

冷喷涂铁基非晶复合涂层的制备、微观组织及摩擦性能

李旭^{1,2}, 王强^{1,2}, 毛轩^{1,2}, 牛文娟¹, 王璐¹, 李楠^{1,2}, 韩鹏^{1,2}

(1. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

(2. 西安建筑科技大学 陕西省冶金工程技术研究中心, 陕西 西安 710055)

摘要: 采用液氮-室温循环深冷处理工艺方法对 $\text{Fe}_{87.4}\text{Cr}_{2.5}\text{Si}_{6.8}\text{B}_{2.4}\text{C}_{0.9}$ 非晶合金粉末进行预处理, 通过调控冷喷涂工艺参数, 成功在 6061 铝合金基体表面制备非晶涂层。同时研究了深冷处理工艺对非晶粉末沉积行为以及涂层微观组织的影响机理, 通过摩擦磨损试验研究非晶合金涂层的摩擦磨损性能。结果表明: 使用原始非晶粉末制备得到的涂层厚度仅为 $6\ \mu\text{m}$, 且非晶颗粒在基体表面不连续分布, 只有粒径较小的非晶颗粒可发生有效的塑性变形, 但是粉末沉积过程中晶化率较低; 使用经过深冷预处理的非晶粉末制备的涂层平均厚度为 $67\ \mu\text{m}$, 且涂层内非晶合金颗粒分布均匀, 粒径较大的非晶颗粒也可发生有效塑性变形, 但是粉末沉积过程中晶化率较高。在摩擦磨损过程中 6061 铝合金基体的主要磨损机制为粘着磨损与疲劳磨损, 非晶涂层的主要磨损机制为磨粒磨损, 且使用原始非晶粉末和循环深冷处理粉末制备得到的非晶涂层的质量磨损量较低, 分别为 6061 铝合金基体质量磨损量的 15.7%、11.8%。

关键词: 冷喷涂; 循环深冷处理; 非晶涂层; 晶化率; 摩擦磨损性能

中图分类号: TG174.4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)06-2186-08

非晶合金, 又称金属玻璃(metallic glass), 由于其特殊的“长程无序、短程有序”的原子排列结构, 相较于传统晶态合金, 其组织成分更加均匀, 理化性能也呈各向同性。且不存在晶界、位错等晶体缺陷^[1], 具有优异的耐腐蚀、耐磨损性能, 以及较高的抗拉强度和弹性模量^[2,3]。所以在晶态金属材料表面制备非晶态合金涂层, 不仅可以提高基体表面耐久性, 还可以修复表面受损的零部件, 延长零部件的服役寿命, 具有良好的工业应用价值和经济效益^[4]。

目前, 在金属表面制备非晶涂层的技术主要有超音速火焰喷涂^[5,6]、电弧喷涂^[7]、等离子喷涂^[8-10]等, 以及激光表面熔覆技术^[11,12], 热喷涂技术、激光熔覆技术所具有的快速加热及快速冷却为制备非晶合金涂层提供了有利的热力学条件, 具有可制备材料范围广、沉积效率高等优点。在传统非晶涂层制备过程中, 非晶合金粉末颗粒被加热到熔化或半熔化状态, 在一定的速度范围内沉积到基体表面后发生快速凝固形成涂层, 但是, 高温容易导致氧化、成分偏析和晶化等不利于非晶合金涂层形成的现象发生^[13,14]。此外, 沉积过程中的快速冷却易导致缩孔的产生, 因而热喷涂、激光熔覆等技术所制备的非晶合金涂层的组织结构较为复杂, 通常含有氧化物夹杂、未熔化的颗粒及孔洞,

对非晶涂层的性能发挥产生不利影响^[15,16]。

冷喷涂技术(cold spray, CS) 是一种新型的以低温固态喷涂沉积为特点的涂层制备技术, 其喷涂过程温度远低于原始粉末材料的熔化温度, 可有效避免高温导致的氧化、相变及热裂等不利影响^[17,18]。喷涂过程中高压气体(氮气、氦气或压缩空气)在较低的温度下驱动粉末粒子, 经由缩放的拉瓦尔喷管, 产生超音速气-固两相流, 颗粒以 $500\sim 1200\ \text{m/s}$ 的速度撞击基体表面, 通过剧烈的塑性变形实现有效沉积进而形成金属涂层^[19]。所以冷喷涂技术在制备对温度敏感的材料, 如非晶、纳米晶涂层时具有巨大的优势和潜力^[20]。近年来, 国内外研究者使用冷喷涂技术成功制备了铁基、铝基非晶涂层, 但是非晶颗粒沉积过程中不易发生塑性变形, 粉末沉积效率较低, 且在涂层制备过程中载气的压力高于 $4\ \text{MPa}$, 气体预热温度也高于非晶的晶化温度, 导致制备涂层的成本较高, 且颗粒容易发生晶化, 降低涂层的非晶度^[1,21,22]。而 Ketov 及其合作者^[23]对块体非晶合金进行循环深冷处理后进行压缩试验发现, 经过循环深冷处理的合金塑性可提高到 7% 以上, 并且非晶合金组织内剪切带数量显著增加。而非晶的宏观塑性变形主要由剪切带的数量决定, 所以通过这种方法, 可有效改善非晶态合金的塑性变形能

