

低压冷喷涂增材制造铜基块体性能研究

冯力^{1,2}, 李洞亭¹, 畅继荣¹, 安国升^{1,2}, 李文生^{1,2}

(1. 兰州理工大学, 甘肃 兰州 730050)

(2. 有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

摘要: 采用低压冷喷涂增材制造技术制备铜基块体材料, 测试块体材料导热性能及力学性能, 利用场发射扫描电镜对块体材料截面、拉伸断面进行观察与分析。结果表明, Al_2O_3 体积比为 10% 的铜基粉末制备的铜基块体材料的导热性能较好, 随着 Al_2O_3 含量的增加, 铜基块体材料导热性能下降。冷喷涂铜基块体材料经退火处理后, 导热性能及力学性能有所提升。随着退火温度的上升, 热扩散率及抗拉强度呈现先上升后下降的趋势, 在退火温度为 500 °C 时, 热处理态铜基块体材料热扩散率为加工态铜基块体材料的 80.43%, 抗拉强度为 125.3 MPa。

关键词: 冷喷涂; 增材制造; 铜块体; 导热性能; 力学性能

中图分类号: TG174.4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)05-1729-07

随着工业的快速发展, 传统的熔铸、塑性加工等加工手段, 限制了零件的构型, 无法满足装备对材料成形性能提出的越来越高的要求^[1,2], 这些需求促使增材制造技术的发展。冷喷涂是一种新型固态涂层制备方法, 利用超音速气流获得高速粒子, 使其通过固态塑性变形沉积而形成涂层^[3]。这种技术可应用于金属涂层、复合涂层、非金属涂层的制备, 也可应用于增材制造及修复再制造领域^[4,5]。冷喷涂分为高压冷喷涂技术和低压冷喷涂技术^[6], 低压冷喷涂技术由于工艺气体(空气)的预热温度较低(25~650 °C), 压力低(0.5~1 MPa)^[7,8], 而具有以下优点: 对基板与粉末材料的热影响小, 可以避免喷涂粉末的氧化、分解、相变以及纳米结构材料的晶粒长大^[9-11], 其次冷喷涂系统简单, 操作简捷, 喷涂飞溅的粉末可以回收再利用, 生产成本低^[12]。一般来说, 低压冷喷涂将陶瓷粉末添加到金属粉末中作为喷涂粉末^[8], 其中陶瓷粉末可以改善冷喷涂涂层的微观结构, 提高冷喷涂涂层沉积率、致密度、硬度、结合力^[13-15]。Shkodkin^[13]等人的研究表明与初始喷涂粉末组成物相比, 喷涂涂层结构中陶瓷颗粒的含量低(<5%)。

铜具有良好的导电性和导热性, 其良好的延展性非常适合于冷喷涂。基于铜良好的性能, 国内外学者们开始研究冷喷涂铜涂层的导热、导电性能, 将冷喷涂技术应用推广到电气与制冷等工业领域。徐玲玲^[16]等人研究表明: 高压冷喷涂铜涂层结构致密, 孔隙率

低, 在室温下纯铜涂层的导热能力大约为纯铜块体材料的 50%。Kim^[17]等人研究了高压冷喷涂块体材料在室温下的微观结构与变形, 结果表明: 冷喷涂块体材料室温变形时, 室温屈服强度为 340 MPa。分析目前已报道文献可以发现, 高压冷喷涂技术增材制造铜基材料的研究报道较多, 使用低压冷喷涂增材制造铜基材料的研究报道较少。本实验对低压冷喷涂铜基块体材料性能进行研究。采用不同陶瓷含量(10vol%~40 vol%)的铜基粉末, 利用低压冷喷涂技术制备铜基块体材料, 研究冷喷涂铜基粉末中陶瓷粉末含量与铜基块体材料退火温度对冷喷涂铜基块体材料导热性能和力学性能的影响规律。

1 实验

在本实验的前期工作中, 发现铜基粉末中 Al_2O_3 粉末体积含量为 0%、5% 时, 低压冷喷涂涂层孔隙率较高(>1%)、机械性能较差(如硬度 $\text{HV}_{0.2}$ 为 640.3, 736.0 MPa; 结合强度为 12.31, 14.86 MPa), 因而无法形成一定厚度的铜基块体材料。Koivuluoto 等人^[15]研究也表明低压冷喷涂中不添加氧化铝的纯铜涂层孔隙较多。因此, 本实验中采用的铜基粉末材料中 Al_2O_3 含量分别为 10 vol%、20 vol%、30 vol%、40 vol%。图 1 是喷涂粉末形貌图, 图 2 是喷涂粉末的粒径分布图。其中铜粉末颗粒的形貌为树枝状, 如图 1a 所示, Al_2O_3 粉末颗粒的形貌为不规则多边形, 如图 1b 所示。

