

导轨材料抗电弧烧蚀性能

谭本立^{1, 2}, 范新会^{1, 2}, 刘杰^{1, 2}, 王鑫¹, 李炳¹, 杨珂¹

(1. 西安工业大学 材料与化工学院, 陕西西安 710021; 2. 商洛学院, 陕西商洛 726000)

摘要: 采用真空感应熔炼铸造的方法制备Cu-0.7Cr-0.12Zr基体材料, 用真空自耗熔炼的方法制备Cu-0.7Cr-0.12Zr-0.1Ag-0.12Nb-1SiC-0.5Gr(石墨)-2W导轨用复合材料, 在自制的电弧烧蚀装置上分别测试两种材料的烧蚀率, 观察了它们的烧蚀特征, 对比分析材料在不同烧蚀次数、不同面电流密度下烧蚀率和烧蚀形貌的变化。结果表明, 随着烧蚀次数和电流密度的增加, 两种材料的烧蚀面积逐渐增大, 烧蚀率先升高后降低。基体材料和复合材料的烧蚀率差距逐渐减小, 从4.2:1减小到1.8:1。

关键词: 导轨; 电流密度; 烧蚀率; 烧蚀形貌

导轨是承载滑动的支承工件, 在设备运行过程中受到机械载荷和电载荷的共同作用而失效。优良的导轨材料要求有优越的电接触性能、良好的减摩耐磨性能、抗电弧烧蚀性能^[1-3]。常被用于制备高铁上的电流接触线、摩擦电阻焊使用电极等^[4]。导轨材料在大载流、高速运行的工况下, 电弧所产生的高温会损伤导轨和电枢的接触表面, 改变材料的表面形貌、状态和性能。常用的导轨材料有黄铜、铬钴铜等, 其性能特点是高导电和高强度, 但耐磨性和抗烧蚀性能较差。将不同功能相颗粒(抗烧蚀颗粒)引入制备铜基复合材料是当前最新研究的方法和工艺, 以期提高导轨材料的抗电弧烧蚀能力。

史毅敏等^[5]分析了铜含量和钨丝丝径对材料烧蚀程度的影响, 钱刚等^[6]对比分析了不同功能相对铜基复合材料抗电弧烧蚀性能的影响, 上述研究者只是定性分析抗电弧烧蚀性能, 没有具体研究烧蚀次数对材料烧蚀质量的影响。石磊等^[7]发现, 随着烧蚀次数的增加, CuW75合金表面的烧蚀区面积和表面粗糙度逐渐增大, 且增大趋势逐渐平缓, 但烧蚀次数较少, 无法完整反映材料在实际应用中烧蚀规律。万成等^[8]采用冷等静压、真空热压联合包套挤压工艺制得细晶W-25Cu材料并测试了其抗烧蚀性能, 但测试条件的面电流密度较小, 不能直接说明材料在大载流工况下的烧蚀规律。

本研究通过感应熔炼和真空自耗熔炼制备了Cu-0.7Cr-0.12Zr基体材料和铜基复合材料, 分析了这两种材料在大面电流密度和多次烧蚀的条件下电弧烧蚀率和烧蚀形貌的变化规律, 并探讨了材料的电弧烧蚀机理, 为铜基复合材料在大载流工况下的应用提供理论基础。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料的制备

试验选用的对照基体材料为Cu-0.7Cr-0.12Zr(表1中1号试样)。基体材料采用电弧熔炼-感应加热设备中的电弧熔炼炉进行基体铜合金的制备, 如图1a所示。熔炼基体合金材料使用刚玉坩埚, 真空度为 5×10^{-3} Pa, 采用红外测温仪对熔炼温度进行测量, 熔炼温度在1 400~1 600 °C之间, 熔炼时间在8~10 min之间, 图1b为感应熔炼得到的基体铜合金铸锭。

在此基体材料的基础上添加钨颗粒(质量分数为2%、尺寸为30~50 μm)、SiC颗粒(质量分数为1%、尺寸为12~26 μm)和镀镍石墨(质量分数0.5%、尺寸为7~15 μm)

作者简介:

