

激光熔覆 ZrB_2 -SiC 增强 Cu 基复合涂层的微观结构与摩擦学性能

赵月红^{1,2}, 战再吉¹, 吕相哲¹, 曹海要¹

(1. 燕山大学 亚稳材料制备技术与科学国家重点实验室, 河北 秦皇岛 066004)

(2. 秦皇岛职业技术学院, 河北 秦皇岛 066100)

摘要: 为了提高铜表面的强度和耐磨性, 以复合粉末 (Zr、Si、Ni 包 B_4C 、Cu) 为原料, 采用激光辅助原位合成技术, 在纯铜基体表面制备了 ZrB_2 -SiC/Cu 复合涂层。通过 XRD、SEM 和 TEM 分析了复合涂层的表面形貌、微观结构、相组成和界面结合, 并测试了不同增强相含量熔覆层的硬度和摩擦学性能。结果表明: 通过设计原位化学反应成功在铜基体内合成了微米级针状 ZrB_2 和纳米级颗粒状 SiC。增强相均与基体形成了清洁、无杂相的界面。2 种不同维度与尺寸的增强体, 通过多种强化机制, 显著改善了复合涂层的力学性能; 通过调整激光工艺参数可实现增强体尺寸的控制, 随着增强相含量的提高, 复合涂层的平均硬度和耐磨损性逐渐增加。当增强相含量为 30% (质量分数, 下同) 时, 复合涂层的平均硬度 ($HV_{0.2}$) 为 3028 MPa, 约为纯铜的 5.6 倍。30% 增强相涂层的载流磨损率与 10% 增强相的涂层相比, 降低了约 80%。较高含量增强相的复合涂层表现出优异的摩擦学性能。

关键词: 激光熔覆; 复合涂层; 原位合成; ZrB_2 -SiC; 摩擦学性能

中图分类号: TG174.4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)01-0267-07

铜具有高的导电导热性、良好的延展性和可加工性, 被广泛应用于热电、电子、交通、航空等领域。然而, 较低的机械性能和较差的耐磨性影响了铜的服役寿命和进一步应用^[1-4]。在材料表面制备增强涂层, 可在不改变主体材料性能的情况下, 提高其表面耐磨损性能, 延长服役寿命, 降低使用成本^[5]。如陶瓷增强金属基复合涂层, 其具有高硬度、高耐磨性和成分可定制的优点。但金属与陶瓷之间存在较大的物理化学性质差异, 且铜与陶瓷之间的润湿性较差, 所以直接添加陶瓷增强体通常不能与铜形成稳定的冶金结合。采用原位合成技术利用反应物之间的化学反应, 可以在金属基体内生成陶瓷增强体^[6], 由于陶瓷增强体是原位自生的, 所以与金属基体之间具有优异的兼容性和界面结合强度。

激光熔覆是一种利用高能激光束在材料表面进行处理或制造的增材制造技术, 已被应用于钛合金、铝合金和低碳钢等金属材料的表面强化^[7-10]。采用激光熔覆技术可在基体上制备出高耐磨陶瓷增强复合涂层, 并能与基体形成牢固的冶金结合^[11-12]。如采用激光熔覆技术制备了高强耐磨损 Ti-C-TiN 增强 Ni_2O_4 基

合金涂层^[13]。将原位合成技术和激光熔覆相结合可制备优异性能的复合涂层。如通过激光熔覆在 35CrMo 钢上成功制备了原位合成的 V_8C_7 增强铁基复合涂层, 其显微硬度 ($HV_{0.3}$) 为 7595 MPa, 约为基体的 4 倍, 耐磨性得到显著提高^[14]。为了同时提高 Ti6Al4V 合金的耐磨性和高温抗氧化性, 通过其表面沉积了 (Al+Si+Ni-20Cr) 获得了原位合成 Ti_3Si_3/Al_3Ni_2 增强 $Al_3Ti/NiTi$ 复合涂层。复合涂层的平均显微硬度是 Ti6Al4V 合金的 2.5~3 倍, 并且在 800 °C 下表现出良好的抗氧化性^[15]。

铜与其他金属相比, 激光加工难度较大, 因为其具有较低的激光吸收率和高导热速度^[16], 只能在较高的激光能量下才能形成稳定的熔池, 进而实现高质量的激光熔覆; 而发生原位合成反应会放出大量的热量, 这对于维持熔池的温度是有利的^[17], 并且能提高其稳定性。另外, 通过设计原位合成反应可在金属基复合涂层中同时合成多种陶瓷增强体, 多种陶瓷增强体的复合增强效率一般优于单一增强相^[18], 更重要的是通过改变激光制备工艺, 获得不同的熔池过冷度, 进而形成不同的形貌 (如针状、多边形和颗粒状) 或