收稿日期: 2019-05-16

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFE0111400); 甘肃省重点研发项目(17YF1WA159); 中国博士后科学基金项目(2018-63-200618-34)

作者简介: 冯力, 男, 1981 年生, 博士, 副教授, 兰州理工大学材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050, E-mail: fenglils@lut.edu.cn

在本实验中，将低压冷喷涂制备的块体材料编号为 1#~4#，并将加工态铜块体标记为 5#。

本实验采用白俄罗斯国立大学研发的 GDU-3-15 低压冷喷涂系统进行喷涂。喷涂工艺参数：工作气体为压缩空气，载气温度为 360~420 ℃，载气压力为 0.6~0.8 MPa，喷涂距离为 10~20 mm，喷涂速度为 0.4~0.6 m/s。

冷喷涂铜基块体材料制备方法是在铝基体上喷涂制备铜基块体材料，然后通过线切割将铜基块体材料从基体切割下来，图 3 为铜基块体材料试样的制备示意图。

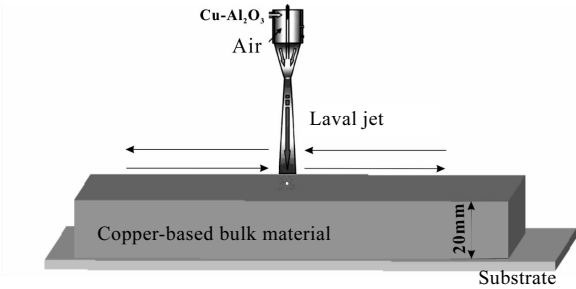


图 3 冷喷涂铜基块体材料制备示意图

Fig.3 Schematic diagram of cold sprayed copper-based bulk material preparation

采用激光闪射法导热测量测试铜基块体材料在室温和 100 ℃时的热扩散系数，试样尺寸为 $\Phi 12.7\text{ mm}\times 3\text{ mm}$ 。表 1 为不同 Al_2O_3 含量的铜基粉末制备的块体材料热扩散系数的测试结果。在本工作中，首先测试不同 Al_2O_3 含量铜基块体材料的热扩散率，然后选取热扩散系数最大的铜基块体材料进行不同温度的热处理。因此，选用 Al_2O_3 含量为 10 vol%的铜基粉末制备的块体材料进行退火处理，退火温度分别为 300, 400, 500 与 600 ℃，并随炉冷却。利用 HV-1000 显微硬度仪测试热处理后铜基块体材料的微观硬度，采用岛津万能力学试验机测试其抗拉强度，试样制备参照标准 GB/T 228-2002，试样形状及尺寸如图 4 所示。

采用 JSM6700F 场发射扫描电子显微镜观察冷喷涂态和热处理态铜基块体材料的截面形貌，以及拉伸断形貌。

表 1 冷喷涂态铜基块体材料的热扩散率

Table 1 Thermal diffusivity of cold-sprayed copper-based bulk materials ($\times 10^{-6}\text{ m}^2\cdot\text{s}^{-1}$)

Sample	1#	2#	3#	4#	5#
25 ℃	26.819	20.630	17.849	17.061	86.001
100 ℃	25.979	19.934	17.425	16.786	85.660

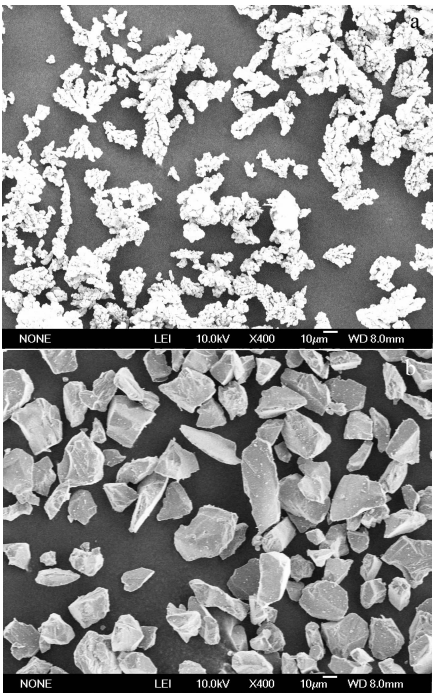


图 1 粉末微观形貌

Fig.1 Morphologies of Cu powder (a) and Al_2O_3 powder (b)

