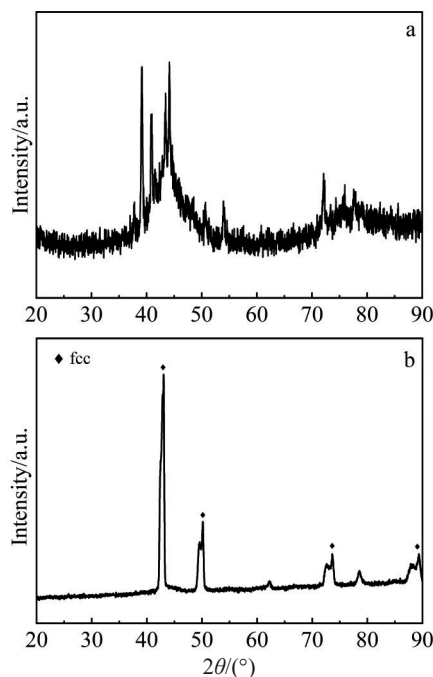


图1 非晶粉末和铜合金粉末的XRD图谱

Fig.1 XRD patterns of amorphous powder (a) and copper alloy powder (b)

激光熔覆实验采用DML-1000型激光熔覆设备。采用的激光熔覆工艺为同步给粉式。制备的涂层样品分为两组,具体设置参数如表1。第二组的梯度复合涂层设计为两层结构,第一层材料使用CuSn12Ni2合金粉末,以提高非晶涂层的非晶相含量,第二层使用FeCrMoCBY非晶粉末,共制备了6个样品。所有的涂层样品熔覆采用S形扫描路径。

采用扫描电镜、透射电镜、能量色散光谱和X射线衍射仪对涂层的微观结构进行了分析。XRD测试采用单色Cu Kα辐射,2θ(衍射角)范围为20°~90°,扫描速度为0.01°/s。利用双束聚焦离子束(focused ion beam, FIB)仪在室温下制备透射电镜样品,取样位置为涂层表面;利用线切割制备DSC样品,经磨光后的样品尺寸约为1 mm³,用无水乙醇超声清洗10 min,干燥后用于DSC测试。

使用线切割在涂层处切下10 mm×10 mm×10 mm的立方体用于测试涂层的力学性能。采用HVS-1000A维

表1 激光熔覆参数设置

Table 1 Parameter settings of laser cladding

Group	No.	Laser power/kW	Scanning speed/ mm·min ⁻¹	Powder feed rate/g·min ⁻¹	Coverage ratio/%
Single layer	1#	3.5	3000	15	50
	2#		3500		
	3#		4000		
Double layer	4#	2.5	2000		
	5#		2500		
	6#		3000		

氏显微硬度计测定了抛光后涂层的显微硬度分布。加载载荷为9.81 N,加载时间为10 s。显微硬度从涂层表面向基板方向测量,测点间距为0.15 mm。为保证结果的可靠性,采用如下方案:垂直方向上的显微硬度值取同一水平方向上3个不同点的平均值。

在室温(25±2 ℃,相对湿度45%)下,使用RTEC MFT-5000磨损测试仪测试涂层的磨损性能。在磨损试验前,先用240#~2000#砂纸对涂层样品表面进行研磨,再使用震动抛光机进行抛光,使其表面光滑。研磨球为直径6 mm的GCr15球。磨损试验施加的接触力为10 N,摩擦幅值4 mm,频率2 Hz,磨损时间为30 min。仪器记录了摩擦系数随时间的变化。每个样品进行了3次磨损实验,并通过比较每个样品的平均质量损失来评估磨损结果的可信度。质量变化用电子分析天平测量,精度为

0.01 mg。在磨损前后分别称重3次,取3次的平均值。利用扫描电镜和三维轮廓仪观察磨损表面形貌的变化。

3 结果和讨论

3.1 涂层的整体形貌

图2显示了不同激光熔覆工艺下涂层的扫描电镜图像,从扫描电镜图中可以看到,所有的涂层成形致密,效果较好,说明激光熔覆工艺参数选择合理。其中1#~3#样品在涂层与基板结合处存在微裂纹,4#~6#涂层表面出现了脆性剥离,这是由于非晶合金硬度过大,韧性不足,在打磨加工时发生了脆性破坏导致的结果。

以5#样品为例,通过能量色散光谱线扫描来确定随着深度的减小,涂层整体元素的分布情况。结果如图3所示。从结果看出,非晶涂层的主要元素Fe、Cr、Mo

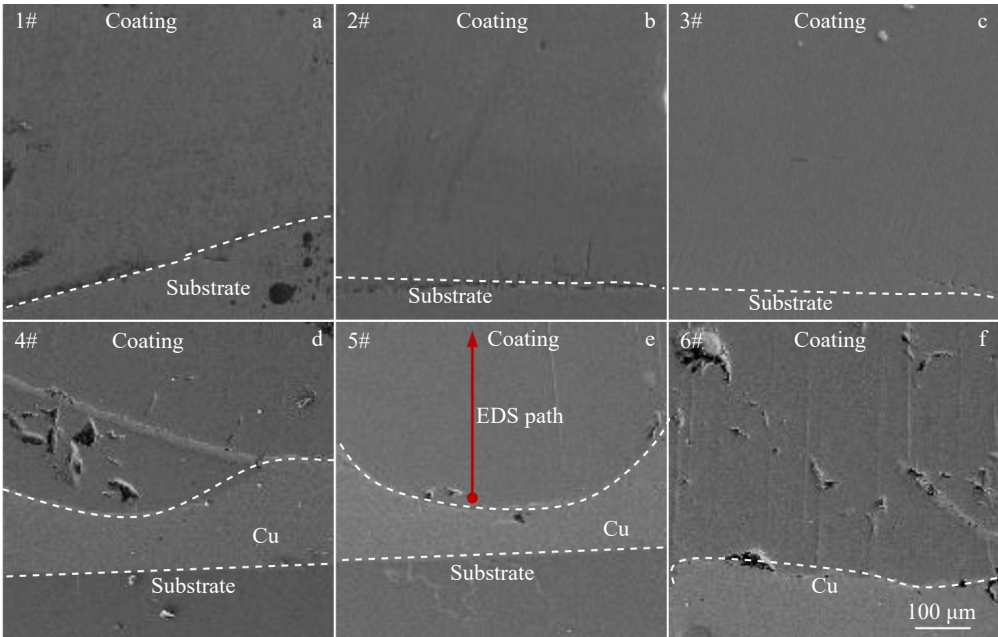


图2 1#~6#涂层样品截面形貌的SEM照片
Fig.2 SEM images of cross sections of coating samples 1#~6#