收稿日期: 2022-01-03

基金项目: 河北省自然科学基金 (E201720329S)

作者简介: 赵月红, 女, 1980 年生, 博士生, 燕山大学亚稳材料制备技术与科学国家重点实验室, 河北 秦皇岛 066004, E-mail: zhaoyuehong1113@163.com

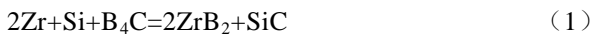
尺寸^[19]的陶瓷增强相,这对于提高涂层的强度起到更加重要的作用,目前在这方面开展的研究较少。

本研究利用激光熔覆技术以 Cu 粉、Zr 粉、Si 粉、Ni 包裹 B₄C 粉为原料,在 Cu 表面制备了陶瓷增强复合涂层。根据热力学分析了熔池中原位合成反应的可行性,并成功在 Cu 基体内同时合成了针状的 ZrB₂ 和颗粒状 SiC 陶瓷增强相,并且通过调整工艺实现了对生成物尺寸的有效控制;分析了复合涂层的微观结构、相组成和增强相与金属基体的界面,并测试了不同增强相含量下复合涂层的硬度与载流耐磨性。

1 实验

基体材料选用纯铜 T2,尺寸为 50 mm×50 mm×15 mm。用 150#砂纸打磨激光待处理表面,去除氧化层与杂质。然后依次使用丙酮、无水乙醇对表面进行清洗,去除油污。熔覆粉末包括 Cu 粉, Zr 粉, Si 粉以及 Ni 包裹 B₄C 粉末 (B₄C 含量为 60%), 具体参数在表 1 中列出。

设计原位合成增强相的化学反应如下所示:



根据原位反应进行反应物粉末配比,即 Zr、Si、B₄C 的摩尔比为 2:1:1,经换算 Zr 粉、Si 粉、Ni 包裹 B₄C 粉的质量比为 91:14:50。将反应物粉末整体作为增强相再与 Cu 粉进行配比,此时的反应物配比量作为增强相的含量。按照反应物添加量将粉末分别命名为 0%、10%、15%、20%、25%、30%。采用 XQM-21 型变频行星式球磨机进行粉末混合,球料比为 3:1,转速为 140 r/min,时间为 60 min,保护气为氩气。将混合后的粉末置于干燥箱中,在 100 °C 下干燥 60 min。采用光纤耦合输出全固态激光器,其激光波长为 1.06 μm。束斑直径为 3 mm,扫描速度为 1 mm/s,扫描搭接率为 50%,激光功率分别为 1800 或 2100 W,能量密度为 60 或 70 kJ/cm²。采用同步侧向送粉法,送粉量为 2 g/min,载气和保护气为氩气。

利用 D/Max-2500PC 型 X 射线衍射仪对激光熔覆复合涂层的表面进行物相分析。采用 KYKY-3200 型扫描电子显微镜及其配备的能谱分析仪对复合涂层显微组织和相分布进行分析。采用 Tecnai G2 F30 S-TWIN 型场发射透射电镜对原位合成增强相的结构

与界面结合进行分析。采用 HVS-1000 型维氏显微硬度测量了涂层表面的显微硬度,载荷 2 N 维持时间为 10 s,测试 5 点取平均值。采用 MMS-1.5GZ 高速载流销盘式摩擦磨损测试平台测试样品的耐磨损性能。滑动速度为 70~110 m/s,滑动时间为 240 s,载荷为 50 N,加载的电流为 0 或 20 A。

2 结果和讨论

2.1 热力学计算

利用激光将原料粉末在基体表面熔化形成熔池,在熔池内发生原位合成反应生成增强相。原材料粉末中含有多种元素,为确保最终合成目标增强相,有必要对可能发生的化学反应进行分析,反应方程式如下所示:



通过计算化学反应的吉布斯自由能可以预测反应进行的可行性,当该自由能数值为负值时,反应可自发进行^[20]。吉布斯自由能根据下式进行计算^[21-22]:

$$\Delta G_T = \Delta H_{298}^\theta - T\Delta S \quad (8)$$

其中,ΔH 为焓变,ΔS 为熵变,T 为热力学温度。根据物质热化学数据手册^[23]和热力学计算软件 HSC 9.0,可计算出可能反应的吉布斯自由能随温度的变化曲线,即ΔG-T 曲线,如图 1 所示。在 0~3000 °C 范围内,反应式 (3) 和式 (4) 的自由能均为负值且明显低于其他反应的自由能,表明其合成相 ZrB₂ 和 SiC 将会被优先合成。

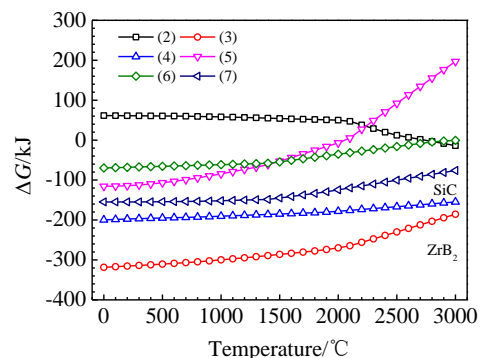


图 1 熔池中可能化学反应的ΔG-T 曲线

Fig.1 ΔG-T curves of possible chemical reactions in the molten pool

表 1 激光熔覆粉末的粒度及纯度

Table 1 Particle size and purity of laser cladding powder				
Material	Cu	Zr	Si	Ni@B ₄ C
Size/μm	≤75	≤48	≤75	≤25
Purity/%	99.9	99.5	99.9	99.9

2.2 激光熔覆复合涂层的相组成

采用 XRD 对复合涂层进行物相分析, 所得结果如图 2 所示。复合涂层中存在的相有 Cu、ZrB₂ 和 SiC。Cu 为复合材料的基体相, ZrB₂ 和 SiC 为原位合成的增强相。没有发现原料或其他物相的存在, 结果表明熔池中成功实现了目标增强相的原位合成, 且合成反应进行完全, 无杂相生成。

2.3 激光熔覆复合涂层的宏观形貌与界面

通过激光熔覆技术成功在铜基板表面制备宽度约为 40 mm 的复合涂层, 如图 3 所示。涂层表面仅可见浅的搭接痕迹, 质量良好, 无表面开裂、涂层脱落等缺陷。在样品的侧面可见涂层的颜色均匀, 没有夹杂和气孔, 界面平直且清晰。图 4 显示了 20% 增强相复合涂层与铜基板的界面, 在微观尺度上可见: 涂层底部的枝状组织与基体之间相互交错融合, 是良好的冶金结合。

2.4 激光熔覆复合涂层的显微组织

20% 增强相复合涂层的截面形貌如图 5a 所示, 涂层的厚度约为 1.8 mm。在复合涂层内没有杂质、孔洞、

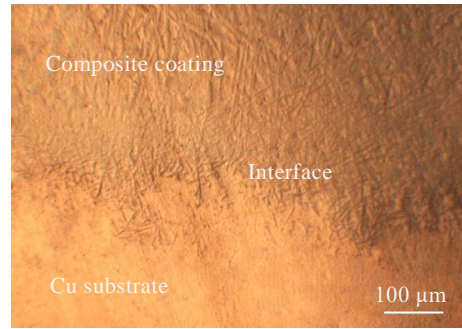


图 4 20% 增强相激光熔覆层与铜基板的界面

Fig.4 Interface between laser cladding coating (20%) and copper substrate

微裂纹等缺陷。从图 5b 放大图可观察到大量的针状或棒状相均匀地分布在金属基体中, 其平均长度为 80 μm。

通过 SEM 和 EDS 分析了复合涂层的元素分布及其对应的微观结构, 结果如图 6 所示。从图中可观察到 Zr 元素的分布对应于针状相, 结合 XRD 结果可确定该相为 ZrB₂。在针状相之间发现细小的颗粒相, 根据该位置 Si 和 C 的元素分布, 判断该颗粒可能为 SiC。进一步通过透射电子显微镜分析了原位合成增强相的形貌和与基体间的结合界面。图 7a 为复合涂层的 TEM 形貌, 发现基体组织中存在一种纳米颗粒相, 其平均尺寸约为 40 nm, 通过 SAED 斑点可以明确该相为零维的 SiC 相。在图 7b 中可见 SiC 与基体形成了良好的界面结合, SiC(012) 的晶面间距为 0.2619 nm。图 7c 为针状相的 TEM 形貌, 该相直径约为 200 nm, 分析 SAED 斑点可确定该浅色的细长相为 ZrB₂, 为一维针状增强体。图 7d 为 ZrB₂ 与铜基体的界面高分辨像。经测量, ZrB₂(0001) 的晶面间距为 0.3510 nm, 与标准值 0.3531 nm 接近。Cu(111) 的晶面间距为 0.2079 nm。在界面处没有杂相和缺陷, 表明原位合成的 ZrB₂ 是与铜基体直接结合在一起。