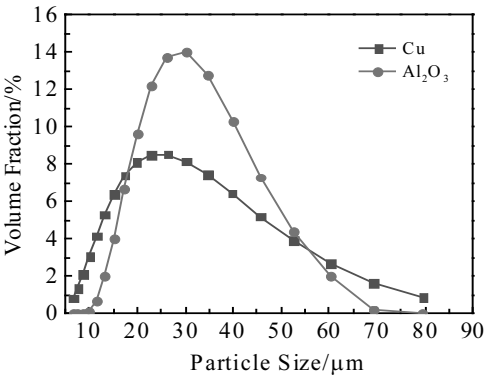


图 2 铜和氧化铝粉末粒径分布图

Fig.2 Particle size distribution of Cu and Al_2O_3 powder

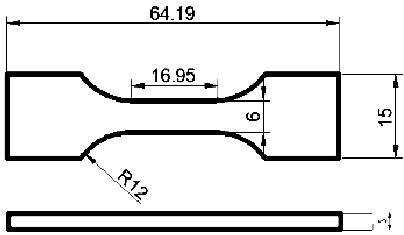


图 4 拉伸试样示意图

Fig.4 Schematic diagram of tensile specimen

2 结果与讨论

2.1 冷喷涂态铜基块体材料的微观组织与导热性能

图5为4种冷喷涂态铜基块体材料微观形貌图,可以看出块体材料中铜粒子间结合以机械咬合方式为主,组织致密,孔隙小且分散,组织中镶嵌有 Al_2O_3 颗粒。冷喷涂涂层孔隙率、粒子间结合影响涂层性能^[18]。采用Image软件分析4种铜基块体材料的孔隙率,得到结果分别为0.65%, 0.61%, 0.57%, 0.51%;同时得到4种铜基块体材料中的 Al_2O_3 含量,分别为1.18%, 1.66%, 2.47%, 3.48%。文献[19]中的研究表明,冷喷涂粉体颗粒在涂层中的长宽比大,说明粉末颗粒

的塑形程度大、粒子结合紧密。利用photoshop软件计算截面中铜粒子的长宽比平均值,计算结果为5.18, 5.83, 6.07, 6.41。以上实验结果表明,随着喷涂铜基粉末中的 Al_2O_3 含量的增加,铜基块体材料孔隙率呈现下降的趋势,铜基块体材料中铜粒子的长宽比呈现上升的趋势。图6为冷喷涂铜基块体材料密度与喷涂粉末中 Al_2O_3 含量的关系示意图,铜基块体材料密度随着喷涂粉末中的 Al_2O_3 含量的增加呈现下降的趋势。

由表1可知,随着喷涂粉末中的 Al_2O_3 含量的增加,铜基块体材料的热扩散率呈现下降趋势;当 Al_2O_3 含量为10 vol%时,铜基块体材料热扩散率最大。在室温下,

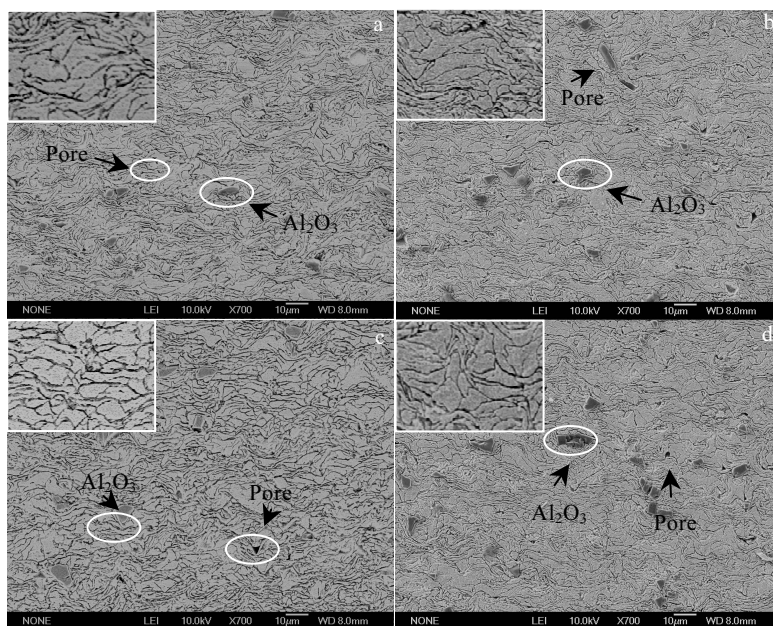


图5 4种冷喷涂态铜基块体材料微观形貌图

Fig.5 Microscopic topography of four cold-sprayed copper-based bulk materials: (a) Cu-10vol% Al_2O_3 , (b) Cu-20vol% Al_2O_3 , (c) Cu-30vol% Al_2O_3 , and (d) Cu-40vol% Al_2O_3

