

金属阴极电弧烧损机理及耐烧蚀阴极研究进展

关慰勉^{1*}, 梁新增¹, 刘玲玲¹, 赵梁¹, 金银玲¹, 徐继文¹, 贾大炜¹, 刘嘉斌²

(1 沈阳飞机工业(集团)有限公司, 辽宁 沈阳 110850)

(2 浙江大学 材料科学与工程学院, 浙江 杭州 310058)

摘 要: 电弧等离子体设备的稳定工作时长受限于金属阴极的快速烧损失效。研制长寿命、服役稳定的阴极对提升现有设备运行能力至关重要, 明确阴极的电弧放电过程的烧蚀行为和烧损机理, 是研制高性能阴极的基础。本文在分析金属阴极复杂极端燃弧服役过程的基础上, 介绍了蒸发喷溅烧蚀机理、氧化物剥离烧蚀机理和阴极斑点致非均匀烧蚀机理。进一步地, 综述几种改性阴极耐电弧烧蚀性能的研究进展, 包括阴极组织细化、外加低逸出功相和阴极功能梯度化。围绕阴极斑点放电及烧蚀坑结构演化的原位观测、阴极多场耦合烧蚀损伤模型构建, 和阴极设计-试制-考核的全流程研发制度建立等方面, 展望长寿命金属阴极研制未来的发展方向。

关键词: 电弧烧蚀; 金属阴极; 阴极斑点; 烧损机理; 功能梯度阴极

中图法分类号: TB31

文献标识码:

文章编号:

电弧烧蚀是金属电极燃弧放电时无法避免的过程, 不利于电极的长期稳定工作^[1-3]。电极服役环境恶劣, 以电弧焊、电弧等离子体炬和电弧加热器为例, 燃弧放电时表面弧根处温度可达 3000 K 以上, 在等离子体极高的热输入下, 电极先后以氧化、熔化、沸腾喷溅等形式烧蚀, 直至整体烧损或局部灭弧。更为严重的是, 金属电极燃弧放电时倾向形成尖锥状烧蚀坑, 并逐步演化为深陷型缺陷诱发结构失稳, 导致电极在未到达理论寿命时异常穿孔失效^[4,5]。电弧烧蚀缩短了电极服役寿命, 烧损失效是制约电弧等离子体稳定运行时长的首要因素。因此, 改善电极的耐电弧烧蚀性能, 对提升现有电弧等离子体设备运行能力至关重要。明确电弧烧蚀机制, 据此挖掘耐电弧烧蚀性能的改性策略, 对开发长寿命电极材料具有重要意义。

阴极-弧柱区-阳极之间电势如图 1a^[6]所示, 电极之间电势差分布具有非均匀性, 可分为阴极电位降区域、弧柱区和阳极电位降区域。电弧弧柱区内电势变化较小, 相比之下, 近阴极区电势变化尤为剧烈, 电场强度可达 $10^5 \sim 10^6$ V/cm (图 1b)。近阴极区较大的电位降给予到达阴极表面的带正电粒子较高的平均能量, 加之阳离子质量超过电子质量 4~5 个数量级, 在大量阳离子的高速轰击下, 阴极电弧烧蚀更为严重。通常, 电弧等离子体应用阴极相比阳极率先发生烧损失效, 现有电极材料的研发工作主要围绕阴极开展。

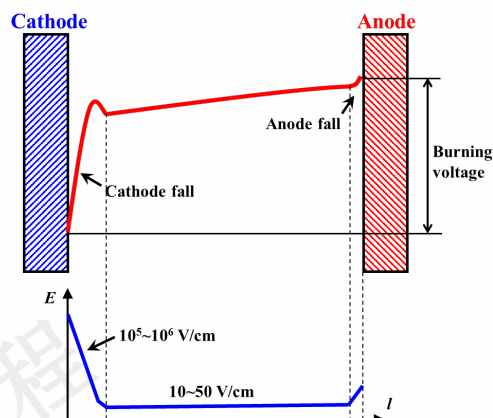


图 1 阴极-阳极间电势、场强一维变化示意图^[6]