在铜基体中同时原位合成了零维和一维增强体, 因其不同的尺寸和形态具有不同的强化作用, 可发挥各自的优点, 同时增强体之间又具有协同强化作用, 进而显著改善复合材料的力学性能。另外, 零维纳米 SiC 和一维 ZrB₂ 2 种不同形态的增强相均匀分布在金属基体中, 能够避免同一增强体的聚集, 起到优化微观结构与力学性能的作用^[24]。

零维纳米 SiC 颗粒增强体具有多种强化机制, 如:

- (1) 弥散强化, 均匀分布在铜基体中的纳米级颗粒 SiC 可以通过阻碍位错运动强化金属材料。
- (2) 热错配强化, 在激光加工的快速冷却过程中, 由于 SiC 的弹性模量和热膨胀系数与铜基体存在较大的差异, 在

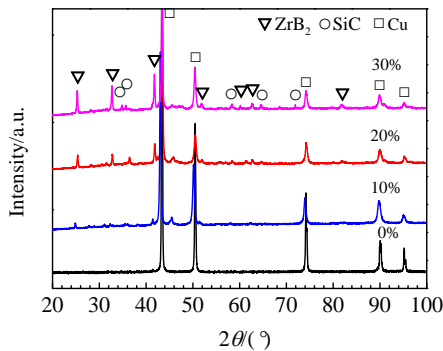


图 2 复合涂层的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of composite coatings

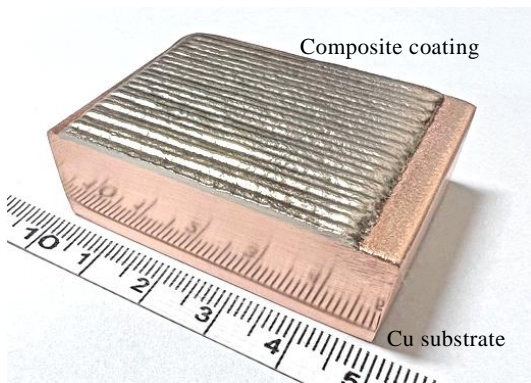


图 3 激光熔覆复合涂层 (20%, 70 kJ/cm²) 的宏观形貌

Fig.3 Macroscopic morphology of laser cladding composite coating (20%, 70 kJ/cm²)

其周围会引起非均匀的变形，并产生残余应力场，如在界面处观察到了类似褶皱的结构(图 7b 中箭头标注位置)。这种残余应力场可以诱导裂纹发生偏转，进而使裂纹扩展耗费更多的能量，增加复合材料的韧性。

(3) 晶粒细化，在熔池凝固过程中，SiC 不仅可以在铜基体中作为异质核心促进形核，而且在晶粒长大过程中，分布生长前沿的 SiC 可以阻碍晶粒的生长。通过异质形核和抑制生长均可以细化基体晶粒，提高了复合材料的强度和硬度。

一维针状 ZrB₂ 增强体也具有不同的强化机制，最典型的就是载荷传递强化机制，在复合涂层受到外部载荷作用时，其基体可通过强界面将外部载荷传递给

针状 ZrB₂ 陶瓷，高弹性模量的 ZrB₂ 可以承担大部分载荷，进而保护金属基体，并增加复合材料的强度；另外，当裂纹在复合材料内扩展时，高硬度的针状陶瓷相可以阻碍裂纹的扩展或使其发生偏转，消耗裂纹扩展的能量；当裂纹绕过针状相后，针状相还可以发挥类似纤维的作用通过桥接继续阻碍裂纹的扩展，直到其被拔出或发生断裂。

图 8 显示了在较低激光能量密度 (60 kJ/cm²) 下复合涂层的微观结构，可观察到大量细小的针状 ZrB₂ 增强相分布在金属基体中。与图 5b 中的工艺相比，由于激光能量密度不同，熔池的冷却速度也存在差异。根据关于激光熔池冷却速度的研究^[25]，随着激光能量