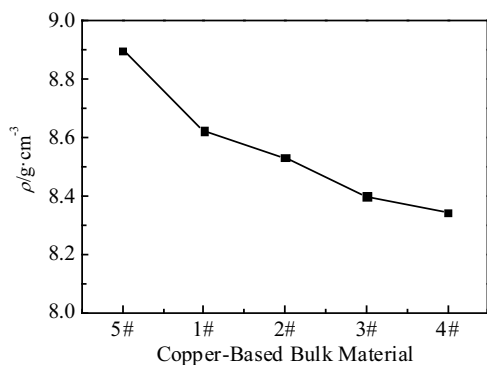


图6 冷喷涂态铜基块体材料的室温密度

Fig.6 Room temperature density ρ of cold-sprayed copper-based bulk material

冷喷涂态铜基块体材料热扩散率为 $26.819 \times 10^{-6} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$,热扩散率为加工态铜块体的31.18%。

对于金属材料而言,存在大量的自由电子在不停地作无规则的热运动,对热的传导起主要作用的是自由电子^[20]。晶格振动对金属导热也有贡献,但是一般晶格振动的能量较小,对晶体结构缺陷较多的冷喷涂材料来说,晶格振动对金属热传导的影响可以忽略^[21]。冷喷涂块体材料中存在的粒子界面对电子运动的影响远远大于微观的点缺陷、位错等对电子运动的影响,这些粒子界面阻碍自由电子运动,降低了块体材料的导热能力。另外,由于孔隙中空气的导热率非常小,与铜的导热率相比可近似认为是零;氧化铝的导热率与铜相比也比较小,在块体材料中的 Al_2O_3 颗粒与孔隙中的空气也

可能造成冷喷涂态铜基块体材料的导热能力降低。

2.2 热处理态铜基块体材料的微观组织与导热性能

图 7 为经过不同温度退火后由 Cu-10vol%Al₂O₃ 铜基粉末制备的铜基块体材料截面微观形貌。图 7a 为 300 °C 退火态铜基块体材料的微观形貌, 300 °C 退火后的微观组织与冷喷涂态相比无明显变化, 其中 Al₂O₃ 颗粒夹杂在铜质金属相中。在 Al₂O₃ 颗粒周围有较为明显的缝隙, 如图 7a 左上角 A 区域放大图所示; 且可以观察到孔隙 (如图 7a 中 B 区域所示) 及铜粒子界面; 铜粒子间局部发生冶金结合, 如图 7a 左下角 C 区域放大图中箭头所示。图 7b 为 400 °C 退火后铜基块体材料的微观形貌, 可以看到铜粒子界面逐渐模糊, 粒子间冶金结合的区域逐渐扩大, 如图 7b 左下角 C 区域放大图中箭头所示; 块体材料中存在少量孔隙以及 Al₂O₃ 粒子周围的缝隙, 如图 7b 中 B 区域、如图 7b 左上角 A 区域放大图所示。图 7c 为 500 °C 退火后铜基块体材料的微观形貌, 可以观察到铜粒子间由机械咬合完全转变为冶金结合, 粒子界面消失, 如图 7c 左下角 C 区域放大图所示。图 7d 为 600 °C 退火后铜基块体材料的微观形貌, 组织中存在孔隙和裂纹, 如图 7d 中 B 区域所示, 以及在 Al₂O₃ 颗粒周围拓展的裂纹和孔隙, 如图 7d 左上角 A 区域放大图所示。

一般来说, 冷加工铜材料在不同温度退火, 会发生回复、再结晶和晶粒生长等过程^[22]。当退火温度为 300~400 °C 时, 属于低温退火阶段, 为去应力退火。该阶段以回复过程为主, 降低了冷喷涂过程中产生的

内应力以及加工硬化作用, 促使组织有序化^[23]。铜在 500~700 °C 退火时, 属于再结晶退火^[24]。当退火温度为 500~600 °C 时, 该阶段, 完全消除了加工硬化现象, 铜粒子发生一定程度的再结晶, 粒子界面出现扩散现象, 粒子间结合转变为冶金结合, 铜粒子界面消失, 如图 7c 中 C 区域放大图所示, 产生了烧结现象, 使得组织致密。通过 Image 软件对 500, 600 °C 退火后的铜基块体材料孔隙率进行分析, 得到结果孔隙率分别为 0.42%, 0.53%。当退火温度为 600 °C 时, 孔隙率增加, 分析其原因可能是升温软化后的铜颗粒与 Al₂O₃ 颗粒之间的结合属于异相结合, 与同种金属 (铜颗粒) 间结合相比结合力差, 导致 Al₂O₃ 颗粒周围出现裂纹^[15], 如图 7d 中 A 区域所示; 也可能是铜粒子的结合转变为冶金结合, 一方面烧结效应中颈缩会产生孔隙, 另一方面原来粒子间存在的微小孔隙发生团聚现象而形成大的孔隙^[25], 如图 7d 中 B 区域所示。综上所述, 随着退火温度的升高, 铜粒子间的结合逐渐转变为冶金结合, 粒子界面逐渐消失, 退火温度为 500 °C 时, 孔隙率低, 组织最为致密。