谭本立(1999-), 男, 硕士生, 研究方向为铜基复合材料。电话: 15129365133, E-mail: 3488856803@qq.com

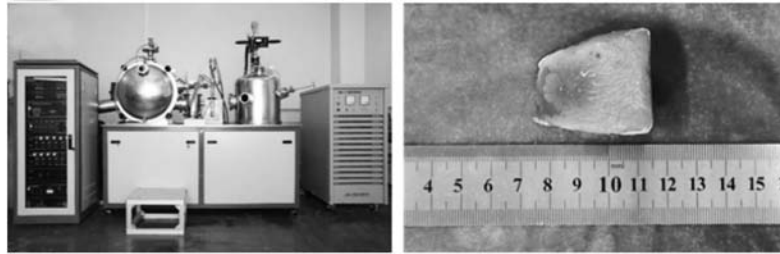
中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2022)09-1105-06

收稿日期:

2022-04-07 收到初稿,
2022-06-20 收到修订稿。



(a) 电弧熔炼-感应加热炉 (b) 基体铜合金铸锭

图1 非自耗感应熔炼炉设备及基体铜合金铸锭

Fig. 1 Non-consumable induction smelting furnace equipment and matrix copper alloy ingot

制备复合材料，具体成分如表1中2号试样所示。

复合材料制备方法：采用等静压混料制坯+真空自耗熔炼的方式制取。等静压混料制坯：将熔炼所需要的Ag、Nb粉末与SiC、Gr（石墨）、W功能相颗粒按照成分配比在混料机中进行4 h的混合后，进行冷等静压，将混好的粉末装料，加压300 MPa，保压1 h后卸

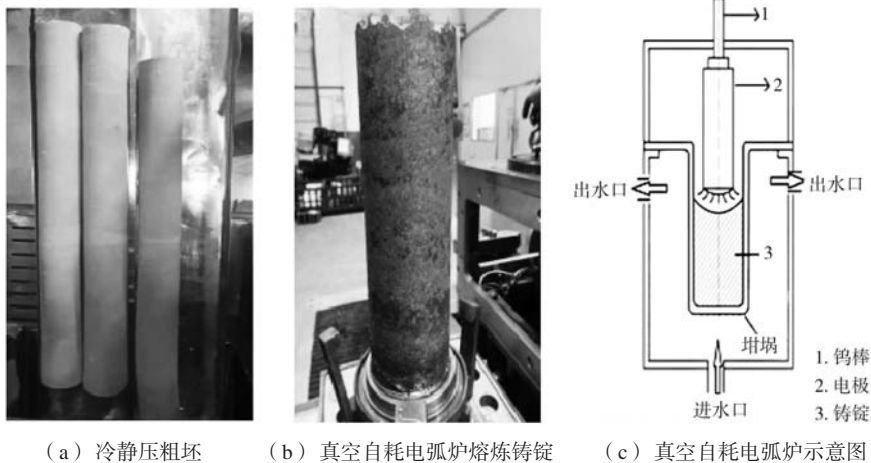
压，得到如图2a所示试样。然后采用真空自耗熔炼，将真空烧结成的坯料采用真空自耗电弧炉进行熔炼。以真空烧结成的坯料作为自耗电极，在真空度小于 5×10^{-2} Pa下，对坯料迅速逐步熔化进行重铸，得到如图2b所示铸锭。熔炼过程中，熔炼电流小于5 000 A，熔炼电压小于30 V。图2c为真空自耗电弧炉示意图。

表1 试样化学成分
Table 1 Chemical composition of samples $w_B/\%$

试样	Cu	Cr	Zr	Ag	Nb	W	SiC	镀镍石墨
1	99.18	0.7	0.12	0	0	0	0	0
2	95.46	0.7	0.12	0.1	0.12	2	1	0.5

1.2 电弧烧蚀试验方法

从制备的铸锭上获取 $\Phi 40$ mm \times 5 mm的试样，并对其测试面进行机械抛光。将基体材料和铜基复合材料在自制电弧烧蚀装置上进行电弧烧蚀试验，其电弧烧蚀装置原理如图3所示。