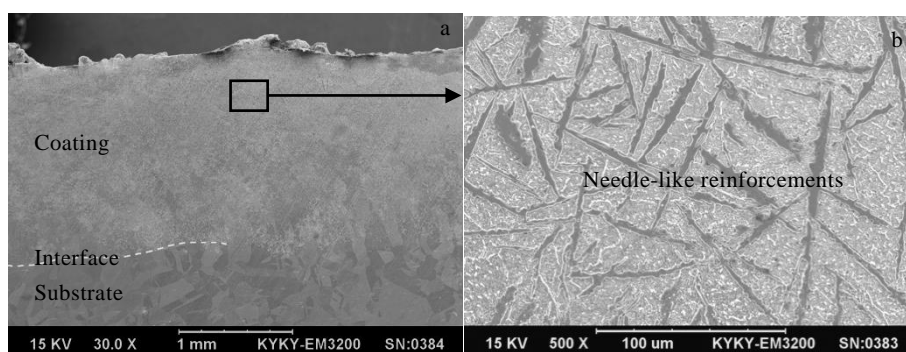


图 5 激光熔覆复合涂层的 SEM 形貌 (20%, 70 kJ/cm²)

Fig.5 SEM morphologies of laser cladding composite coating (20%, 70 kJ/cm²)

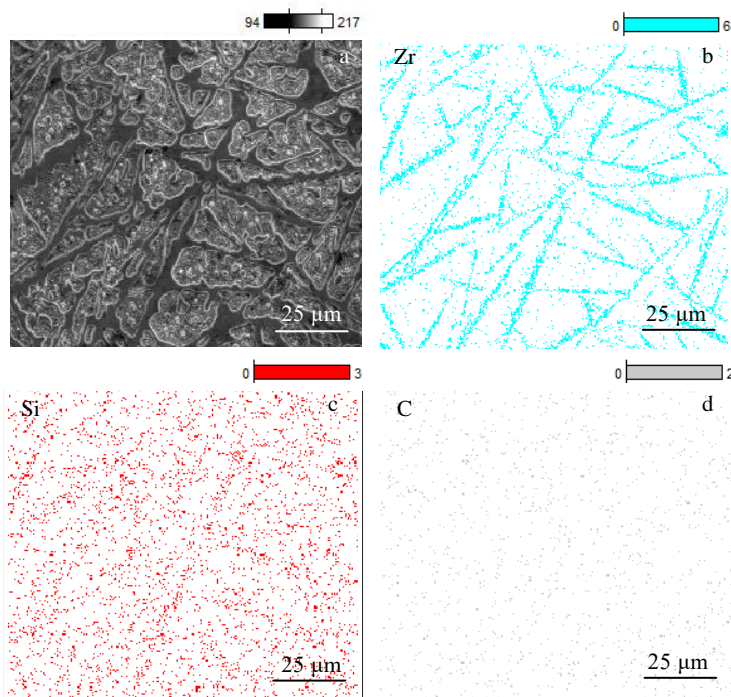


图 6 复合涂层 (20%, 70 kJ/cm²) 的显微结构与 EDS 元素面分布

Fig.6 Microstructure (a) and EDS elements mappings (b-d) of composite coating (20%, 70 kJ/cm²)