表 2 为热处理态铜基块体材料热扩散率。随着退火温度的增加, 块体材料的热扩散率呈现先上升后下降的趋势。当退火温度为 500 °C, 热扩散率数值最大, 在室温下为 $69.167 \times 10^{-6} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$, 热扩散率是工业铜块体材料的 80.43%。

分析上述实验现象, 300, 400 °C 退火促使组织有序化对块体材料微观缺陷的减少有明显作用, 铜粒子

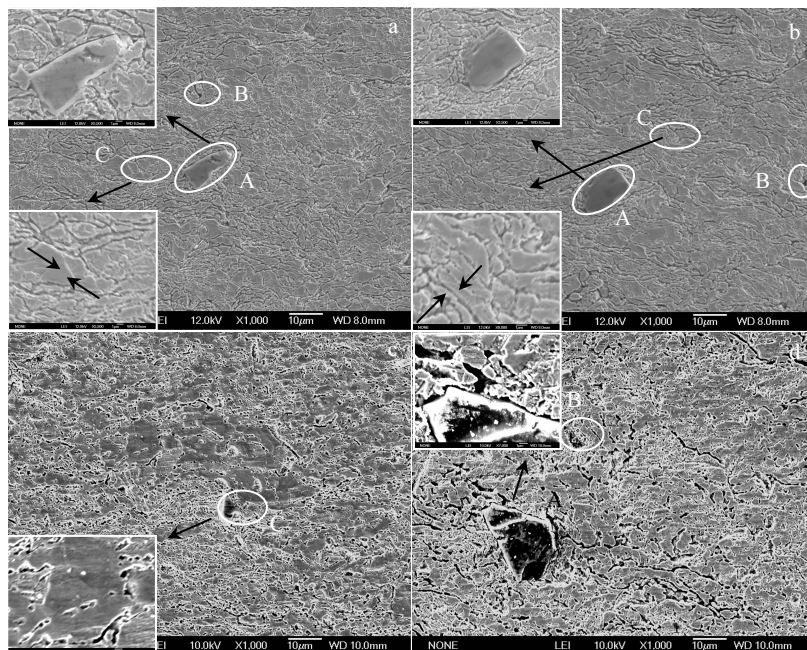


图 7 4 种热处理态铜基块体材料的微观形貌

Fig.7 Microscopic morphologies of four heat-treated copper-based bulk materials: (a) 300 °C, (b) 400 °C, (c) 500 °C, and (d) 600 °C

表2 Cu-10vol%Al₂O₃ 铜基粉末制备的铜基块体材料热处理后热扩散率

Table 2 Thermal diffusivity after 300~600 °C heat treatment of copper-based bulk materials prepared from Cu-10vol%Al₂O₃ copper-based powders (× 10⁻⁶ m²·s⁻¹)

Sample	300 °C	400 °C	500 °C	600 °C
25 °C	27.222	34.586	69.167	46.575
100 °C	26.147	33.754	65.444	43.796

界面减少, 块体材料导热性能略有提升。500 °C 退火, 铜粒子间的结合由机械咬合转变为冶金结合, 金属粒子间界面消失, 如图 7c 中 C 区域放大图所示, 块体材料孔隙率降低, 组织结构更为致密, 使得块体材料的导热性能提高。600 °C 退火, 孔隙率增加, 降低了块体材料导热性能。

2.3 热处理态铜基块体材料的机械性能

图 8 为由 Cu-10vol%Al₂O₃ 铜基粉末制备的冷喷涂铜基块体材料经过退火后的机械性能随退火温度的变化关系。图 8a 为铜基块体材料硬度随退火温度的变化关系。由图 8a 可知, 随退火温度升高, 块体材料的微观硬度呈下降的趋势。当退火温度为 600 °C 时, 热处理态块体材料硬度为冷喷涂态硬度的约 52.08%。冷喷涂态铜基块体材料中铜粒子发生了剧烈的塑性变形, 加工硬化作用致使其微观硬度较高。随着退火温度的升高, 加工硬化的作用逐渐消失, 使得微观硬度降低。另外, 文献[19]的研究表明孔隙率对冷喷涂涂层的硬度降低有促进作用。在 600 °C 退火后, 块体材料中加工硬化作用消失, 孔隙率增加, 导致了铜基块体材料微观硬度较大幅度的降低。

图 8b 为铜基块体材料抗拉强度与延伸率随退火温度的变化关系。随着退火温度的升高, 材料的抗拉强度先增大后减小, 延伸率逐渐增加。退火处理有效的提高材料抗拉强度和延伸率, 优化了块体材料力学性能。当退火温度为 500 °C 时, 铜基块体材料抗拉强度达到最大值 125.3 MPa, 但块体材料延伸率并没有达到最大值。在退火温度为 600 °C 时, 其延伸率继续增大。