收稿日期: 2020-06-12

基金项目: 国家自然科学基金(51801143); 陕西省自然科学基金(2017JZ012); 陕西省教育厅专项(18JK0445)

作者简介: 李旭, 男, 1996年生, 硕士生, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, E-mail: ml8209264431@163.com

力，而颗粒较好的塑性变形可促进冷喷涂过程中非晶合金颗粒与基体以及颗粒之间的结合。

本研究采用液氮-室温循环深冷处理工艺对粉末进行预处理，通过使用运行成本较低的低压冷喷涂设备在 6061 铝合金基体表面制备铁基非晶涂层，分别沉积未经处理和经过循环深冷处理的非晶合金粉末，研究不同状态下非晶合金颗粒的沉积机理以及非晶合金涂层的微观组织与摩擦学性能。

1 实 验

选用 6061 铝合金作为基体材料，喷涂粉末选用安泰科技公司通过雾化法制备的铁基非晶合金粉末，粉末的化学成分如表 1 所示。铁基非晶合金 ($\text{Fe}_{87.4}\text{Cr}_{2.5}\text{Si}_{6.8}\text{B}_{2.4}\text{C}_{0.9}$) 粉末的 SEM 形貌如图 1 所示，图 1a、1b 分别为原始非晶合金粉末和经过液氮-室温循环深冷处理后的非晶合金粉末。可以看出，2 种状态下粉末均呈球形或椭球形，表面光滑，个别较大颗粒表面粘附着较小的卫星粉，说明深冷处理不会对非晶合金的形貌产生影响。使用 OMEC LS800 激光粒度分析仪对粉末的粒径进行测量，粒径分布如图 1c 所示，从检测结果可知 2 种状态下粉末的粒径分布基本一致，中粒径 D_{50} 均为 $11.7\ \mu\text{m}$ 。

将 $\text{Fe}_{87.4}\text{Cr}_{2.5}\text{Si}_{6.8}\text{B}_{2.4}\text{C}_{0.9}$ 非晶合金粉末分为 2 组，标记为 C1、C2，C1 为不进行循环深冷处理的原始粉末，C2 为进行液氮-室温循环深冷处理的非晶合金粉末。循环深冷处理工艺如下：首先将原始 $\text{Fe}_{87.4}\text{Cr}_{2.5}\text{Si}_{6.8}\text{B}_{2.4}\text{C}_{0.9}$ 非晶合金粉末装入冻存管中，将冻存管置于液氮中保温 15 min，取出后在室温环境中继续保温 5 min，按照此工艺循环 12 次，将粉末取出；最后分别将 C1、C2 组铁基非晶粉末置于 $60\ ^\circ\text{C}$ 的真空干燥箱中保温 5 h，去除粉末中的水分，保存待用。同时，将 6061 基体试样待喷涂表面打磨并抛光至镜面状态，使用无水乙醇对基体进行超声清洗，取出晾干后待用。

在冷喷涂实验前使用 D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪对 2 种状态下粉末的物相组成进行了分析，相应的 XRD 分析结果如图 2 所示，由图 2 可知，2 种状态下粉末的衍射峰都呈现出非晶合金典型的弥散峰，说明循环深冷处理不会改变非晶合金粉末的物相组成。

表 1 铁基非晶合金粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of amorphous alloy powder (wt%)

Fe	Cr	Si	B	C	Mo	P	S
87.403	2.471	6.808	2.349	0.785	0.076	0.007	0.004

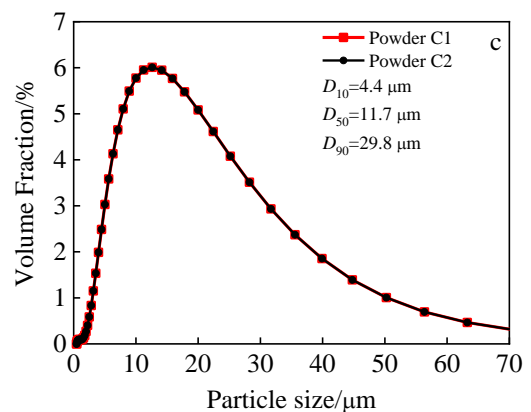
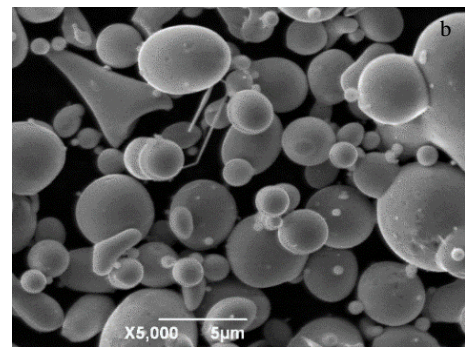
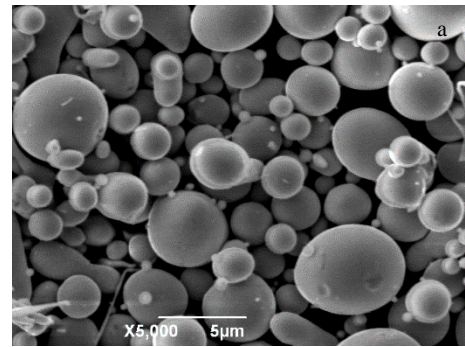