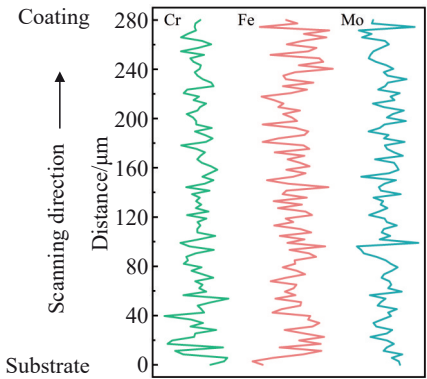


图3 5#样品从基板到涂层顶面的EDS线扫描结果
Fig.3 EDS line scanning results from substrate to top surface of coating sample 5#

的含量随涂层的深度没有明显变化,说明涂层整体元素分布均匀,没有发生明显的偏析现象。

3.2 非晶合金涂层的相组成

对于激光熔覆的铁基非晶涂层,最重要的是获得合适的微观结构,以获得优异的性能^[35]。图4显示了激光熔覆非晶合金涂层的XRD图谱。从图中可以看到1#~3#合金涂层强度最高的衍射峰为 $M_{23}C_6$ 相,这说明涂层整体保持非晶相的同时存在着金属碳化物的析出,这类碳化物对涂层的硬度有着较大的提升。4#~6#合金涂层强度最高的衍射峰为 γ -(Fe,Cr,Mo)的fcc相,以及少量的金属碳化物相。由于在铜合金的影响下,上层的非晶合金在激光熔覆的冷却过程中朝fcc相结构方向结晶。

图5是XRD主峰强度对比,可以看到,随着激光扫

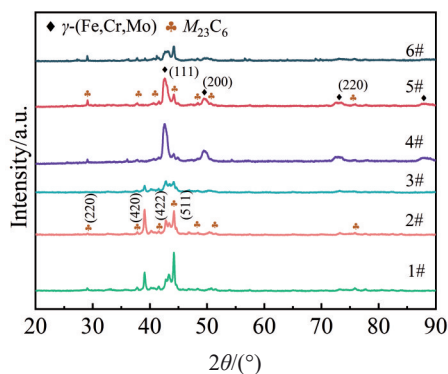


图4 涂层的XRD图谱

Fig.4 XRD patterns of different coating samples

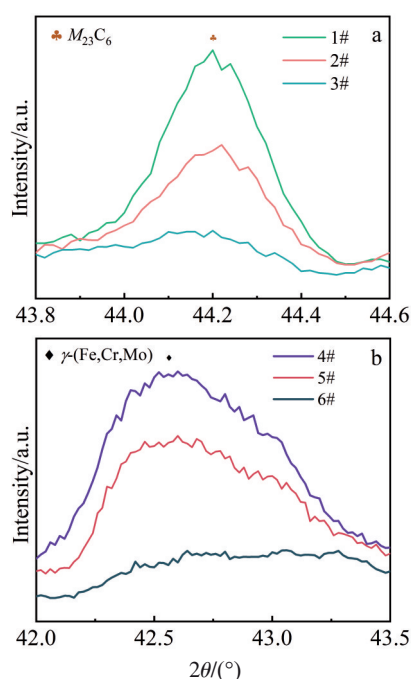


图5 涂层的XRD图谱主峰强度

Fig.5 Main peak intensity of XRD patterns of coating samples 1#–3# (a) and 4#–6# (b)

描述率的提高,结晶峰强度变低,说明非晶相被更多地保留了下来。这是由于激光扫描速率的提高导致输入能量密度的减小,同时熔池受激光影响的时间变短,可以以更快的速率冷却。

通过透射电子显微镜进一步分析涂层的微观结构。图6是2#样品的TEM分析结果。从低分辨率图可以看出,涂层内有亚微米晶粒的析出。对其选区电子衍射分析可以看出,其中灰黑色区域I为结晶区。通过对晶粒进行电子衍射分析,测量其晶面间距,得到晶面指数信息(图6d),结合XRD结果可以得到,该晶粒主要为碳化物 $M_{23}C_6$ 相。金属碳化物的析出对材料的硬度有积极的影响。结合图7,对晶粒的能量色散光谱分析,晶粒主要存在Mo的富集和Fe的减少,这是由于Mo元素扩散率较

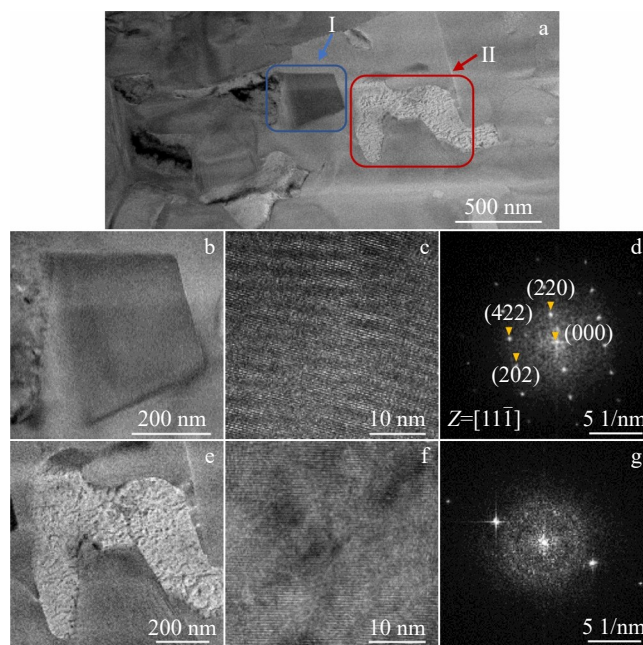


图6 2#涂层的TEM分析结果

Fig.6 Low-resolution TEM image of coating sample 2# (a); low-resolution TEM images (b, e), high-resolution images (c, f), and SAED patterns (d, g) of region I (b–d) and region II (e–g) marked in Fig.6a