Fig.1 Schematic one-dimensional diagram of potential distribution and electric field intensity between electrodes^[6]

现阶段, 研究人员^[7-10]针对电弧等离子体阴极的蒸发喷溅烧蚀、氧化物剥离烧蚀和阴极斑点致非均匀烧蚀行为、烧损机理及改性措施开展了深入研究。本文在梳理阴极典型电弧烧损机理的基础上, 着重汇总组织细化、低逸出功相改性和功能梯度化手段改性阴极耐烧蚀性的研究现状, 并对未来长寿命阴极材料研制过程的关键问题进行展望。

1 金属阴极电弧烧损机理

金属阴极燃弧放电时, 弧根附着区域持续以热发射或场致发射机制向电弧弧柱区提供大量电子^[11], 弧柱区内大量金属原子及气体分子同步电离和结合, 形成带正电的粒子高速轰击阴极表面, 相对应地, 带负电的电子

收到初稿日期:

基金项目: 国家自然科学基金重大研究计划重点项目 (项目号 92266202)

作者简介: 关慰勉, 男, 1996 年生, 博士, 工程师, 沈阳飞机工业(集团)有限公司, 辽宁 沈阳 110850, 电话: 18642727359, E-mail: wmguan88@163.com

向阳极移动^[12,13],如图2所示,阴极烧损在宏观尺度上表现出蒸发、喷溅和氧化等行为。此外,阴极电弧放电具有斑点特性,即电子发射集中于阴极表面数个直径微米级别的发射位点,也称阴极斑点^[14-16]。阴极斑点处电子发射和热输入相比附近更为剧烈,材料烧损严重,使阴极烧蚀表现出非均匀性^[17]。金属阴极的电弧放电耦合多个物理、化学过程,体现出复杂特征。明晰金属阴极的电弧烧蚀机制,是提升其耐电弧烧蚀性能的基础。

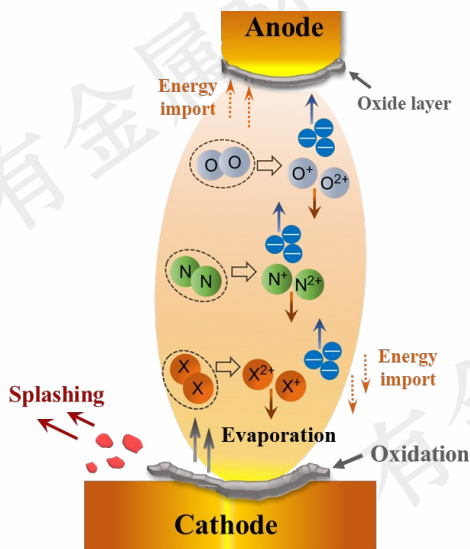


图2 金属阴极电弧放电及烧损过程示意图

Fig.2 Schematic diagram of the metallic cathode arc discharging and ablation process

1.1 蒸发、喷溅烧蚀

阴极的蒸发烧蚀机制,认为阴极材料的烧损由表面熔池在弧根热输入、表面气流等影响下的蒸发过程所致,忽略熔池与电弧等离子体反应引发的烧蚀^[18]。Llewellyn等^[19]基于阴极放电时热斑点表面电子和阳离子等的横向扩散过程,构建出阴极能量输入与蒸发、传导、对流辐射等能量耗散的平衡方程,揭示蒸发烧损占阴极电弧侵蚀约36%,Llewellyn等围绕难熔金属提出的烧蚀模型,为量化评估阴极蒸发侵蚀的影响给出了理论依据。