图 1 $\text{Fe}_{87.4}\text{Cr}_{2.5}\text{Si}_{6.8}\text{B}_{2.4}\text{C}_{0.9}$ 非晶合金粉末形貌

Fig.1 SEM morphologies (a, b) and particle size distribution (c) of $\text{Fe}_{87.4}\text{Cr}_{2.5}\text{Si}_{6.8}\text{B}_{2.4}\text{C}_{0.9}$ amorphous alloy powders: (a) original powder and (b) cyclic cryogenic treated powder

为指导后续的冷喷涂工艺参数的选择，对 2 种状态下的粉末进行了 DSC 分析(*_STA499F3 型差示扫描量热仪)，图 3 为相应的 DSC 测试结果。由图 3 可知，2 种状态下粉末的玻璃化转变温度均为 $470\ ^\circ\text{C}$ (T_g)，晶化温度为 $537\ ^\circ\text{C}$ (T_x)，根据粉末的 DSC 测试结果，制定的冷喷涂工艺参数如表 2 所示。最后使用西安建筑科技大学轻合金快速增材制造中心的 DYMET@423 型冷喷涂集成自动化设备进行非晶合金涂层的制备。

使用 D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪对涂层的物相组成进行分析。采用 Gemini SEM 300 型场发射扫描电子显微镜分析涂层显微组织及摩擦磨损形貌。使用

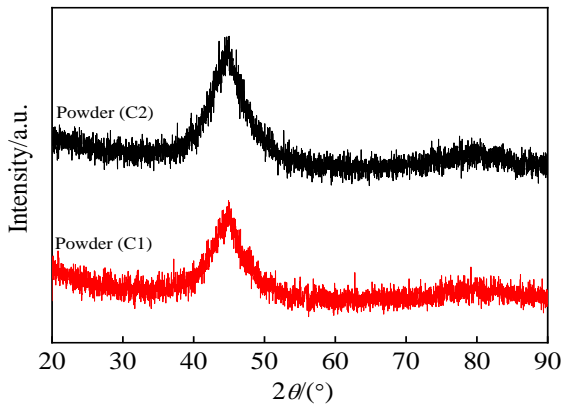


图 2 Fe_{87.4}Cr_{2.5}Si_{6.8}B_{2.4}C_{0.9} 非晶合金粉末 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of Fe_{87.4}Cr_{2.5}Si_{6.8}B_{2.4}C_{0.9} amorphous alloy powder

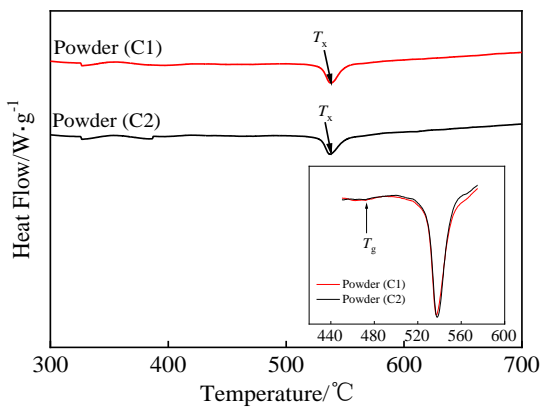


图 3 Fe_{87.4}Cr_{2.5}Si_{6.8}B_{2.4}C_{0.9} 非晶合金粉末 DSC 分析结果

Fig.3 DSC analysis results of Fe_{87.4}Cr_{2.5}Si_{6.8}B_{2.4}C_{0.9} amorphous alloy powder

表 2 非晶涂层制备工艺参数

Table 2 Preparation parameters of amorphous coating

Coating	C1	C2
Gas pressure/MPa	1	1
Temperature/°C	500	500
Spraying distance/mm	15	15
Speed of the spray gun/mm s ⁻¹	50	50
Carrier gas type	N ₂	N ₂

MS-T3001 型球-盘式摩擦磨损仪对基体、涂层在室温条件下进行摩擦磨损试验, 具体参数如下: 选用直径为 4 mm 的 Si₃N₄(78 HRC) 作为对磨球; 磨痕半径为 3 mm,

法向载荷为 10 N, 盘的转速为 200 r/min, 单个试样测试时间为 30 min, 为保证实验的精确度, 涂层与基体均测量 3 个试样, 通过分析天平(BSA124S-CW, Sartorius)计算试样测试前后的质量损失, 使用 3 个样品的平均质量损失值代表相应涂层或基体在该实验条件下的最终质量损失值。

2 结果与讨论

2.1 复合涂层微观组织分析

图 4 为涂层横截面的背散射电子像, 其中图 4a 为使用 C1 非晶合金粉末制备的涂层横截面组织形貌。可以看出, 涂层在基体表面的分布并不连续, 且涂层较薄, 平均厚度仅为 6 μm。图 4b 为使用 C2 非晶合金粉末制备的涂层横截面组织形貌。可以看出, C2 非晶颗粒在沉积过程中嵌入到 6061 基体中, 且嵌入基体的非晶颗粒分布均匀, 形成了平均厚度为 67 μm 的复合涂层, 说明循环深冷预处理工艺利于非晶颗粒的沉积。