低,倾向于与合金中的类金属元素(如B、C)形成高熔点的稳定化合物。作为硬质亚微米晶的析出,对材料的硬度有着积极的影响。浅白色区域II为非晶相,其电子衍射图谱为同心圆环,如图6g。

图8是5#样品的TEM分析结果。从低分辨率图可以看出,涂层内有亚微米晶粒的析出。对其选区电子衍射分析可以看出,其中深灰黑色区域为结晶区。计算其晶面指数可以看到,析出的亚微米晶可以分为两种结构,一种是与2#样品相同的金属碳化物相,如图8d,而另一种晶体结构是fcc相,如图8g所示,结合XRD分析结果可以得到证实。与2#样品不同的是,该样品析出的亚微米晶颗粒镶嵌于非晶相基体中,这种结构可以使硬质的金属碳化物相起到更强的钉扎作用,进一步加强材料的强度和硬度^[36]。如图9所示,与2#样品相同,亚微米晶粒主要存在Mo元素的富集和Fe元素的减少。说明在两种激光熔覆工艺下均可析出亚微米晶颗粒来增强材料的力学性能,但5#非晶涂层非晶相含量更高,亚微米晶颗粒尺寸更小。

图10a展示了涂层的DSC曲线。曲线显示,所有样品在约750℃处均出现一个放热峰,这对应晶化开始,表明非晶涂层通过放热反应发生了结晶。随着温度的升高,非晶结构逐渐转变为结晶结构,晶粒开始成核并长大,最终形成完整的晶体结构,结晶过程随之结束。

彭平等^[37]提出了一种利用DSC曲线计算非晶合

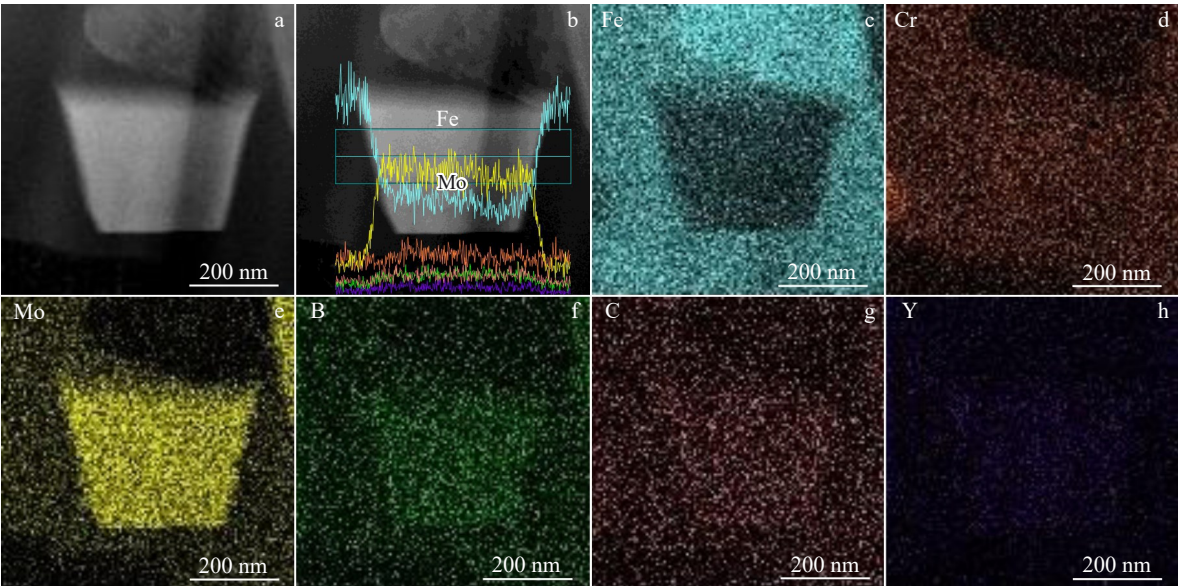


图7 图6a中2#样品中区域I的能量色散光谱图像

Fig.7 TEM image (a) and corresponding EDS line scanning results (b) coupled with element distributions (c–h) of region I of coating sample 2# marked in Fig.6a