喷溅烧蚀,也称颗粒溅射机制,主要关注燃弧放电时阴极表面原子或液滴飞溅引发的电极烧损过程。阴极燃弧放电区域的熔池喷溅与近阴极区阳离子密切相关,在近阴极区电压降加速作用下,大量阳离子高速轰击熔池表面并将自身动能传递给电极表面原子,部分阴极原子得以脱离表面进入弧柱区,导致材料烧损^[20]。中国空气动力研究与发展中心袁竭、隆永胜等基于加热器阴极服役环境,构建液滴溅射模型,如图3^[4]所示,加热器运行时,弧根底部熔池受电弧力和表面张力平衡;当弧根在外加磁场作用下旋转离开原位点时,熔池液滴受表面张力而向上挤出,进而在加热器壁面高速旋转气流作用

下脱离阴极。袁竭等建立的耦合电弧力-剪切气流-表面张力的阴极液滴溅射烧损模型,能够有效分析金属阴极在复杂极端工况下的电弧烧损机制及异常失效行为。

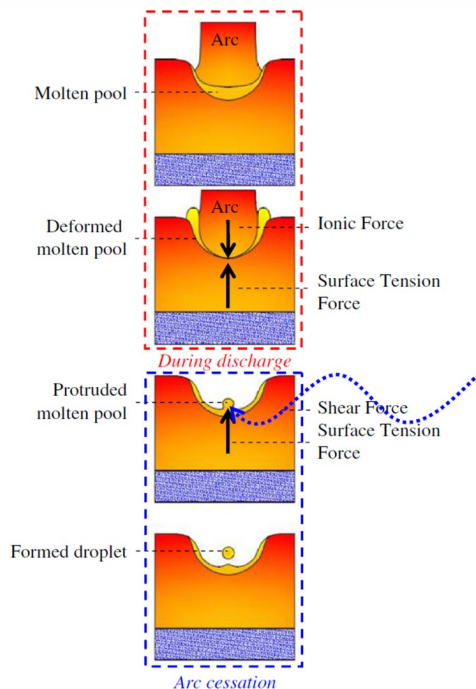


图3 燃弧阶段和熄弧阶段阴极液滴溅射烧蚀机制示意图^[4]

Fig.3 Schematic representation of the modified particle ejection model in arc heaters^[4]

1.2 氧化物剥离烧蚀

阴极的氧化物剥离烧蚀机制认为阴极电弧烧蚀主要由阴极与等离子体反应生成的氧化物剥离所致。当阴极于空气等含氧介质燃弧放电时,氧气分子在弧柱区电离为氧离子和电子。大量带正电的氧离子受近阴极区电压降作用,加速运动至阴极表面,与阴极燃弧区高温熔体反应,生成氧化产物并由阴极表面剥离,造成烧蚀^[21,22]。氧化产物的剥离形式分为整体去除和热分解。

当氧化产物熔点高于阴极,且自身导电较差时,氧化物剥离形式为氧化层整体去除^[23]。表面荷电达一定程度时,诱发阳极与氧化层间介电击穿,氧化层在瞬时极强的热输入下整体由阴极表面去除。Rager等^[23]对不同预氧化程度的镍阴极进行燃弧放电测试,证实氧化镍层的整体剥离是镍阴极空气电弧放电过程的主要烧蚀机制。同样条件下,镍阴极的空气电弧烧蚀速率超过氮气放电烧蚀速率的200倍,如图4^[23]所示,且单次击穿后镍表面烧蚀坑深度与原氧化镍厚度近乎一致。

当阴极氧化产物熔点较低或高温稳定性不足时,氧化剥离形式为产物热分解。该类氧化物形成后,在阴极表面弧根附着区的高温环境中无法稳定存在,将迅速以蒸发、分解等形式烧损,导致金属阴极再次暴露于电弧等离子体,引发后续的氧化过程。具备此性质的阴极于

含氧氛围燃弧烧蚀时,表面将循环进行氧化-产物分解的过程^[24],直至阴极烧损失效。

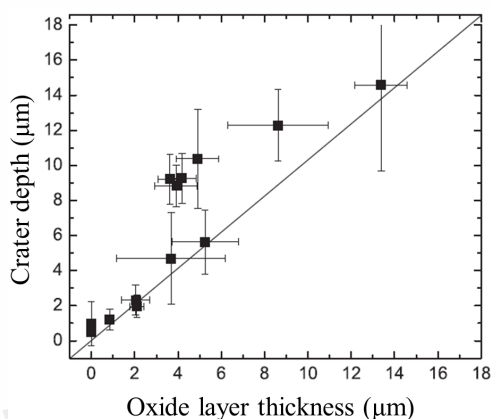


图4 多种镍阴极单次燃弧表面烧蚀坑与原氧化镍厚度关系^[23]