国内外学者研究表明^[24-26], 在冷喷涂过程中只有当颗粒-基体的界面结合能大于反弹能时, 颗粒-基体之间才能实现有效结合。根据能量平衡的概念^[27], 颗粒-基体的“结合能”为冷喷涂过程中颗粒-基体的塑性变形耗散能和粘滞/摩擦耗散能, “回弹能”为储存在颗粒与基体中的弹性应变能。与铁基非晶合金相比, 6061 铝合金基体的硬度较小, 所以在冷喷涂过程中,

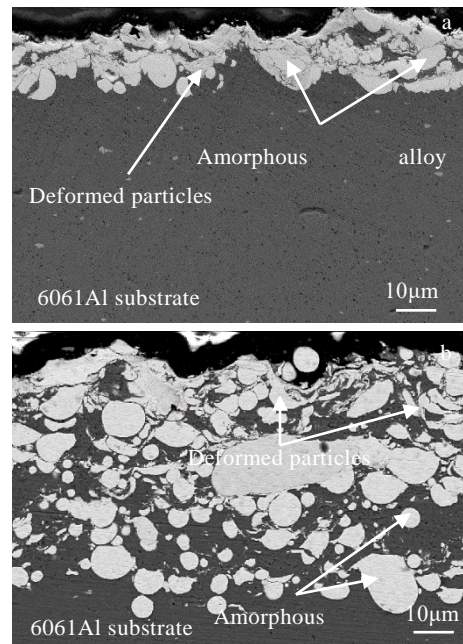


图 4 非晶合金复合涂层横截面背散射电子照片

Fig.4 Cross-sectional back scattering electron images of amorphous alloy composite coating : (a) C1 and (b) C2

具有较高速度的非晶颗粒撞击基体时，容易镶嵌在基体表面，如图 4a 中的 C1 涂层所示，这一现象与 Guetta 等人^[28]的研究结果一致。但是，在后续的喷涂道次中，C1 涂层的厚度并没有增加。这是因为在第 1 个喷涂道次中，6061 基体表面已经镶嵌了铁基非晶合金颗粒，所以在随后的喷涂中，后续的非晶粒子会直接与已经沉积的粒子相撞，但是 C1 非晶颗粒的塑性变形能力较差，撞击过程中颗粒的原始动能大部分转化为颗粒的弹性应变能，导致后续粒子无法实现有效沉积，导致 C1 涂层较薄。而 C2 非晶合金粉末经过液氮-室温循环深冷处理后，其组织内流变单元的数量将会显著增加^[23]。在 C2 非晶颗粒沉积过程中，剧烈的局部撞击促使流变单元演化成剪切带，极大提升了颗粒的塑性变形能力，实现铁基非晶颗粒与 6061 基体的协同塑性变形，使颗粒-基体、颗粒-颗粒之间的界面结合能大于反弹能，非晶颗粒实现有效沉积。此外，对比图 4a、4b 中变形颗粒的形貌可发现，图 4a 中只有粒径较小的非晶颗粒可发生充分的塑性变形，这是因为在喷涂过程中小粒径的颗粒可以在高温载气环境中进行充分的预热，发生了软化，所以在沉积过程中易发生变形。但是，从图 4b 中可以看出，发生塑性变形的颗粒粒径明显较大，进一步说明了循环深冷处理可诱导流变单元的生成，提升非晶颗粒的塑性变形能力。

2.2 复合涂层物相分析

图 5 为 C1、C2 非晶复合涂层的物相分析结果，与非晶粉末的 XRD 图谱（图 3a）相比，复合涂层中的非晶弥散峰尖化，C1、C2 涂层的物相组成中出现了 Al、 α -Fe 和 Fe_{23}B_6 相，说明在涂层制备过程中存在非晶晶化现象。C2 涂层中相应衍射峰的峰值较高，表明 C2 涂层中非晶晶化现象更加显著。从图 4 中可知，C1、C2 非晶复合涂层的表面均残留有非晶颗粒沉积过程中被挤出的 6061 基体材料，所以涂层的物相组成中有 Al 存在。关于非晶涂层中出现晶化现象分析如下：有学者认为^[29]，喷涂涂层中出现的晶化现象可能是由于喷涂过程中飞行粒子经历的高温所引起的。在本试验中气体的预热温度仅为 500 °C，低于非晶粉末的晶化温度，所以本实验中颗粒在飞行过程中不会发生晶化。Yoon 等人^[30,31]认为非晶合金颗粒在冷喷过程中的晶化是由颗粒在高应变率下的冲击作用导致的，当颗粒发生塑性变形时，会在变形区域内产生应变和温度梯度，应力和温度异常增加的区域集中在剧烈变形区，而在非晶颗粒的内部，应变和温度明显低于界面处，应变和温升集中在剧烈变形的界面区域，可促进该区域发生晶化。经过深冷处理的 C2 粉末，组织内部流变单元增加，碰撞过程中颗粒-颗粒界面区域产生的剪