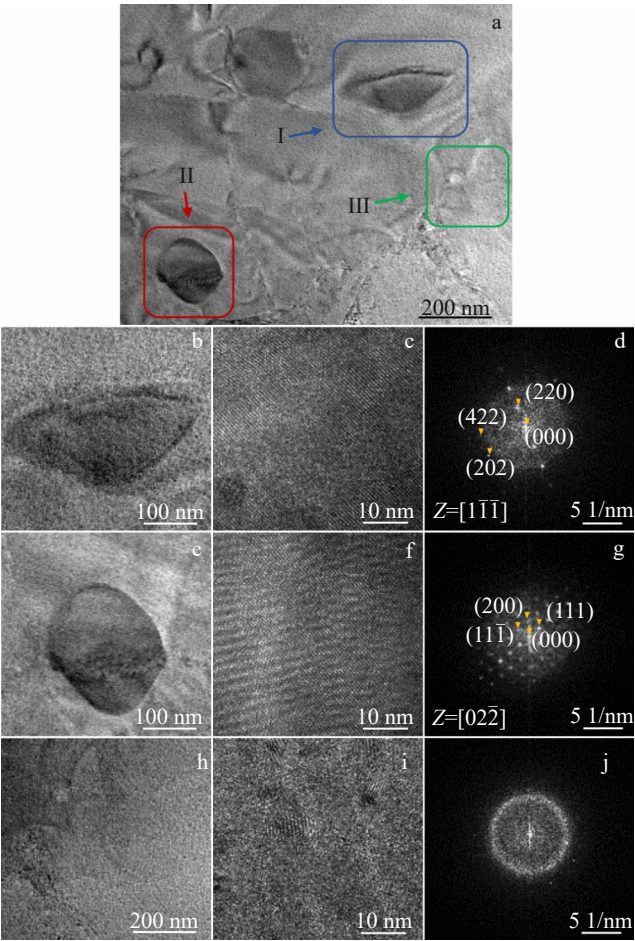


图8 5#涂层的TEM分析结果

Fig.8 Low-resolution TEM image of coating sample 5# (a); low-resolution TEM images (b, e, h), high-resolution TEM images (c, f, i), and SAED patterns (d, g, j) of region I (b–d), region II (e–g), and region III (h–j) marked in Fig.8a

金化过程中非晶相含量的方法。由于相变热 ΔH 是试样非晶部分的方向,因此结晶转变所释放的热量,即 ΔH 只与试样非晶部分的相含量有关。对于相同的非晶态合金,100%非晶态样品的相变热 ΔH_0 是固定的。因此,公式为:

$$m\Delta H = kA = k \int_{t_1}^{t_2} (dQ/dt) dt \tag{1}$$

式中, m 为被测样品的质量, A 为相应DSC曲线相变峰下面积, dQ/dt 为热流速率(Q 为相变热量, t 为时间), k 是由实验仪器和实验参数确定的仪器常数。通过计算 ΔH ,可以比较涂层的非晶态相含量。通过计算各样品的相变热 ΔH ,可以得到非晶相含量,如图10b所示。可以看出,随着激光扫描速率的提升,非晶相的含量在逐渐升高,其中添加铜涂层的4#~6#样品的非晶相含量(68.9wt%~92.3wt%)普遍高于1#~3#样品(53.6wt%~72.8wt%),说明采用该熔覆工艺可以有效提升激光熔覆铁基非晶涂层的非晶相含量。同时,6#样品,也就是激光功率2.5 kW,扫描速率3000 mm/min的样品非晶相含量最多,达到92.3wt%,优于其他铁基非晶涂层的结果^[20-21]。

3.3 显微硬度

材料的硬度与其耐磨性密切相关^[38]。图11为非晶合金涂层的显微硬度分布图。

与基体相比,涂层的硬度更高。5#涂层的平均显微硬度最大为1288.75 HV_{0.1},该值是基材硬度的6倍。1#~3#样品显微硬度在超过0.1 mm后急剧下降,这是由于靠近基体的涂层受到激光热影响时间较长,冷却速率较慢导致晶化,硬度下降。而4#~6#样品显示,非晶涂层平均显微硬度均超过1000 HV_{0.1},且硬度数值随涂层厚度变化

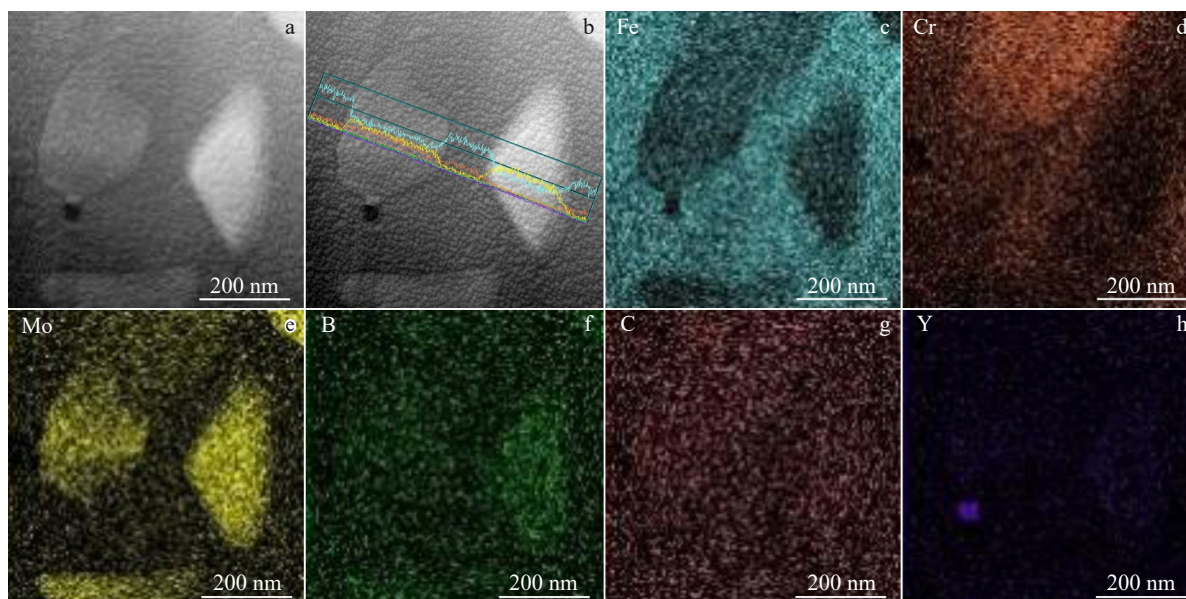


图9 图8a中5#样品中区域I的能量色散光谱图像

Fig.9 TEM image (a) and corresponding EDS line scanning results (b) coupled with element distributions (c-h) of region I of coating sample 5# marked in Fig.8a