(a) 冷等静压粗坯 (b) 真空自耗电弧炉熔炼铸锭 (c) 真空自耗电弧炉示意图

图2 冷等静压粗坯、熔炼铸锭与真空自耗电弧炉示意图

Fig. 2 Cold isostatic pressing rough blank, smelting ingot casting and Schematic diagram of vacuum consumable arc furnace

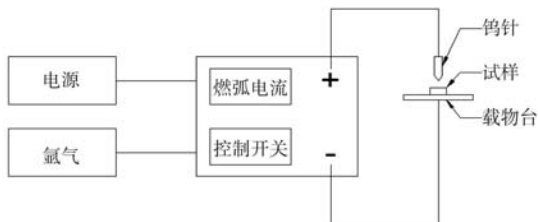


图3 电弧烧蚀装置原理图

Fig. 3 Schematic diagram of arc erosion device

根据导轨材料工作面电流密度在 $200 \sim 300$ A/mm²之间、工作方式为间隙式工作的特点，设计材料的电

弧烧蚀试验条件：在大气环境下进行电弧烧蚀，装置的阳极为长针状钨棒（棒身半径1.2 mm，针尖处半径0.25 mm），阴极为固定在载物台上的试样，两极保持相对垂直，间隙控制为3 mm。在两极之间通10~20 kV的直流引弧电压，控制燃弧面电流密度在 $100 \sim 500$ A/mm²范围内。使用ST3P-P计数继电器控制烧蚀次数，单次烧蚀时间控制为0.3 s，时间间隔设为2 s。

采用NIKON EPIPHOT-300U金相显微镜和FEI Quanta.400FEG环境扫描电子显微镜观察试样表面的电弧烧蚀形貌，并采用精密电子天平称量试样质量变化

量, 计算材料的烧蚀率。

1.3 烧蚀率测试与计算方法

材料的电弧烧蚀率通常根据公式(1)进行计算。

$$M = \frac{m_1 - m_2}{JS t} \quad (1)$$

式中: M 为材料电弧烧蚀率, $\mu\text{g}/\text{C}$; m_1 为试样电弧烧蚀试验前的质量, g ; m_2 为试样电弧烧蚀试验后的质量, g ; J 为电弧烧蚀电流, A/mm^2 ; S 为引弧钨极头面积, mm^2 ; t 为电弧烧蚀时间, s 。

2 试验结果与分析

2.1 微观组织形貌

基体材料Cu-0.7Cr-0.12Zr的微观组织如图4a所示。从图中可知, 材料组织呈现浅色的 α -Cu固溶体相, 在

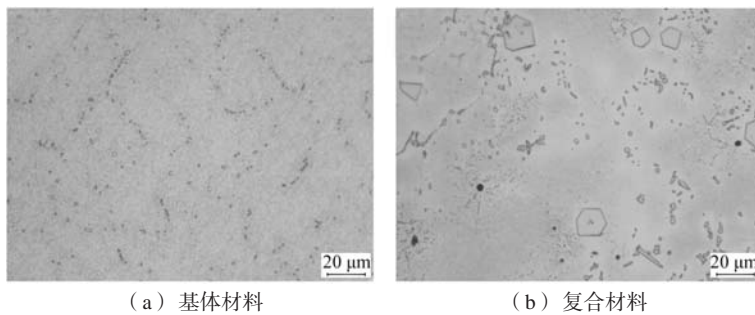


图4 基体材料与复合材料微观组织

Fig. 4 Microstructure of matrix material and composite material

Ag-Nb-SiC-Gr(石墨)-W复合材料的烧蚀率变化曲线如图5所示。可知, 当烧蚀次数为30次、100次和150次时, 基体材料的烧蚀率分别为73.41 $\mu\text{g}/\text{C}$ 、155.78 $\mu\text{g}/\text{C}$ 、134.32 $\mu\text{g}/\text{C}$, 复合材料的烧蚀率分别为17.43 $\mu\text{g}/\text{C}$ 、77.83 $\mu\text{g}/\text{C}$ 、72.24 $\mu\text{g}/\text{C}$ 。由此可见, 在本试验条件下, 随着烧蚀次数的增加, 两种材料的烧蚀率都呈先增加、后减小的趋势。复合材料和基体材料的烧蚀率有明显的不同, 复合材料的烧蚀率最多仅为基体材料烧