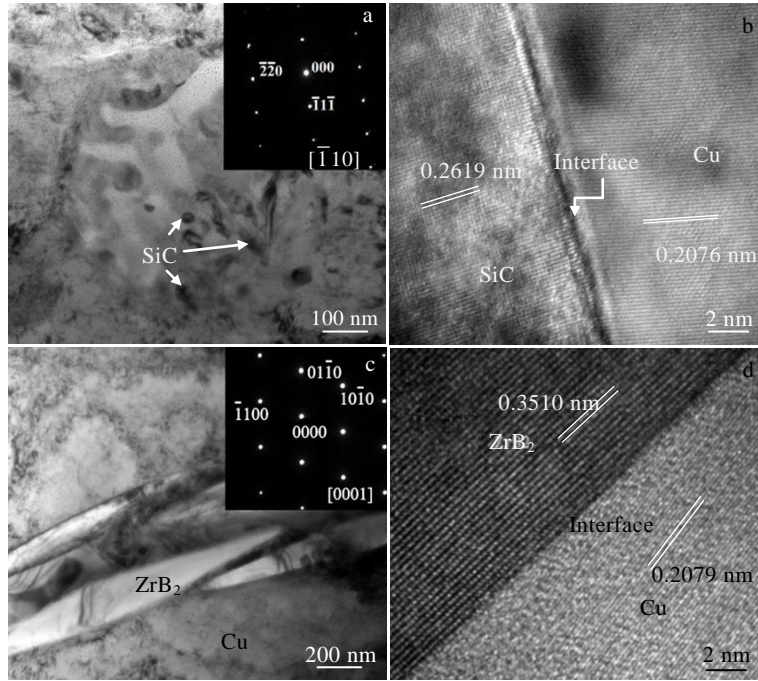


图 7 复合涂层 (20%, 70 kJ/cm²) 中增强相的 TEM 形貌和 SAED 花样与界面高分辨像

Fig.7 TEM morphologies, SAED patterns (a, c) and interface high-resolution images (b, d) of the reinforcements phase in the composite coating: (a, b) ZrB_2 and (c, d) SiC

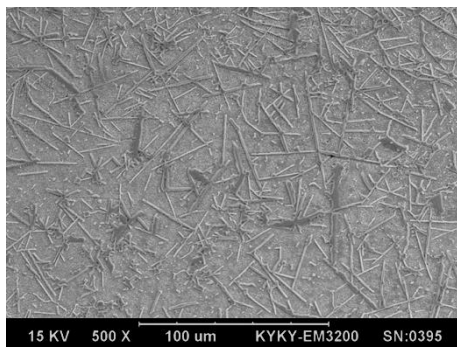


图 8 在 60 kJ/cm² 激光能量密度下复合涂层 (20%) 内合成的针状 ZrB_2

Fig.8 Needle-like ZrB_2 synthesized in the composite coating at the laser energy density of 60 kJ/cm²

密度从较高的 70 kJ/cm² 降低至 60 kJ/cm², 熔池的冷却速度从 600 K/s 增加至 800 K/s。由于熔池冷却速度的增加和熔池存在时间的减少, 导致 ZrB_2 的形核率增加, 同时减少了生长时间, 使针状 ZrB_2 的尺寸从 80 μm 减小至 35 μm, 因此, 通过调整激光工艺参数可实现对基体增强体尺寸的控制, 进而改善涂层的强度。

2.5 复合涂层的性能

如表 2 所示, 随着激光能量密度的降低, 复合涂层 (20%) 的显微硬度 (HV_{0.2}) 从 1637 MPa 增加至

1803 MPa。这是由于增强体尺寸的改变, 影响了复合涂层的力学性能。如 SiC 颗粒的尺寸从 40 nm 减小至 25 nm; ZrB_2 的长度从 80 μm 减小至 35 μm。根据弥散强化机制^[26], 颗粒的尺寸越小, 密度越大, 阻碍位错运动的阻力也就越大, 即强化效率越高。所以随着原位合成增强体的尺寸减小, 复合材料的硬度增加。图 9 给出了复合涂层的平均显微硬度随增强相含量的变化趋势。对于较高能量密度条件下 (70 kJ/cm²) 制备的复合涂层, 当增强相含量为 10% 时, 复合涂层的硬度为 872 MPa, 是原始铜基板硬度 (539 MPa) 的 1.6 倍。随着增强相含量的进一步增加, 复合涂层的平均显微硬度迅速提高。当增强相含量为 30% 时, 涂层的显微硬度 (HV_{0.2}) 达到 2508 MPa, 约为铜基体的 4.7 倍。原位合成的硬质陶瓷增强相 (微米级针状 ZrB_2 和纳米级颗粒 SiC) 弥散分布在涂层内, 通过组分强化、载荷传递、弥散强化、热错配强化、晶粒细化等多种机制, 展现出高的复合强化效应, 因此显著提高了涂层的强度。对于 60 kJ/cm² 下制备的复合涂层, 由于针状 ZrB_2 陶瓷增强相的尺寸减小, 增加了强化效率, 使复合涂层的显微硬度上升, 并且增强相含量越高, 硬度的增加越明显。如增强体含量为 10% 时, 硬度的增加为 176 MPa。而增强体含量增加为 30% 时, 显微硬度 (HV_{0.2}) 增加了 470 MPa, 达到 3028 MPa, 约为铜基体的 5.6 倍。

表 2 不同激光能量密度条件下增强体的尺寸与复合涂层的硬度

Table 2 Size of the reinforcement and microhardness of the composite under different laser energy densities

Energy density/kJ cm ⁻²	Size of SiC/nm	Size of ZrB ₂ /μm	Microhardness of coating, HV _{0.2} /MPa
60	25	35	1803
70	40	80	1637