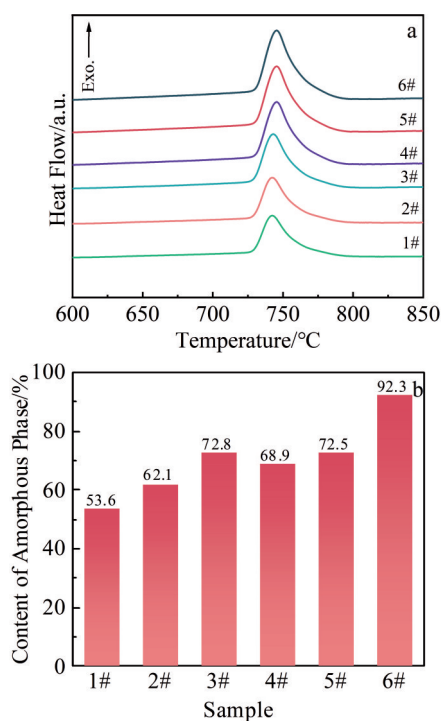


图10 涂层的DSC测试曲线和涂层非晶相含量

Fig.10 DSC curves (a) and content of amorphous phase (b) of different coating samples

不大,说明在添加铜合金涂层后,非晶形成更加均匀。结合非晶相含量(图10b),可以看出,虽然2#和5#样品的非晶相含量在各组均不是最高,但显微硬度值却最大,说明在铁基非晶涂层中,适当的晶化有助于硬度的提升。

3.4 摩擦性能及磨损机理

为评估涂层耐磨性并探究不同非晶含量涂层的磨损

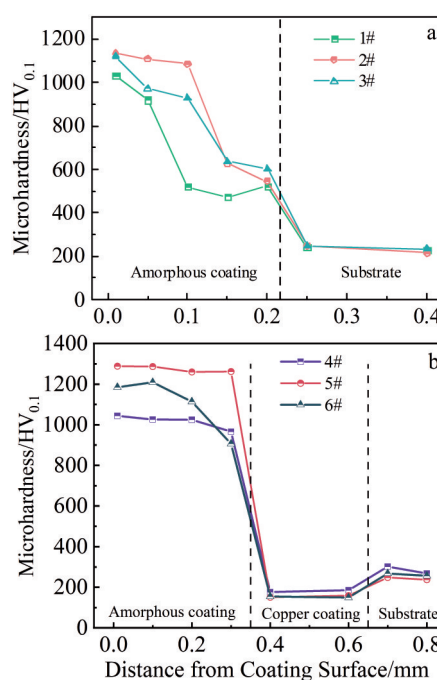


图11 涂层沿深度方向的显微硬度分布

Fig.11 Microhardness distributions of different coating samples along the depth direction: (a) coating samples 1#–3#; (b) coating samples 4#–6#

机理,对6种涂层样品进行了摩擦磨损试验,结果如图12所示。在磨损初期,摩擦系数上升,这源于摩擦副之间接触面积较小,此时表面相切。随着涂层表面材料不断剥离,磨损过程在2~5 min时进入稳定阶段,摩擦系数趋于平稳。其中,5#样品表现最佳,平均摩擦系数最小,仅为0.4490,磨损消耗质量也最低,为0.12 mg。

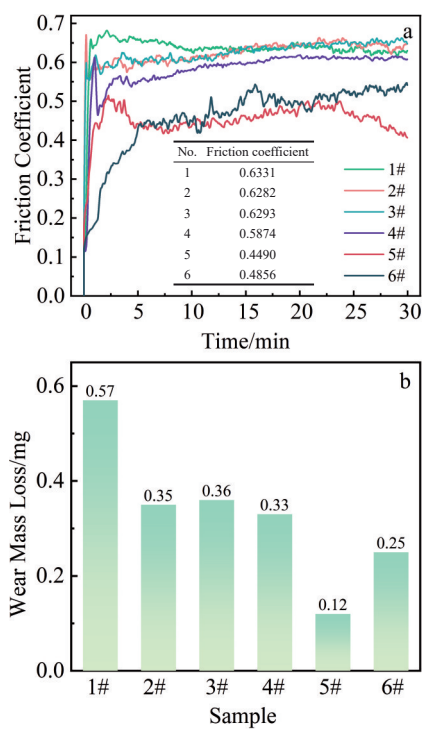


图12 各涂层摩擦系数曲线和样品在摩擦测试过程中的质量损失
Fig.12 Friction coefficient curves (a) and wear mass loss during friction testing (b) of different coating samples

通过对材料磨损表面的分析(图13),可以更清楚地了解材料的磨损机理。磨损表面出现明显的脆性剥离现象产生的凹坑以及碎屑,表现为典型的磨粒磨损。而犁沟的产生说明剥离的碎屑参与后续的磨损过程中,造成二次磨损。

图14是磨损后划痕的三维轮廓图。图15是划痕截

面轮廓曲线。经测量,1#~6#涂层的划痕的宽度分别是0.754、0.886、0.823、0.502、0.492和0.443 mm,划痕的最大深度分别为0.017、0.012、0.013、0.009、0.011和0.004 mm,从三维轮廓图和截面轮廓曲线图可以看出,非晶合金涂层在10 N压力作用30 min的摩擦实验中,产生的划痕的宽度和深度都很小,但划痕面平整度较低,这是由于非晶涂层硬度较大,但韧性不足,在与对偶球接触的过程中,剪切力造成的脆性剥落,而后这些硬质剥落物与涂层表面接触,划伤涂层,造成摩擦系数偏高。这一现象反应了涂层以磨粒磨损为主导的磨损机理。

图16为非晶涂层的磨损过程示意图。从图中可以看出,一些析出的亚微米晶颗粒在磨损表面起支撑作用,防止磨球对非晶基体造成损害。在摩擦过程中,非晶基体在应力的作用下发生脆性断裂,这种断裂脱落在表面上产生凹坑,同时对磨球的作用下,硬质的碎屑与基体发生相互作用,造成二次磨损,导致摩擦系数的增加。

3.5 结构非均匀性对涂层性能的调控机制

如3.2节微观结构分析所示,单层与双层梯度涂层均形成了非晶基体+弥散亚微米晶($M_{23}C_6$ 碳化物+ γ -(Fe,Cr,Mo) fcc相)的非均匀复合结构(如图6、图8)。亚微米晶以弥散形式分布于短程有序的非晶基体中,两者形成无明显孔隙、元素无偏析的紧密界面,如图3、图6d、图8g所示。