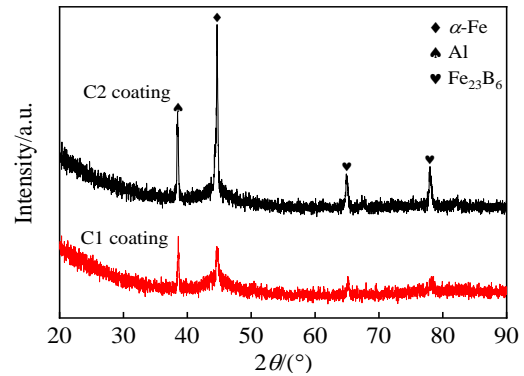


图 5 $\text{Fe}_{87.4}\text{Cr}_{2.5}\text{Si}_{6.8}\text{B}_{2.4}\text{C}_{0.9}$ 非晶复合涂层 XRD 图谱
Fig.5 XRD patterns of $\text{Fe}_{87.4}\text{Cr}_{2.5}\text{Si}_{6.8}\text{B}_{2.4}\text{C}_{0.9}$ amorphous alloy composite coating

切带数量高于 C1 涂层中颗粒-颗粒界面区域的剪切带数量，界面区域产生的剧烈变形区更多。所以，与 C1 涂层相比，C2 涂层的晶化率更高，与 C2 涂层中相应衍射峰的峰值较高相一致。但是根据文献中的这一推测并没有得到目前国内外的研究成果的佐证，需在后续的研究中通过进一步的试验研究冷喷涂过程中非晶颗粒晶化的机理。

2.3 涂层、基体的摩擦学性能分析

C1、C2 复合涂层以及 6061 铝合金基体的摩擦系数(COF)测试结果如图 6a 所示。可以看出，6061 铝合金基体与非晶复合涂层的 COF 曲线图可分为急剧增加的初始跑合阶段和较为稳定的稳定磨损阶段。对于 6061 铝合金基体，初始跑合阶段的摩擦系数远高于稳定磨损阶段的摩擦系数，这是因为在初始跑合阶段硬度较高的 Si_3N_4 球与 6061 铝合金基体表面作用时，由于二者接触区域的面积较小，产生的局部应力高于 6061 铝合金的屈服极限，所以 Si_3N_4 球会压入 6061 铝合金基体一定的深度 (h)，如图 7 所示；而在 Si_3N_4 球荷载加载过程中，球盘静止，只有当载荷力与基体对球的抵抗力达到平衡时，压入才会停止，所以在载荷加载结束后， Si_3N_4 球压入基体的深度 h 最大，导致球在初始滑动过程中所形成的阻力 f 较大；另一方面，在摩擦副载荷加载阶段， Si_3N_4 球与 6061 铝合金基体保持静止，加载结束后二者的局部接触区域会处于粘结状态，导致摩擦副运动过程中需要克服粘结力 $\sigma_f S$ (σ_f 为 6061 铝合金基体的剪切应力， S 为处于粘结状态区域的面积)。所以在跑合阶段 6061Al 合金基体与 Si_3N_4 球的摩擦系数较大。随着 Si_3N_4 球对 6061 铝合金的循环碾压，摩擦副作用区域的材料逐渐硬化， Si_3N_4 球压入 6061 铝合金基体的深度以及粘着区域的面积逐渐

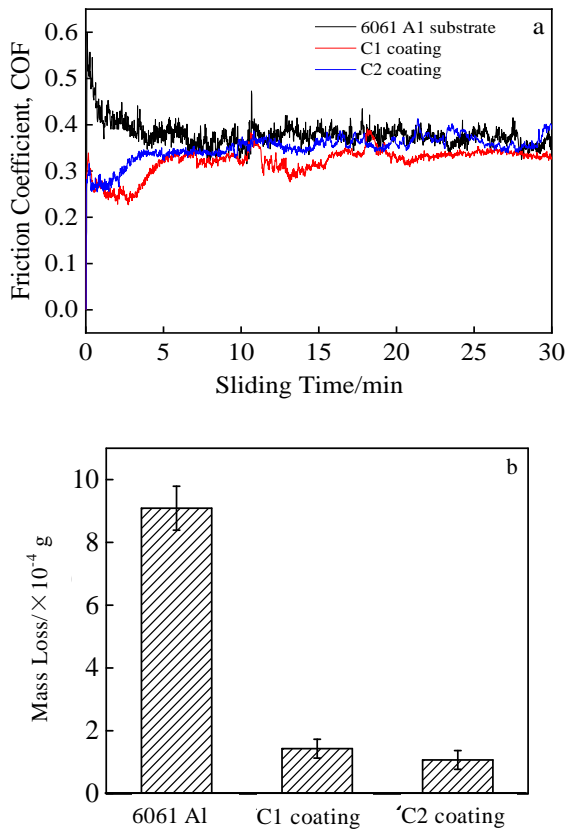


图 6 6061 铝合金基体及复合涂层的摩擦系数及质量磨损

Fig.6 Friction coefficient (a) and mass loss (b) of substrate and composite coating of 6061 aluminum alloy

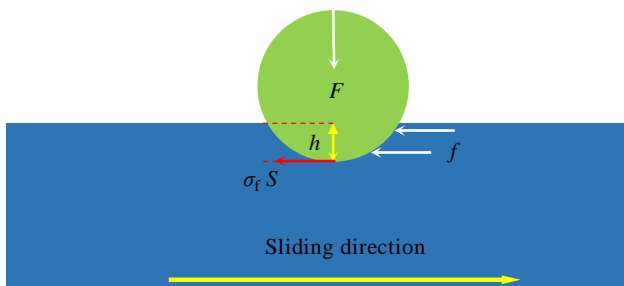


图 7 摩擦磨损实验过程中 Si_3N_4 球、基体受力示意图

Fig. 7 Schematic of forces on the Si_3N_4 ball and substrate during friction and wear experiment