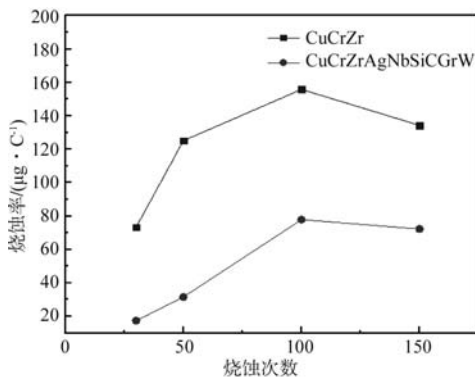


图5 基体材料与复合材料烧蚀率-烧蚀次数变化曲线

Fig. 5 Ablation rate-ablation times curves of matrix material and composite material

铜基体上弥散分布着灰色岛状的Cu3Zr相和不连续网状($\alpha + \text{Cr}$)共晶相。复合材料Cu-0.7Cr-0.12Zr-0.1Ag-0.12Nb-1SiC-0.5Gr(石墨)-2W的微观组织如图4b所示, 可以看到, 除上述浅色的 α -Cu基固溶体相+少量浅灰色岛状或颗粒状的Cr相+Cu3Zr相+ ($\alpha + \text{Cr}$)共晶外, 还在 α -Cu基体上弥散分布着轮廓清晰的黑灰色有棱角状SiC颗粒(尺寸约12~20 μm , 无团聚现象, SiC颗粒与 α -Cu基体界面结合紧密^[9-10])、黑色团球状的石墨颗粒(颗粒尺寸约8~13 μm , 石墨颗粒也无团聚现象)和大块灰白色的W相颗粒(尺寸约20~40 μm , 均匀地分布在基体上, 与 α -Cu基体界面结合紧密)。

2.2 不同烧蚀次数下烧蚀率的变化规律

控制烧蚀面电流密度在300 A/mm^2 条件下, 烧蚀次数从30次增加到150次, Cu-Cr-Zr基体材料与Cu-Cr-Zr-

Ag-Nb-SiC-Gr(石墨)-W复合材料的烧蚀率变化曲线如图5所示。可知, 当烧蚀次数为30次、100次和150次时, 基体材料的烧蚀率分别为73.41 $\mu\text{g}/\text{C}$ 、155.78 $\mu\text{g}/\text{C}$ 、134.32 $\mu\text{g}/\text{C}$, 复合材料的烧蚀率分别为17.43 $\mu\text{g}/\text{C}$ 、77.83 $\mu\text{g}/\text{C}$ 、72.24 $\mu\text{g}/\text{C}$ 。由此可见, 在本试验条件下, 随着烧蚀次数的增加, 两种材料的烧蚀率都呈先增加、后减小的趋势。复合材料和基体材料的烧蚀率有明显的不同, 复合材料的烧蚀率最多仅为基体材料烧

蚀率的53.8%, 也就是材料抗电弧烧蚀性能至少提高了1倍。产生这种现象的原因是: 一方面, 当电弧发生时材料表面受热产生熔化和汽化, 造成试样的质量损失。随着烧蚀次数的增加, 试样熔化和汽化的程度会增大, 并在电弧的作用下产生飞溅, 试样的质量损失增大; 另一方面, 随着烧蚀次数的增加, 电弧燃弧的作用时间变长, 电弧所输入的能量增多, 材料的温度有所升高, 材料氧化产物增加, 氧化物会附着在材料的烧蚀表面, 导致材料的烧蚀率增长呈现减缓或负增长趋势。复合材料抗烧蚀性能提高主要是由于材料存在有高熔点W相, 在电弧烧蚀过程中, 很难被熔化、蒸发, 这种凸点状W质点承受阳极与试样之间的燃弧作用, 减小了基体材料的烧损和飞溅, 所以复合材料的烧蚀率低于基体材料。

2.3 不同面电流密度下烧蚀率的变化规律

控制烧蚀电弧烧蚀次数为100次, 烧蚀面电流密度在100~500 A/mm^2 范围内, Cu-Cr-Zr基体材料与Cu-Cr-Zr-Ag-Nb-SiC-Gr(石墨)-W复合材料的烧蚀率-电流密度变化曲线如图6曲线所示。由图中可知, 当烧蚀面