TEM 高分辨表征显示,亚微米晶与非晶基体的界面存在一层厚度5~10 nm的过渡区,该区域原子排列介于非晶的短程有序与亚微米晶的长程有序之间,无明显晶格畸变或缺陷,这一特征源于激光熔覆的快速凝固过程:非晶基体与亚微米晶在熔池中同步形核、生长,原子间通

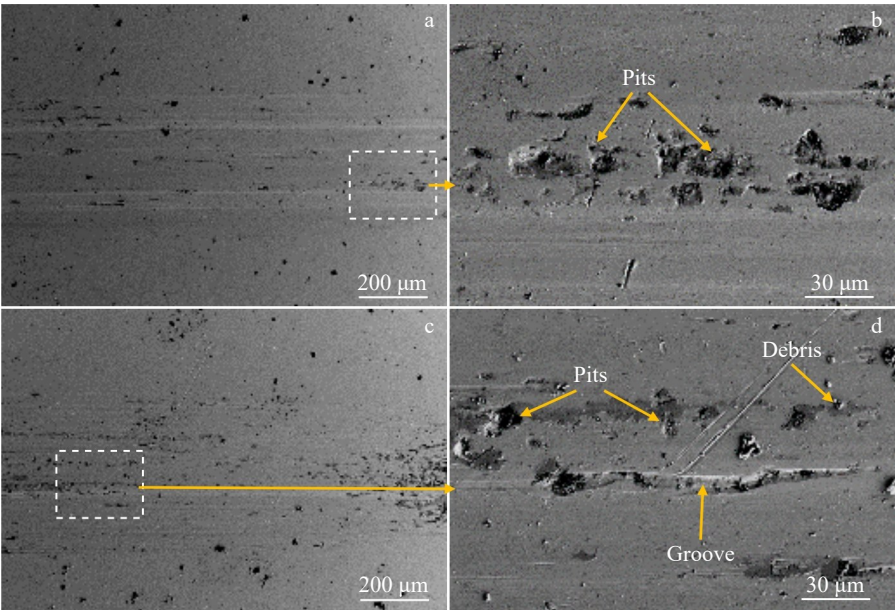


图13 涂层样品磨损表面的SEM照片
Fig.13 SEM images of worn surfaces of coating samples 2# (a-b) and 5# (c-d)