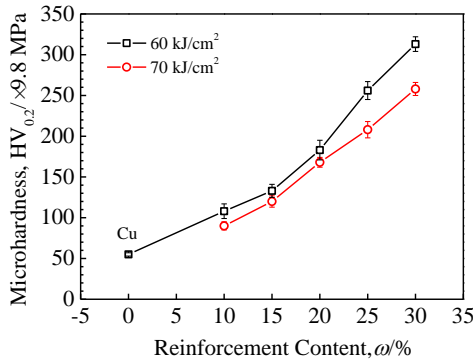


图 9 复合涂层的平均显微硬度随增强相含量的变化曲线

Fig.9 Change curves of the average microhardness of the composite coatings with the reinforcements content

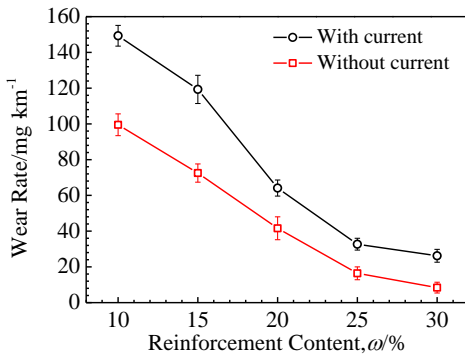


图 10 不同含量增强相的复合涂层磨损率

Fig.10 Wear rate of composite coatings with different reinforcements contents

图 10 为不同增强相含量的复合涂层在高速磨损过程中的磨损率变化趋势。当增强相含量为 10% 时，复合涂层的磨损率为 98 mg/km，当进行载流磨损时（20 A），其磨损率增加至 149 mg/km。当增强相含量增加至 20% 时，复合涂层的磨损率大幅下降，载流磨损时的磨损率为 61 mg/km。表明增强相的添加能够显著改善复合涂层的耐磨损性能。进一步增加增强相的含量，磨损率呈逐渐降低的趋势，但降低幅度下降。

同时发现载流条件下的磨损率始终高于非载流条件的磨损率，这是因为在摩擦副间施加电流后，滑动接触面的间隙间会发生电弧放电，烧蚀掉表层的材料，

使摩擦表面更加粗糙。另外由于磨损界面之间除存在摩擦热外还附加电阻热使接触面的温度升高，氧化加剧，同时也引起磨损率的增加。对比增强相 30% 涂层与增强相 10% 的涂层，其载流磨损率降低了约 80%，表明其磨损过程中抗电弧烧蚀能力有所提升。

3 结 论

1) 通过激光熔覆技术和设计的原位合成反应在纯铜表面成功制备了高质量 ZrB₂-SiC 增强 Cu 复合涂层。其反应过程无杂相生成，涂层表面平整、稳定、无裂纹。复合涂层与铜基板形成了良好的冶金结合。

2) 复合涂层由分布均匀的微米级针状 ZrB₂、纳米级颗粒状 SiC 和 Cu 基体组成。2 种不同形态和尺寸的增强体与铜基体结合牢固，具有出色的复合增强效应，显著提高了涂层的力学性能。通过降低激光能量密度，提高熔池的冷却速度，可调控增强体的尺寸，进而提高涂层的强度。

3) 原位合成 ZrB₂-SiC 增强 Cu 复合涂层具有优异的力学性能。在 60 kJ/cm² 下，增强体含量为 30% 时，复合涂层的平均硬度（HV_{0.2}）达到 3028 MPa，约为纯铜基体的 5.6 倍。随着增强相含量的增加，复合涂层的磨损率逐渐下降。由于磨损界面电弧的烧蚀和电阻热效应，在载流条件下，其磨损率高于非载流条件下的表面熔覆层。

参考文献 References

[1] Barmouz M, Asadi P, Besharati G M K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(3): 1740

[2] Sukjoon H, Habeom L, Jinhwan L *et al. Advanced Materials*[J], 2012, 27(32): 4744

[3] Celebi E G, Ipek M, Zeytin S *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2012, 43(4): 1813

[4] Zheng R G, Li N N, Zhan Z J. *Vacuum*[J], 2019, 161: 55

[5] Liu Y N, Ding Y, Yang L J *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 66: 341

[6] Lei Y, Xiong W H, Liang Z G. *Materials for Mechanical Engineering*[J], 2004, 28(6): 17