图 9 为由 Cu-10vol%Al₂O₃ 铜基粉末制备的冷喷涂铜基块体材料拉伸后得到的断口形貌。图 9a 是冷喷涂态铜基块体材料的断口形貌, 可以看到断口表面镶嵌有 Al₂O₃ 颗粒, 断裂发生在铜粒子界面处和 Al₂O₃ 粒子 (如图 9a 中 A 区域) 表面上, 这是因为冷喷涂态块体材料在拉伸过程中, 首先在孔隙与粒子间界面相交的边缘区发生应力集中, 此时裂纹将在界面处形成。断口内存在大量的裂纹 (如图 9a 中 C 区域) 和

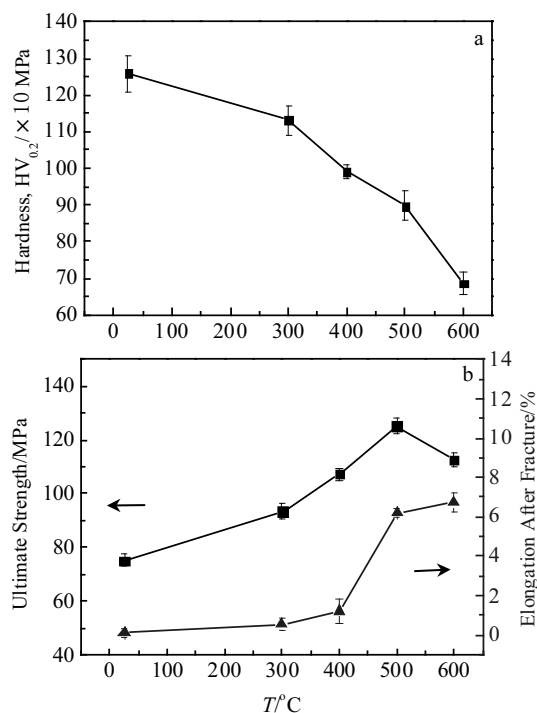


图8 铜基块体材料机械性能随退火温度的变化关系

Fig.8 Mechanical properties of copper-based bulk materials as a function of annealing temperature: (a) hardness and (b) tensile strength and elongation

孔隙 (如图 9a 中 B 区域), 断口形貌呈典型的脆性断裂。图 9b 是 300 °C 退火后铜基块体材料的断口形貌, 与喷涂态断口相比, 300 °C 退火后铜基块体材料的断口形貌变化不大, 断裂仍主要沿铜粒子界面和 Al₂O₃ 粒子 (如图 9b 中 A 区域) 表面发生, 且断口内仍存在裂纹 (如图 9b 中 C 区域) 和孔隙 (如图 9a 中 B 区域)。图 9c 是 400 °C 退火后铜基块体材料的断口形貌, 400 °C 退火块体的断口形貌发生变化, 断裂仍主要沿铜粒子界面和 Al₂O₃ 粒子 (如图 9c 中 A 区域) 表面发生, 但部分区域显示出撕裂变形的痕迹, 且局部区域出现韧窝, 断口形貌由脆性向韧性断裂断口转变。图 9d 是 500 °C 退火后铜基块体材料的断口形貌, 可以观察到铜粒子界面消失, 断裂主要发生在铜粒子内部和 Al₂O₃ 粒子 (如图 9d 中 A 区域) 表面, 断口表面布满等轴韧窝断口, 典型的韧窝直径在 1~2 μm 之间, 断口形貌为典型的韧性断裂断口。图 9e 是 600 °C 退火后铜基块体材料的断口形貌。此时, 断裂主要发生在铜粒子内部和 Al₂O₃ 粒子 (如图 9e 中 A 区域) 表面, 且明显看到 Al₂O₃ 粒子周围存在的裂纹 (如图 9e 中 B 区域), 断口表面布满韧窝, 典型韧窝直径为 1~5 μm (如图 9e 中 C 区域放大图), 断口形貌为典型的韧性断裂断口。