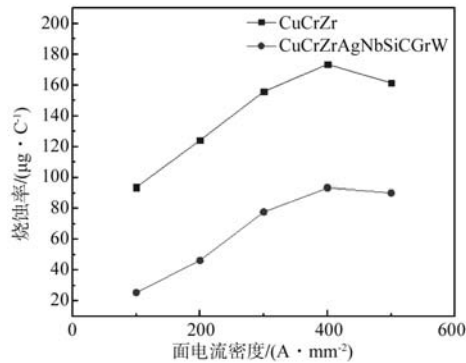


图6 基体材料与复合材料烧蚀率-面电流密度变化曲线

Fig. 6 Ablation rate - surface current density curves of matrix material and composite material

电流密度为100 A/mm²、400 A/mm²、500 A/mm²时,基体材料的烧蚀率分别为93.52 μg/C、173.55 μg/C、161.37 μg/C,复合材料的烧蚀率分别为25.47 μg/C、93.44 μg/C、90.23 μg/C。由此可见,在本条件下,随着烧蚀次数的增加,两种材料的烧蚀率也呈先增加、后减小变化,但复合材料烧蚀率为基体材料烧蚀率的27.2%到55.9%之间,说明复合材料相对于基体材料抗烧蚀性能大约提高了1~3倍。

产生这种现象的原因是:电流密度越大,电弧燃弧时所释放的能量越高,两极材料的各种离子运动、撞击的情况加剧,电弧和材料接触位置的材料熔化、蒸发加快,飞溅现象更加明显,表现为烧蚀率增加;另一方面,电流密度增加,电弧能量增大,材料表面

的温度迅速升高,氧化加剧,当电流达到一定程度时,材料温度升高产生的氧化现象尤为突出,此时材料的氧化增重量会抵消材料烧蚀所造成的损失量,所以整体表现为材料烧蚀率的下降。

2.4 基体材料与复合材料经电弧烧蚀的表面形貌

2.4.1 不同烧蚀次数下基体材料和复合材料的烧蚀形貌

当烧蚀电流密度为300 A/mm²,烧蚀次数分别为30次和100次时,基体材料与复合材料的电弧烧蚀形貌如图7所示。从图7a中可以看出,在30次电弧烧蚀后,基体材料形成直径约30~40 μm的凹陷坑,坑内表面光滑(即熔化界面),凹陷坑周围存在较少的颗粒物。这是因为在电弧燃弧过程中,部分基体材料与高温电弧直接接触,导致这部分材料的温度迅速升高,转变为液态后蒸发,所以烧蚀坑的表面光滑;在烧蚀坑附近的颗粒物为铬、锆等元素的氧化产物,因其具有较高的熔点,所以在燃弧电弧作用仍然呈现为轮廓清晰的颗粒。随着烧蚀次数的增加,材料温度逐渐升高,飞溅加剧,基体材料表面形成了明显的喷溅环,并产生了较深的烧蚀坑,形成了火山口状的堆叠现象^[11-12],基体材料附着在氧化物颗粒表面,形成较大的颗粒物,如图7b所示。