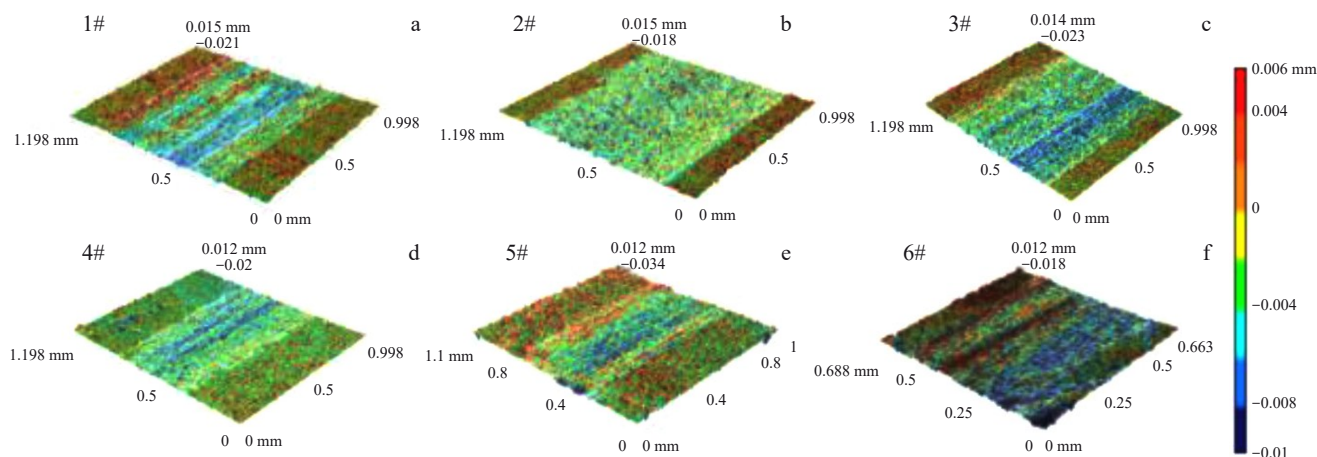


图 14 涂层样品磨损表面的 3D 轮廓图像

Fig.14 3D contour images of worn surfaces of coating samples

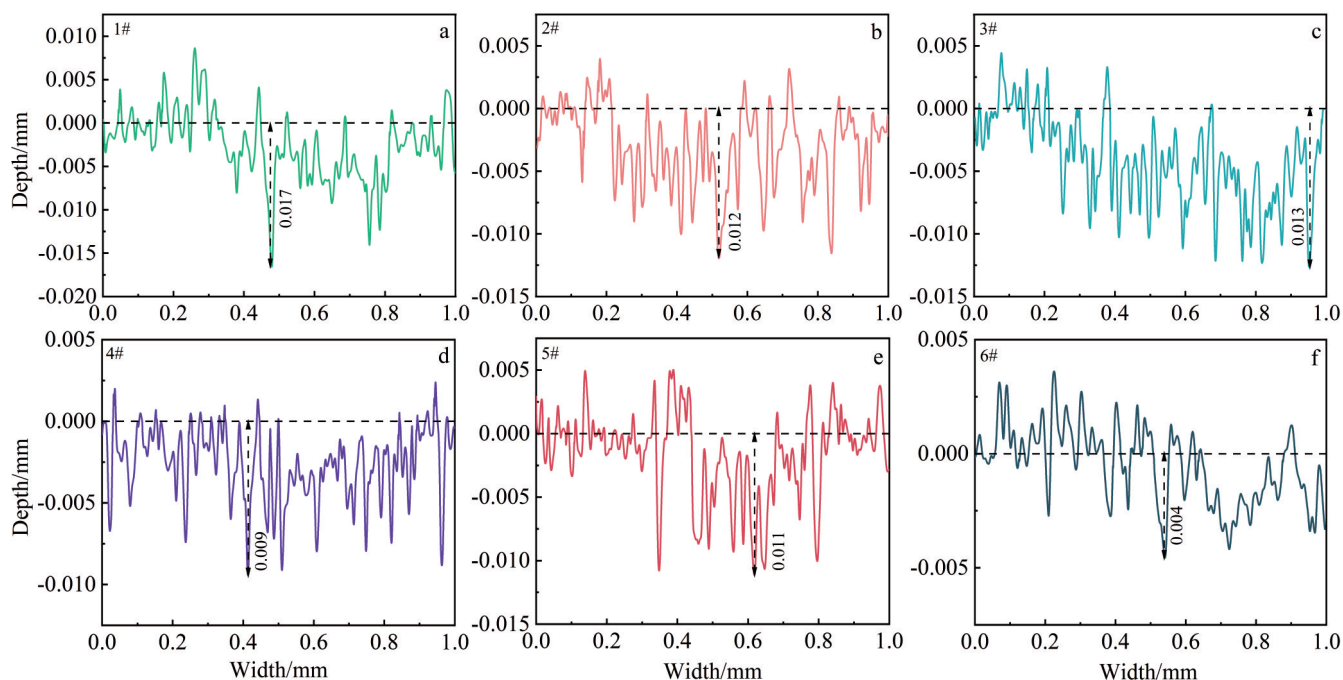


图 15 涂层样品磨损表面的截面轮廓曲线

Fig.15 Cross-section contour curves of worn surfaces of coating samples

过金属键实现紧密结合,避免了界面脱粘或孔隙等缺陷。从分布均匀性来看,双层梯度涂层的亚微米晶分布更均匀,而单层涂层因冷却速率较低,部分区域出现亚微米晶轻微团聚。这种差异源于铜合金梯度层的热传导调控作用:铜层的高导热性使熔池冷却速率更均匀,抑制了亚微米晶的择优生长与团聚,确保其在非晶基体中形成“均匀弥散”的空间分布,这为后续性能优化奠定了结构基础。

结构非均匀性通过耐磨相强化与基体支撑的协同作用,显著提升耐磨性:

(1)磨粒切削抵抗:弥散分布的 $M_{23}C_6$ 亚微米晶作为硬质增强相,直接承受磨粒的切削作用,其高硬度可有效

阻止磨粒对涂层表面的犁沟深度,减少材料流失;

(2)基体韧性缓冲:非晶基体虽硬度低于亚微米晶,但具有一定的弹性变形能力,可通过局部原子重排缓解磨粒冲击产生的瞬时应力,避免涂层因应力集中导致的脆性剥落;同时,非晶基体与亚微米晶的紧密界面确保应力快速传递,使载荷由非晶基体均匀分散至亚微米晶,避免单一晶粒过载断裂;

(3)二次磨损抑制:纯非晶涂层磨损时易产生大尺寸硬质剥落物,成为二次磨粒加剧磨损;而结构非均匀性使剥落物尺寸控制在 $2\ \mu\text{m}$ 之内,减少与涂层表面的相对滑动切削,降低二次犁沟效应。

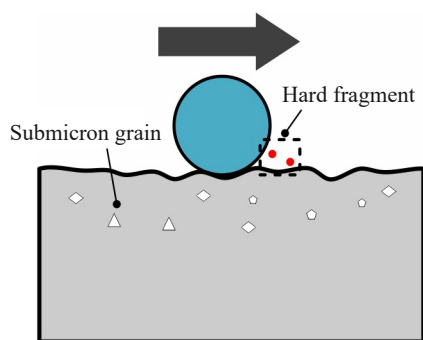


图16 非晶涂层的磨损过程示意图

Fig.16 Schematic diagram of the wear process of amorphous coating

4 结论

1) 双层梯度涂层工艺可以以更低的扫描速率成形非晶含量更高的涂层。单层涂层的非晶相含量为53.6wt%~72.8wt%，双层梯度涂层的非晶相含量为68.9wt%~92.3wt%，说明该工艺在高非晶相含量的涂层制备中具有积极影响。

2) 涂层中均有亚微米晶颗粒的析出，这有助于增强材料硬度。涂层中析出的亚微米晶主要为金属碳化物 $M_{23}C_6$ ，与少量 γ -(Fe,Cr,Mo) fcc相共同构成微观结构非均匀性，这些弥散分布的第二相在非晶基体中发挥钉扎作用，显著增强涂层强度与硬度，为耐磨性能提升奠定微观结构基础。

3) 非晶相含量和硬度不成正比。5#样品非晶相含量不是最高，但硬度值最大，为1288.75 HV_{0.1}，该值是基材硬度的6倍，说明适当的晶化有助于非晶涂层硬度和耐磨性的提高。

4) 非晶涂层的主要磨损机理是磨粒磨损，平均摩擦系数最小值为0.4490。由于非晶涂层硬度普遍较高(超过1000 HV_{0.1})，摩擦过程中容易造成脆性剥落，剥落的硬质相与涂层相互作用，导致随后的磨损过程处于磨粒磨损的状态。

参考文献

- [1] Kaierle S, Overmeyer L, Alfred I et al. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*[J], 2017, 19: 196
- [2] Zhang H, Liu G, Ren N N et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2023, 464: 129573
- [3] Li M Y, Han B, Song L X et al. *Applied Surface Science*[J], 2020, 503: 144226
- [4] Liu C M, Li C G, Zhang Z et al. *Optics & Laser Technology*[J], 2020, 123: 105926
- [5] Xia C Q, Yang B, Liu S G et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2025, 54(6): 1397
- [6] Li Wenyu(李文宇), Yang Weiming(杨卫明), Ma Yan(马严) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)