减小，从而导致摩擦系数降低，最终进入摩擦系数较为稳定的稳定磨损阶段。

对于 C1、C2 非晶涂层，初始跑合阶段的摩擦系数略小于稳定磨损阶段的摩擦系数。分析如下：由图 4 涂层横截面形貌可知，喷涂态非晶涂层表面镶嵌有

大量的硬质非晶颗粒，所以在初始跑合阶段， Si_3N_4 球压入涂层表面较浅，导致 Si_3N_4 球在滑动过程中所受到的阻力 f 较小。且由图 4 可知，喷涂态非晶涂层表面粗糙度较高，在凸出的硬质非晶颗粒的支撑下 Si_3N_4 球与涂层的有效接触面积较低。Bowden 等人^[32]的研究表明，在摩擦副的运动过程中，降低磨球与硬质金属的有效接触面积可有效降低摩擦系数，所以在 Si_3N_4 球与非晶涂层的跑合阶段，非晶涂层的摩擦系数较低。但是，随着 Si_3N_4 球在非晶涂层表面连续的循环运动，接触区域逐渐变得平滑，摩擦副的有效接触面积增加，导致摩擦系数会略微升高。

图 6b 为 6061 铝合金基体与非晶涂层的质量磨损结果对比。可以看出，C1、C2 复合涂层的质量磨损分别为 6061 铝合金基体质量损失的 15.7%、11.8%，该结果表明在 6061 铝合金基体表面制备非晶涂层可显著提高 6061 铝合金的耐磨损性能。为进一步阐明摩擦磨损实验过程中非晶涂层的磨损机理，分别对 6061 铝合金基体、C1、C2 非晶涂层的磨损形貌和机制进行研究。

图 8 为 6061 铝合金基体的磨损形貌。从图 8 中可以发现，在基体磨损表面具有明显的犁沟和剥落物，主要的磨损机制表现为粘着磨损、疲劳磨损。因为

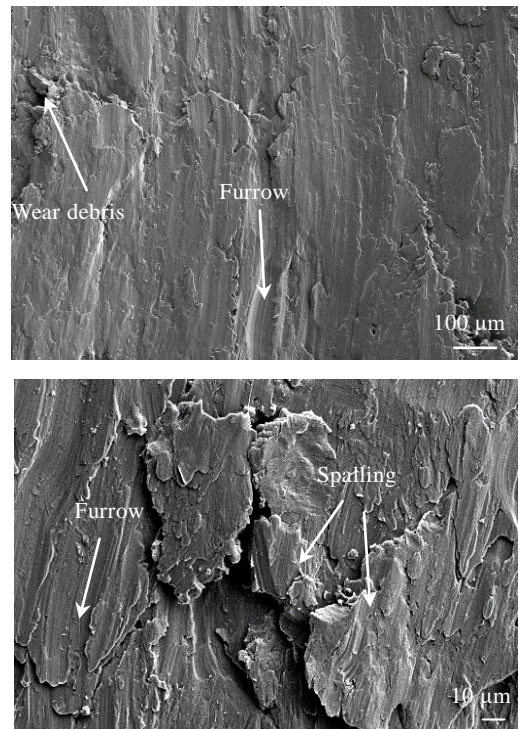


图 8 6061 铝合金基体磨损轨迹形貌

Fig.8 Wear trajectory topographies of 6061 aluminum alloy substrate

Si_3N_4 球与 6061 铝合金基体的硬度差较大,在摩擦过程中 Si_3N_4 球易压入 6061 铝合金基体中,易形成局部的粘着,而在 Si_3N_4 球运动过程中,粘着点亚表层的部分金属会在剪切力的作用下发生塑性变形,涂抹在摩擦轨迹的表面,而 Si_3N_4 球与 6061 铝合金基体粘着界面区域的部分材料会转移到 Si_3N_4 球表面,在摩擦过程中,这部分粘着物会对 6061 铝合金基体产生犁削作用,从而在磨损表面形成犁沟。同时, Si_3N_4 球对接触面区域的 6061 铝合金材料进行循环剪切,材料逐渐硬化发生局部层状剥落,而在磨损过程中,硬化剥落的材料与基体的结合力较小,在 Si_3N_4 球的作用下会逐渐移动到磨损轨迹的两边,并不能对磨损面形成有效的保护,所以在随后的磨损过程中“剪切-硬化-剥落”这个循环可一直持续,所以 6061 铝合金的质量损失较大。

图 9 为 C1、C2 非晶涂层的磨损形貌及 EDS 元素面分布。可以看出,在 C1、C2 非晶涂层的磨损轨迹中,铁基非晶颗粒在磨损过程中可有效镶嵌在 6061 铝合金基体中,且磨损轨迹中不存在层状剥落物,但