从图7c中可以看出,经过30次电弧烧蚀后,复合材料的烧蚀表面分布着大小不一的球状颗粒,并且在一些颗粒附近存在深浅不一的烧蚀坑。这是因为,

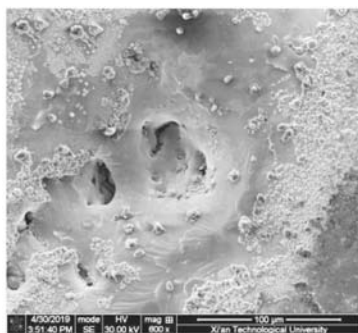
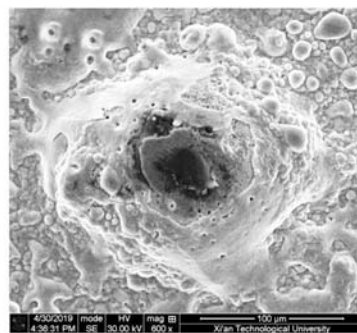
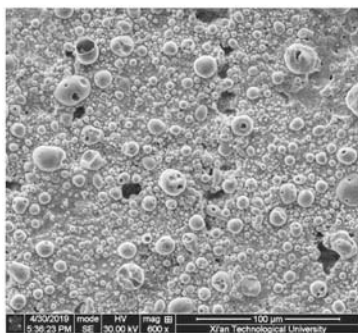
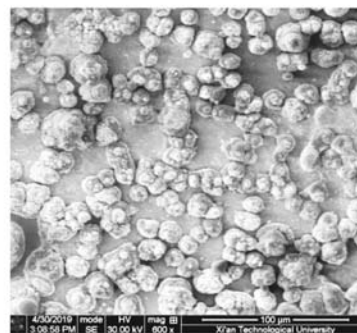
(a) 电流密度300 A/mm²,烧蚀30次,基体材料(b) 电流密度300 A/mm²,烧蚀100次,基体材料(c) 电流密度300 A/mm²,烧蚀30次,复合材料(d) 电流密度300 A/mm²,烧蚀100次,复合材料

图7 基体材料与复合材料在不同烧蚀次数下的烧蚀形貌

Fig. 7 Ablation morphologies of matrix material and composite material at different ablation times

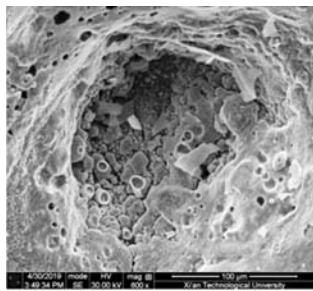
复合材料通过添加高熔点W颗粒的方式,使材料的抗烧蚀能力有所提升。在燃弧电弧和复合材料接触过程中,熔点较低的基体材料首先被熔化、蒸发,而W颗粒因熔点高,仍然停留在基体材料内,与氧化铬和氧化锆等氧化物一同抵抗电弧烧蚀。当烧蚀次数增加到100次时,电弧输入的能量增加,基体在高温的作用下进一步熔化和蒸发,形成表面光滑的烧蚀坑,裸露出基体的W颗粒起到了分散电弧、固定基体的作用,材料的烧蚀表面并未出现明显的喷溅现象,并且一部分融化的基体材料附着表面,形成较大的颗粒物,如图7d所示。

2.4.2 不同面电流密度下基体材料和复合材料的烧蚀形貌

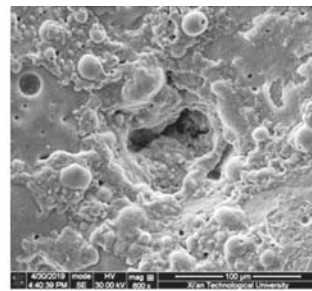
当烧蚀次数为100次,燃弧面电流密度分别为 300 A/mm^2 和 500 A/mm^2 时,基体材料与复合材料的烧

蚀形貌如图7b、d和图8a、b所示。从图8a中可以看出,当电流密度从 300 A/mm^2 增长到 500 A/mm^2 时,基体材料的烧蚀坑直径相对于图7b有所增大,从 $100\text{ }\mu\text{m}$ 增大到 $150\text{ }\mu\text{m}$,烧蚀坑也进一步加深。这是因为,随着电流密度的增加,单次燃弧会向材料表面输入更多的能量,电弧力越大,材料的喷溅更加剧烈,并且由于温度的迅速升高,材料氧化程度增大,产生大量的氧化物,以颗粒的状态大量堆积在烧蚀坑中。

从图8b中可以看出,当烧蚀次数为100次,燃弧电流密度 500 A/mm^2 时,复合材料的烧蚀表面相对于图7d出现较大烧蚀坑($60\text{ }\mu\text{m}$),并且在烧蚀坑内部和四周存在着较大尺寸的颗粒物。这是因为,随着电流密度的增大,在电弧燃弧过程中,单次电弧燃弧所输入的能量更大,金属基体中的W颗粒所起到分散电弧作用减弱,材料产生剧烈的喷溅现象,W颗粒脱离材料内部,不均匀地分散在烧蚀坑的内壁与四周。