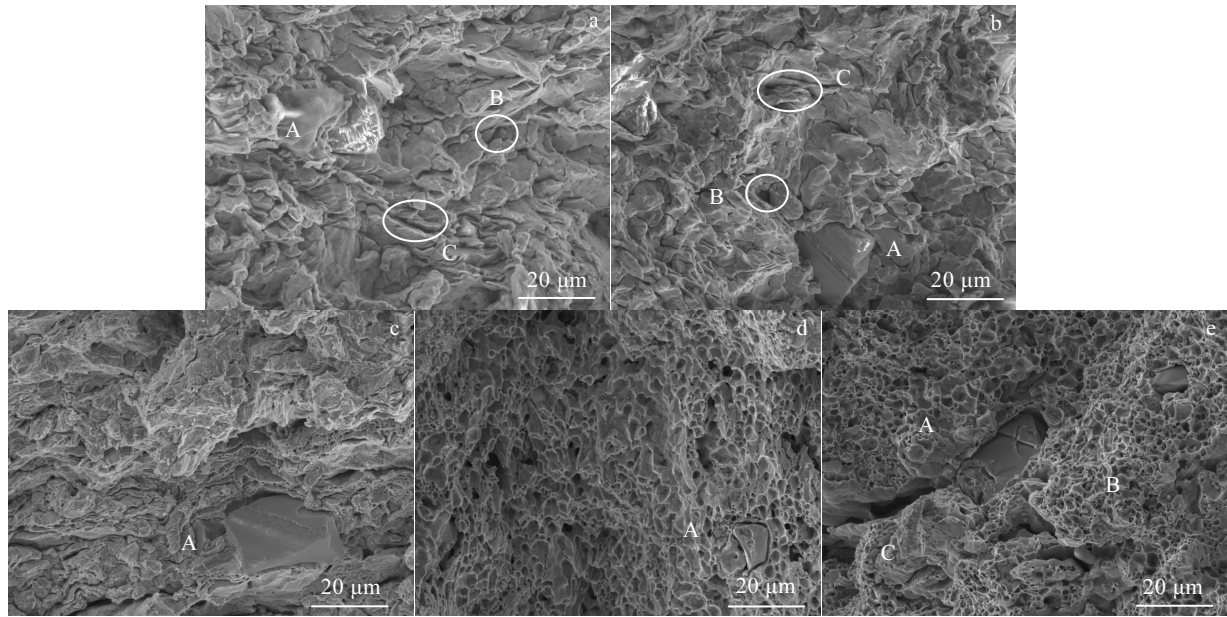


图 9 冷喷涂铜基块体材料的断口形貌

Fig.9 Fracture morphology of cold-sprayed copper-based bulk materials: (a) cold sprayed state, (b) 300 °C annealing, (c) 400 °C annealing, (d) 500 °C annealing, and (e) 600 °C annealing

冷喷态粒子界面经历过很强的加工硬化作用, 界面较脆, 裂纹很容易在粒子间界面处扩展^[26], 这就造成喷涂态铜基块体材料的断裂发生在粒子界面 (如图 9a 所示), 且断裂行为为脆性断裂, 此时喷涂态铜基块体材料延伸率很低 (<1%)。300 与 400 °C 退火后铜基块体材料的断面与冷喷涂态断面相比, 变化不大, 但抗拉强度与延伸率略有增大, 这是因为较低温度的退火促使组织有序化, 一定程度上降低裂纹在粒子界面拓展能力, 且铜粒子间局部发生冶金结合。在 500 °C 退火时, 铜粒子间界面消失, 铜粒子间由机械咬合逐渐转变为冶金结合, 粒子间的结合强度增大, 断裂行为转变为韧性断裂, 块体材料的延伸率较冷喷涂态有较大幅度的增加。这个结果与 Spencer 等人的研究^[27]结果相吻合。当退火温度为 600 °C 时, 孔隙率的增大降低了铜基块体材料抗拉强度。这个研究结果与 Shockley 等人在 Al 基冷喷涂涂层中的研究^[28]结果类似, 孔隙增多, 造成涂层内部可承受的拉力不均, 最终导致结合强度下降。另外, 在 600 °C 退火后, 块体材料延伸率增加是由于铜在 600 °C 发生再结晶退火, 晶粒细化^[29], 块体材料延伸率继续增大。

3 结 论

1) 采用冷喷涂增材制造技术制备铜基块体材料。利用体积比为 Cu-10vol%Al₂O₃ 粉末制备的冷喷涂态

铜基块体材料的导热性能为加工态纯铜块体的 31.18%。随着粉体材料中 Al₂O₃ 含量增加, 制备的铜基块体材料导热性能下降。

2) 退火处理可以改善喷涂态铜基块体材料的微观组织结构。退火温度达到 500 °C 时, 喷涂态铜基块体材料内部铜粒子界面消失, 铜粒子间转变为冶金结合, 微观组织最为致密。

3) 体积比为 Cu-10vol%Al₂O₃ 粉末制备的冷喷涂块体材料经 500 °C 退火后, 导热性能可以达到加工铜块体材料的 80.43%, 抗拉强度达到 125.3 MPa。