是在磨损轨迹中可观察到大量的犁沟。通过前面分析可知,磨球与 6061 铝合金基体的接触区域有限,且非晶颗粒为主要的载荷承载体,磨球与 6061 铝合金基体不易形成局部粘着点,所以 C1、C2 非晶涂层的主要磨损机制为磨粒磨损。具体分析如下:当 Si_3N_4 球对非晶合金颗粒的推力大于铝基体对非晶合金颗粒的约束力时,非晶合金颗粒就可能在 Si_3N_4 球的推动下沿着磨损表面发生一定的位移、松动甚至脱落,处于这种状态的非晶合金颗粒将会在摩擦副表面之间滚动或滑动,在软基体表面犁削出犁沟,具有典型的 3 种磨损形式。如图 9b、9d 所示, C1、C2 非晶涂层磨损表面的犁沟中存在大量的非晶颗粒。在图 9c 中,一个直径达 $10\ \mu\text{m}$ 的非晶颗粒在 Si_3N_4 球的推动下,沿着 Si_3N_4 球运动方向滑动,在 6061 铝合金基体表面形成了明显的犁沟,如图 9c 中的标记所示。但是,涂层中的非晶合金颗粒在摩擦磨损过程中可有效抑制 Si_3N_4 球对 6061 铝合金的切削作用,所以 C1、C2 非晶复合涂层的质量磨损量远低于 6061 铝合金基体的质量磨损量。

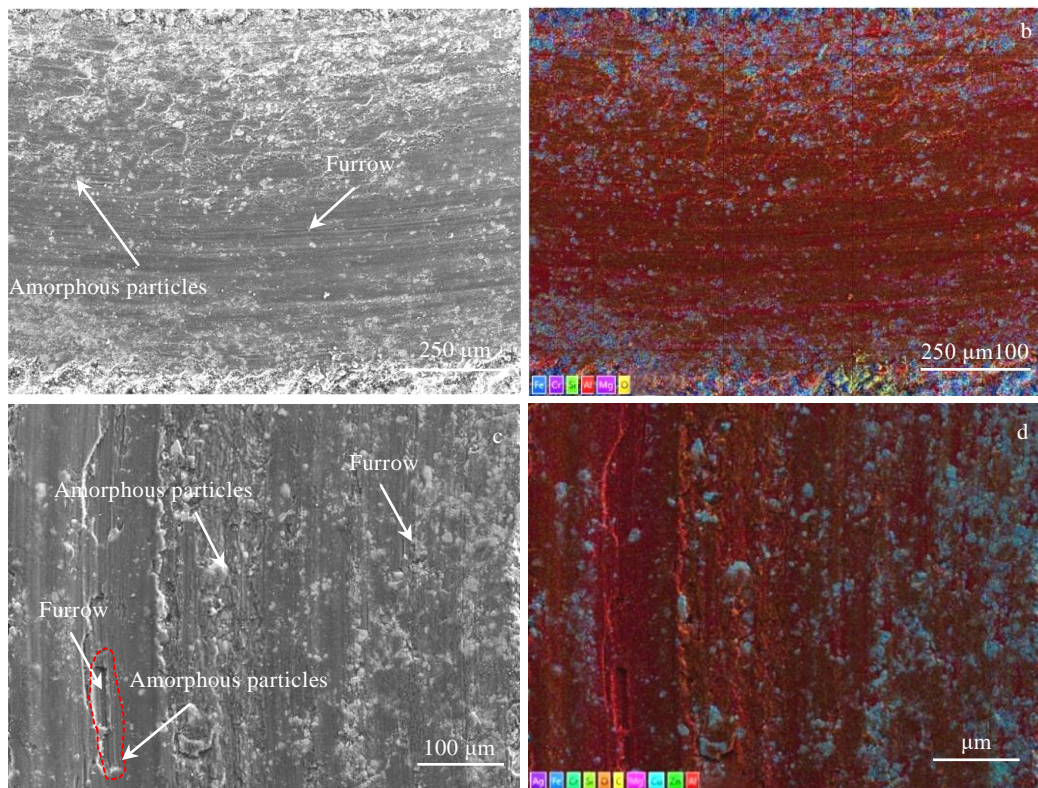


图 9 C1、C2 非晶复合涂层的磨损轨迹形貌及 EDS 元素面分布图

Fig.9 Wear trajectory topographies (a, c) and EDS element mapping (b, d) of C1 (a, b) and C2 (c, d) amorphous composite coating

3 结 论

1) 使用原始非晶粉末制备得到的涂层厚度仅为 6 μm , 且非晶颗粒在基体表面不连续分布, 只有粒径较小的非晶颗粒发生了有效的塑性变形。使用经循环深冷处理的非晶粉末制备的涂层平均厚度达 67 μm , 且涂层内非晶合金颗粒分布均匀, 发生有效塑性变形的颗粒粒径明显增大。

2) 非晶合金颗粒在冷喷涂沉积过程中, 局部剧烈的高应变率塑性变形可导致非晶发生晶化现象。经循环深冷处理的非晶粉末流变单元增多, 碰撞过程中会产生更多的高应变率塑性变形区, 可能导致涂层晶化率升高。

3) 6061 铝合金基体的主要磨损机制为粘着磨损与疲劳磨损, C1、C2 非晶涂层的主要磨损机制为磨粒磨损。非晶涂层中的非晶合金颗粒在摩擦磨损过程中可有效抑制 Si_3N_4 球对 6061 铝合金的切削作用, 所以 C1、C2 非晶涂层的质量磨损较低, 分别为 6061 铝合金基体的 15.7%、11.8%。