(a) 烧蚀100次,基体材料



(b) 烧蚀100次,复合材料

图8 基体材料与复合材料在 500 A/mm^2 电流密度下的烧蚀形貌

Fig. 8 Ablation morphologies of matrix material and composite material at current density of 500 A/mm^2

2.5 烧蚀机理分析

通过上述分析,基体材料和复合材料在电弧烧蚀过程中的材料烧蚀形式,主要表现为Cu基体的熔化、蒸发、喷溅、氧化和高熔点相W颗粒的剥落。蒸发、喷溅和氧化这三种材料烧蚀机制,在电弧烧蚀的过程中同时存在,但三者对材料的主要影响时期不同,可以分成以下的三个阶段,材料的烧蚀机理的示意图

如图9所示。

在电弧烧蚀第一阶段,当烧蚀次数较少、电流密度较低时(电流密度 300 A/mm^2 ,烧蚀次数在30次以下),电弧燃弧所输入的能量较小,基体材料和复合材料的主要损耗形式为瞬间的高温导致的熔化、蒸发^[13],但是由于燃弧电弧的作用时间较短,材料的氧化、喷溅现象并不明显。

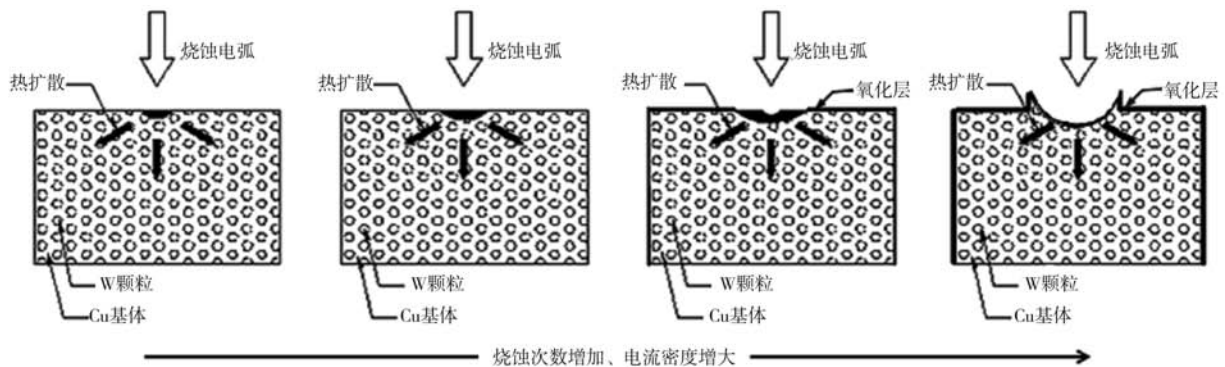


图9 烧蚀机理示意图

Fig. 9 Schematic diagram of ablation mechanism

在电弧烧蚀进入第二阶段,随着烧蚀次数和电流密度的增加,电弧燃弧所输入的能量进一步增加,燃弧电弧的作用时间增长,基体材料温度发生明显的升高,并产生了软化现象,导致基体材料在电弧的作用下产生较为严重的材料熔化、蒸发和喷溅,而且此时的温度较高,材料的氧化加剧,综合作用使材料的烧蚀率增长减缓;而复合材料因为存在高熔点的W颗粒,起到了分散电弧的作用,使在相同的条件下,复合材料进入第二阶段的时间较晚,材料的烧蚀表面并未出现明显的喷溅现象,但基体仍在电弧燃弧的作用下液化、流动,并附着W颗粒表面。

当电弧烧蚀的第三阶段,基体材料和复合材料的温度进一步升高,材料的主要损耗形式为喷溅,烧蚀表面都存在较深的烧蚀坑,但因为电弧燃弧的作用时间长和材料的温度高,材料的氧化剧烈,氧化现象作用占据主导地位,材料的烧蚀率有一定程度降低。

参考文献:

- [1] TSENG K H, KUNG C, LIAO T T, et al. Investigation of the arc erosion behaviour of W-Cu composites [J]. Canadian Metallurgical Quarterly, 2010, 49 (3): 263-274.
- [2] ARGIBAY N, SAWYER W G. Low wear metal sliding electrical contacts at high current density [J]. Wear, 2012, 274-275: 229-237.
- [3] 荣命哲. 电接触理论 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2004.
- [4] 苗柏和. 真空断路器用CuCr触头材料的现状及展望 [J]. 电工材料, 2011 (1): 3-9.
- [5] 史毅敏, 胥会萍, 田珊珊. 电弧作用下纤维结构钨铜触头材料的形貌特征 [J]. 铸造技术, 2010, 31 (1): 101-103.
- [6] 钱刚, 凤仪, 黄晓晨. 铜基自润滑复合材料的电弧烧蚀性能 [J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47 (6): 1818-1823.
- [7] 石磊, 董博, 尹洪泉, 等. 电弧烧蚀对高压电器用铜钨合金组织和性能的影响 [J]. 铸造技术, 2018, 39 (8): 1850-1852.
- [8] 万成, 李继文, 王展, 等. 高致密细晶W-25Cu触头材料的电接触性能 [J]. 中国有色金属学报, 2017, 27 (3): 504-513.
- [9] 吴彩霞, 方敏, 余贤旺, 等. 纳米CuCr触头材料研究进展 [J]. 电工材料, 2017 (6): 30-35.
- [10] 郭鹏超, 朱德贵, 高宇, 等. 热等静压固相烧结CuCr合金的组织与性能研究 [J]. 电工材料, 2017 (4): 6-11.
- [11] 周志鹏, 刘志远, 王振兴, 等. 考虑合金蒸发的真空电弧铜铬阳极热过程仿真 [J]. 中国科技论文, 2015, 10 (23): 2749-2754, 2768.
- [12] 吴艺红, 侯国斌, 邓晓峰, 等. 空气电弧对电极的烧蚀研究综述 [J]. 电器与能效管理技术, 2017 (7): 1-7.
- [13] 张保红, 张丹华, 郭颖利. 钨渗铜复合材料烧蚀性能及机理研究 [J]. 粉末冶金工业, 2019, 29 (6): 18-22.

3 结论

(1) 当电弧烧蚀次数在30~150次, 电流密度在100~500 A/mm²时, 随烧蚀次数和电流密度的增加, 基体材料与复合材料的烧蚀率皆呈现先逐渐增长、后略微下降的趋势。

(2) 随烧蚀次数和电流密度的增加, 基体材料和铜基复合材料的烧蚀率比值减小, 当烧蚀次数30次、电流密度300 A/mm²时, 基体材料烧蚀率是铜基复合材料的烧蚀率的4.3倍; 当烧蚀次数100次, 电流密度500 A/mm²时, 基体材料的烧蚀率为铜基复合材料烧蚀率的1.8倍。

(3) 在电弧烧蚀过程中, 材料经历了三个阶段, 其中第一个阶段, 材料的主要损耗形式为融化、蒸发, 第二个阶段以蒸发、喷溅为主要损耗形式, 并伴有一定的氧化现象, 在第三个阶段, 材料的主要损耗形式为喷溅, 但氧化现象更加严重。

Arc Ablation Properties of Guideway Materials

TAN Ben-li^{1, 2}, FAN Xin-hui^{1, 2}, LIU Jie^{1, 2}, WANG Xin¹, LI Bing¹, YANG Ke¹

(1. School of Materials and Chemical Engineering, Xi'an Polytechnic University, Xi'an 710021, Shaanxi, China; 2. Shangluo University, Shangluo 726000, Shaanxi, China)

Abstract:

Cu-0.7Cr-0.12Zr base material was prepared by vacuum induction melting and casting, and Cu-0.7Cr-0.12Zr-0.1Ag-0.12Nb-1SiC-0.5Gr (graphite)-2W composite material used for guideway was prepared by vacuum arc remelting, and the ablation rates of these two materials were tested on a self-made arc ablation device, observing the ablation characteristics, and comparing and analyzing the changes in the ablation rates and the ablation morphologies of the materials under the conditions of different current densities and ablation times. The results show that with the increase of ablation times and current density, the ablation areas of the two materials gradually increase, and the ablation firstly increases and then decreases. The ablation rate gap between the matrix material and the composite material gradually decreased, from 4.2 : 1 to 1.8 : 1.

Key words:

guideway; current density; ablation rate; ablation morphology