- [J], 2026, 55(2): 451
- [7] Liu P Y, Li H, Zhang R H et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(3): 632
- [8] Yuan W Y, Li R F, Chen Z H et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 405: 126582
- [9] Xu X, Lu H F, Luo K Y et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2020, 284: 116736
- [10] Zhang L T, Wang Y J, Yang Y et al. *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2024, 281: 109661
- [11] Liang S Y, Zhu F, Wang Y J et al. *International Journal of Engineering Science*[J], 2024, 205: 104146
- [12] Zhu Fan(朱凡), Zhou Jiong(周炯), Huang Huang(黄煌) et al. *Acta Physica Sinica*(物理学报)[J], 2025, 74(16): 166102
- [13] Wang W H, Zhao R, Han R et al. *Materials Futures*[J], 2025, 4: 033001
- [14] Zhang P L, Yan H, Xu P Q et al. *Applied Surface Science*[J], 2012, 258(18): 6902
- [15] Inoue A. *Acta Materialia*[J], 2000, 48(1): 279
- [16] Bordeenithikasem P, Stolpe M, Elsen A et al. *Additive Manufacturing*[J], 2018, 21: 312
- [17] Zhang Kai(张凯), Mao Pengzhan(毛鹏展), Huo Jiaxiang(霍嘉翔) et al. *Materials China*(中国材料进展)[J], 2025, 44(10): 954
- [18] Xu Liping(徐丽萍), Song Jinbing(宋进兵), Deng Changguang(邓畅光) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(5): 1546
- [19] Zhang P L, Zhang Q, Yan H et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 405: 126726
- [20] Shang X C, Zhang C Z, Xv T et al. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2021, 263: 124407
- [21] Li K Y, Liang J, Zhou J S. *Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 423: 127520
- [22] Jiang Q, Liu H S, Li J Y et al. *Additive Manufacturing*[J], 2020, 34: 101369
- [23] Zhu Q J, Wang X H, Qu S Y et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2008, 18(2): 270
- [24] Wang H Z, Cheng Y H, Zhang X C et al. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2020, 250: 123091
- [25] Zhang P L, Lu Y L, Yan H et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2013, 236: 84
- [26] Inoue A, Kong F L, Man Q K et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 615: S2
- [27] Zhang L T, Wang Y J, Nabahat M et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2024, 174: 103923
- [28] Zhang P L, Yan H, Yao C W et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2011, 206(6): 1229
- [29] Aghasibeig M, Fredriksson H. *Surface and Coatings Technology*[J], 2012, 209: 32
- [30] Zhang Shuyan(张舒研), Zhang Zhibin(张志彬), Song Peisong(宋培松) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(9): 2669
- [31] Chu Z H, Zhou Y Y, Zheng X W et al. *Rare Metal Materials and*

- Engineering*[J], 2020, 49(9): 2978
- [32] Jin L, Jiang K Y, Ren H L *et al. International Journal of Electrochemical Science*[J], 2022, 17(9): 220920
- [33] Li N, Luo J, Zhao P *et al. Materials Research Innovations*[J], 2014, 18: 310
- [34] Zhou S F, Zhang T Y, Xiong Z *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2014, 59: 131
- [35] Wang S L, Zhang Z Y, Gong Y B *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 728: 1116
- [36] Pitchuka S B, Lahiri D, Sundararajan G *et al. Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2014, 23: 502
- [37] Peng Ping(彭平), Zheng Caixing(郑采星), Hu Yanjun(胡艳军) *et al. Journal of Hunan University, Natural Sciences*(湖南大学学报自然科学版)[J], 2003, 30(3): 40
- [38] Yi J L, Niu B, Pan L L *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2022, 447: 128823

Microstructure and Tribological Properties of FeCrMoCBY Amorphous Alloy Gradient Coating Prepared by Laser Cladding

Li Wenyu¹, Yang Weiming¹, Ma Yan¹, Liu Lichen¹, Zhang Xiang², Zhang Ping², Zhao Yuchen¹, Liu Haishun²

(1. School of Mechanics & Civil Engineering, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, China)

(2. School of Materials Science and Physics, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, China)

Abstract: To enhance the amorphous phase content and tribological properties of iron-based amorphous alloy coatings, this study proposed a novel strategy for fabricating copper alloy/amorphous gradient coatings on 45# steel substrate. Using coaxial powder-feeding laser cladding technique, single-layer FeCrMoCBY amorphous coatings and copper alloy (CuSn12Ni2)/amorphous double-layer gradient coatings were separately prepared. The effects of laser scanning speed (2000–4000 mm/min) on the microstructure, amorphous phase formation, and tribological properties of the coatings were investigated. The results show that the copper alloy/amorphous double-layer gradient structure significantly accelerates molten pool cooling via the high thermal conductivity of the copper interlayer, reducing the critical cooling rate requirement for amorphous formation. Consequently, the amorphous phase content is substantially improved to 68.9wt%–92.3wt%, showing a remarkable enhancement compared to the single-layer coating. The highest amorphous phase content (92.3wt%) is achieved at a scanning speed of 3000 mm/min. $M_{23}C_6$ -type carbide submicron crystals precipitate in the coating and are dispersedly distributed in the amorphous matrix, improving the hardness through a pinning effect. The average microhardness of the gradient coating exceeds 1000 HV_{0.1} (peak value of 1288.75 HV_{0.1}, which is six times higher than that of the substrate). It is also found that moderate crystallization can enhance hardness of the material. The wear mechanism of the amorphous alloy coating is dominated by abrasive wear. High hardness leads to brittle spallation and the formation of wear debris, which induces secondary ploughing. This study demonstrates that the gradient structure provides more favorable thermodynamic conditions for amorphous phase formation through the thermal-conductivity regulation effect of the copper alloy interlayer, offering new insights for the engineering application of wear-resistant coatings with high amorphous phase content.

Key words: laser cladding technique; gradient composite coating; microstructure evolution; microhardness; tribological properties

Corresponding author: Yang Weiming, Ph. D., Professor, School of Mechanics & Civil Engineering, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, P. R. China, E-mail: wmyang@cumt.edu.cn