参考文献 References

- [1] Henao J, Concustell A, Cano I G *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 622: 995
- [2] Schroers J. *Physics Today*[J], 2013, 66: 32
- [3] Inoue A, Takeuchi A. *Acta Materialia*[J], 2011, 59: 2243
- [4] Liu L, Zhang C. *Thin Solid Films*[J], 2014, 561: 70
- [5] Hu W Y, Li M H, Fukumoto M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 478: 1
- [6] Hearley J A, Little J A, Sturgeon A J. *Surface & Coatings Technology*[J], 2000, 123: 210
- [7] Pokhmurska H, Dovhunyk V, Student M *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2002, 151: 490
- [8] Sidhu B S, Prakash S. *Surface & Coatings Technology*[J], 2003, 166: 89
- [9] Jia Q Q, Li D Y, Li S M *et al. Coatings*[J], 2018, 8: 292
- [10] Wang Q, Rui X, Wang Q J *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2019, 367: 288
- [11] Yu Z, Hass D D, Wadley H N G. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 394: 43
- [12] Wang H X, Zhang Y, Cheng J L *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25: 184
- [13] Zhang C, Chan K C, Wu Y *et al. Acta Materialia*[J], 2012, 60: 4152
- [14] Katakam S, Santhanakrishnan S, Dahotre N B. *JOM*[J], 2012, 64: 709
- [15] Li R F, Li Z G, Zhu Y Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 580: 327
- [16] Wang Q, Li X, Niu W J *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 391: 125 699
- [17] Huang C J, Yang K, Li N *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2019, 371: 172
- [18] Wang Q, Sun Q, Zhang M X *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2018, 352: 627
- [19] Assadi H, Kreye H, Gärtner F *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 116: 382
- [20] Wang Q, Birbilis N, Zhang M X. *Surface Engineering*[J], 2014, 30: 323
- [21] Su J, Kang J J, Yue W *et al. Journal of Non-Crystalline Solids*[J], 2019, 522: 119 582
- [22] Sun C C, Zhou X L, Xie C *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 389: 125 644
- [23] Ketov S V, Sun Y H, Nachum S *et al. Nature*[J], 2015, 524: 200
- [24] Li W Y, Yang K, Yin S *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34: 440
- [25] Li W Y, Yang K, Zhang D D *et al. Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2015, 25: 131
- [26] Liu T, Leazer J D, Menon S K *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2018, 350: 621
- [27] Bae G, Xiong Y M, Kumar S *et al. Acta Materialia*[J], 2008, 56: 4858
- [28] Guetta S, Berger M, Borit F *et al. Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2009, 18: 331
- [29] Zhang C, Liu L, Chan K C *et al. Intermetallics*[J], 2012, 29: 80
- [30] Yoon S, Bae G, Xiong Y M *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57: 6191
- [31] Suresh S, Lee S W, Aindow M *et al. Acta Materialia*[J], 2020, 182: 197
- [32] Bowden F P, Tabor D. *British Journal of Applied Physics*[J], 2002, 17: 1521

Preparation, Microstructure and Friction properties of Cold Sprayed Fe-based Amorphous Composite Coating

Li Xu^{1,2}, Wang Qiang^{1,2}, Mao Xuan^{1,2}, Niu Wenjuan¹, Wang Lu¹, Li Nan^{1,2}, Han Peng^{1,2}

(1. College of Metallurgy Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

(2. Shaanxi Engineering Research Center of Metallurgical, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: Fe_{87.4}Cr_{2.5}Si_{6.8}B_{2.4}C_{0.9} amorphous alloy powder was pretreated by the liquid nitrogen-room temperature cyclic cryogenic treatment method and the amorphous coating was prepared on the 6061 aluminum alloy substrate surface by adjusting the technological parameters of cold spraying. The influence mechanism of cryogenic treatment on the deposition behavior of amorphous powder and the microstructure of coating were studied. The frictional wear property of the amorphous coating was investigated by friction-wear test. The results show that the thickness of coating prepared by original amorphous powder is only 6 μm, and the amorphous particles are discontinuously distributed on the surface of the substrate. Only the amorphous particles with smaller particle size can have effective plastic deformation, but the crystallization rate is low during the deposition of the powder. The average thickness of the coating prepared by cryogenic treated amorphous powder is 67 μm, and the amorphous alloy particles in the coating are uniformly distributed. The amorphous particles with larger particle size can also undergo effective plastic deformation, but the crystallization rate is higher during the powder deposition. The main wear mechanism of 6061 aluminum alloy substrate in the process of friction and wear is adhesive wear and fatigue wear, and the main wear mechanism of amorphous coating is abrasive wear. The wear mass loss of the amorphous coating prepared by the original amorphous powder and the cyclic cryogenic treated powder is 15.7% and 11.8% of that of the 6061 aluminum alloy substrate, respectively.

Key words: cold spray; cyclic cryogenic treatment; amorphous coating; crystallization rate; frictional wear property

Corresponding author: Wang Qiang, Ph. D., Professor, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, E-mail: qiang.wang@xauat.edu.cn