参考文献 References

- [1] Wang Huaming(王华明). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica* (航空学报)[J], 2014, 35(10): 2690
- [2] Li Wenya(李文亚), Zhang Dongdong(张冬冬), Huang Chunjie(黄春杰) *et al. Welding & Joining*(焊接)[J], 2016(4): 2
- [3] Li Wenya(李文亚), Li Changjiu(李长久). *China Surface Engineerign*(中国表面工程)[J], 2002(1): 12
- [4] Zhao Guofeng(赵国锋), Wang Yingying(王莹莹), Zhang Hailong(张海龙) *et al. Surface Technology*(表面技术)[J], 2017, 46(11): 198
- [5] Li W Y, Yang K, Yin S *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(3): 440
- [6] Liu Minzhi(柳敏志), Li Xiangbo(李相波), Cheng Xudong(程旭)

- 东). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2012, 41(20): 175
- [7] Astarita A, Durante M, Langella A *et al.* *Surface and Interface Analysis*[J], 2013, 45(10): 1530
- [8] Koivuluoto H, Lagerbom J, Kylmalahti M *et al.* *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2008, 17(5): 721
- [9] Li Wenya(李文亚), Huang Chunjie(黄春杰), Yu Min(余敏) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2013(8): 1
- [10] Assadi H, Kreye H, Gärtner F *et al.* *Acta Materialia*[J], 2016, 116: 382
- [11] Cavaliere P, Silvello A. *Journal of Thermal Spray Technology* [J], 2017, 26(4): 1
- [12] Tian Ning(田宁), Zhang Ping(张萍). *China Foundry Machinery & Technology*(中国铸造装备与技术)[J], 2016(3): 13
- [13] Shkodkin A, Kashirin A, Klyuev O *et al.* *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2006, 15(3): 382
- [14] Irissou E, Legoux J G, Arsenault B *et al.* *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2007, 16(5-6): 661
- [15] Koivuluoto H, Vuoristo P. *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2010, 19(5): 1081
- [16] Xu Lingling(徐玲玲), Zhou Xianglin(周香林), Sun Chengchuan(孙澄川) *et al.* *Thermal Spray Technology*(热喷涂技术)[J], 2017, 9(4): 7
- [17] Kim Y K, Kim K S, Kim H J *et al.* *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2017, 26(7): 1498
- [18] Fu Silin(付斯林), Li Chengxin(李成新), Wei Yingkan(魏瑛康) *et al.* *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2018, 54(10): 93
- [19] Feng L, Guan C, Chang J R *et al.* *International Journal of Minerals Metallurgy and Materials*[J], 2018, 25(11): 1354
- [20] Liu Yanfeng(刘彦丰), Gao Zhangyang(高正阳). *Heat Transfer*(传热学)[M]. Beijing: China Electric Power Press, 2015: 5
- [21] Zhang Tianyu(张田宇). *Thesis for Master Degree*(硕士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2008, 65
- [22] Sinha A K. *Physical Metallurgy Handbook*[M]. New York: McGraw-Hill, 2003
- [23] Li W Y, Li C J, Liao H L *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2007, 253: 5967
- [24] Zhang Baochang(张宝昌). *Non-ferrous Metals Their Heat Treatment*(有色金属及其热处理)[M]. Xian: Northwestern Polytechnical University Press, 1993: 132
- [25] Li W Y, Li C J, Liao H L. *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2006, 15(2): 206
- [26] Zhang Huabing(章华兵), Zhang Junbao(张俊宝), Liang Yongli(梁永立) *et al.* *Baosteel Technology*(宝钢技术)[J], 2009(1): 46
- [27] Spencer K, Fabijanic D M, Zhang M X. *Surface and Coatings Technology*[J], 2009, 204: 336
- [28] Shockley J M, Descartes S, Vo P *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2015, 270: 324
- [29] Kang N, Coddet P, Liao H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 686: 399

Properties of Copper-Based Bulks Materials Produced by Low Pressure Cold Spray Additives

Feng Li^{1,2}, Li Dongting¹, Chang Jirong¹, An Guosheng^{1,2}, Li Wensheng^{1,2}

(1. Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou 730050, China)

Abstract: The copper-based bulk materials were prepared by low-pressure cold spray additive manufacturing technology. The thermal conductivity and mechanical properties of the bulk materials were tested. The cross-section and tensile sections of the bulk materials were observed and analyzed by SEM. The results show that the thermal conductivity of copper-based bulk materials prepared from copper-based powders with a volume ratio of 10% Al₂O₃ is better. With the increase of Al₂O₃ content, the thermal conductivity decreases. After annealing, the cold-sprayed copper-based bulk material has improved thermal conductivity and mechanical properties. The thermal diffusivity and tensile strength show a trend of increasing first and then decreasing with the increase of annealing temperature. When the annealing temperature is 500 °C, the thermal diffusivity of the heat-treated copper-based bulk material is 80.43% of that of the processed copper bulk material, and its tensile strength is 125.3 MPa.

Key words: cold spray; additive manufacturing; copper bulk; thermal conductivity; mechanical properties

Corresponding author: Feng Li, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, E-mail: fenglils@lut.edu.cn