[7] Cao Jinlong(曹金龙), Yang Xuefeng(杨雪锋), Wang Shouren(王守仁) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(2): 611

[8] Zhang P R, Liu Z Q, Du J *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 53: 123

[9] Cui L, Zhang Y C. *Laser Technology*[J], 2012, 36(2): 154

[10] Di Yingnan(邸英南), Liu Hongxi(刘洪喜), Zhang Xiaowei(张晓伟) *et al. Rare Metal Materials and*

- Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(8): 2883
- [11] Zhou Z Y, Liu X B, Zhuang S G *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2019, 109: 99
- [12] Shen Y, Guan Y Q, Bai S *et al. Manufacturing Technology & Machine Tool*[J], 2011, 45(10): 21
- [13] Zhao Y, Zhang T Q, Chen L Y *et al. Ceramics International*[J], 2021, 47(5): 5918
- [14] Wang C, Zhang S, Zhang C H *et al. Optics and Laser Technology*[J], 2018, 105: 58
- [15] Zhou Z Y, Liu X B, Zhuang S G *et al. Optics and Laser Technology*[J], 2019, 109: 99
- [16] Constantin, L, Wu Z P, Li N *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 35: 101 268
- [17] Nam S, Kim C, Kim Y. *Surface & Coatings Technology*[J], 2018, 354: 1
- [18] Hu Y B, Cong W L. *Ceramics International*[J], 2018, 44(17): 20 599
- [19] Li N, Huang S, Zhang G D *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(2): 242
- [20] Zhao Y J, Zheng Y, Zhou W *et al. Ceramics International*[J], 2017, 43(2): 1956
- [21] Wang M L, Cui H Z, Wei N *et al. ACS Applied Materials & Interfaces*[J], 2018, 10(4): 4250
- [22] Yang L, Yu T B, Li M *et al. Ceramics International*[J], 2018, 44(18): 22 538
- [23] Ye Dalun(叶大伦), Hu Jianhua(胡建华). *Utility Inorganic Materials Thermodynamics Data Handbook*(实用无机物热力学数据手册)[M]. Beijing: Metallurgy Industry Press, 2002
- [24] Saba F, Sajjadi S A, Haddad-Sabzevar M *et al. Diamond and Related Materials*[J], 2018, 89: 180
- [25] Muvvala G, Karmakar D P, Nath A K. *Optics and Lasers in Engineering*[J], 2017, 88: 139
- [26] Ma K K, Wen H M, Hu T *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 62: 141

Microstructure and Tribological Properties of Laser Cladding ZrB₂-SiC Reinforced Cu Matrix Composite Coating

Zhao Yuehong^{1,2}, Zhan Zaiji¹, Lv Xiangzhe¹, Cao Haiyao¹

(1. State Key Laboratory of Metastable Materials Science & Technology, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China)

(2. Qinhuangdao Vocational and Technical College, Qinhuangdao 066100, China)

Abstract: In order to improve the strength and wear resistance of the copper, ZrB₂-SiC/Cu composite coating was prepared on the surface of a copper substrate by laser cladding with the raw materials of Zr, Si, Ni-B₄C, Cu composite powders. The surface morphology, microstructure, phase composition and interface combination of the composite coating were analyzed by OM, XRD, SEM and TEM. And the hardness and wear resistance of coatings with different reinforcement phase contents were tested. The results show that the micron-sized needle-like ZrB₂ and nano-sized granular SiC are successfully synthesized in the copper matrix by the designed in-situ synthesis reaction. A clean and impurity-free interface is formed between the reinforcements and the copper matrix. Mechanical properties of the composite coating are improved by two reinforcements with different dimensions and sizes through a variety of strengthening mechanisms. The size of the reinforcement could be controlled by adjusting the laser process parameters. With the content of the reinforcements increases, the average hardness and wear resistance of the composite coating gradually increase. The average hardness (HV_{0.2}) of the composite coating with the reinforcing phase content of 30wt% is 3028 MPa, which is about 5.6 times that of pure copper. The current-carrying wear rate of the 30wt% reinforcing phase composite coating is about 80% lower than that of the 10wt% reinforcing phase coating. The composite coating with higher content of reinforcing phase shows excellent current-carrying wear resistance.

Key words: laser cladding; composite coating; in-situ synthesis; ZrB₂-SiC; wear resistance

Corresponding author: Zhan Zaiji, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Metastable Materials Science & Technology, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, P. R. China, Tel: 0086-335-8501191, E-mail: zjzhan@ysu.edu.cn