Fig.4 Crater depth as function of the oxide layer thickness for different nickel alloys forming oxide layers^[23]

1.3 阴极斑点致非均匀烧蚀

阴极斑点,即燃弧放电时金属及合金阴极表面形成的胞状结构,是发射密集电子流和金属蒸气射流的位点,具有维持阴极-电弧等离子体间电流连续性和提供电弧放电介质的作用^[6]。电弧阴极区通常包含数个阴极斑点,电弧自持所需电子几乎全部由阴极斑点提供^[25,26]。阴极斑点处极高的热输入导致其存在位点材料烧损形成烧蚀坑^[27],由此可见,阴极斑点所在区域相比无斑点处引发阴极的非均匀电弧烧蚀。

20 世纪初, Arons^[28]首次于放电的汞阴极表面观察到面积约 0.02 cm^2 的阴极斑点。经过一个世纪的发展,人们对阴极斑点的研究逐步深入。现阶段,通常认为阴极斑点表示放电阴极部分的总和,包含表面部分、近阴极区鞘层和部分弛豫层。参考 Beilis 提出的真空电弧放电阴极斑点结构模型,如图 5^[29]所示,由阴极表面向弧柱区分为鞘层和碰撞膨胀区,鞘层区厚约 $1\sim 10 \text{ nm}$ 。燃弧时,金属阴极表面阴极斑点区域内的金属受热、蒸发,发射电子和金属蒸气(离子)射流。受近阴极表面空间电荷区的加速作用,电子和离子几乎无碰撞地通过表面鞘层区。进入碰撞膨胀区时,电子流与电弧等离子体中粒子碰撞,运动由定向变为无序,进而达到局部平衡。

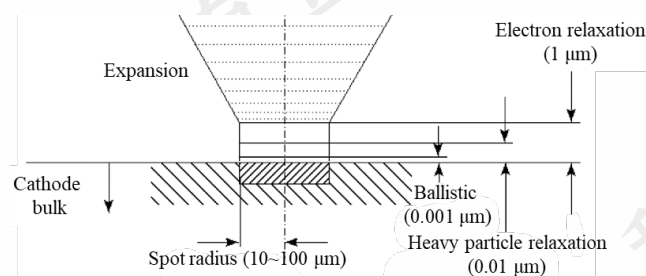


图5 阴极斑点结构示意图^[29]

Fig.5 Schematic diagram of the cathode spot zones^[29]

阴极斑点作为电弧等离子体放电过程中电子的主要发射位点,其斑点电流密度可达 $10^4\sim 10^8 \text{ A/cm}^2$,离子射流速率超过 10^6 cm/s ^[30]。Anders 等^[31]使用远距显微镜和高速条纹相机设备,实现了高空间分辨率 ($2 \mu\text{m/pixel}$) 下阴极斑点运动的观测,同时计算分析斑点电流密度超过 10^8 A/cm^2 。基于对阴极表面单次瞬时放电过程的精准控制与观测,Anders 等的研究加深了研究人员对阴极斑点基本特性和放电烧蚀行为的认识。

浙江大学刘嘉斌等^[32,33]使用高速滤光观测设备,对空气氛围中阴极斑点形成、驻留和迁移行为进行原位观测,建立了微观层面阴极斑点迁移行为与金属阴极放电烧蚀行为的关联。其观测的 Cu、CuCr10、CuCr25、CuCr50 等阴极的阴极斑点分布如图 6^[32]所示,随 CuCr 阴极低逸出功铬含量升高,斑点趋于分散,且 CuCr50 表面斑点迁移速率达到 $46.1\sim 63.4 \text{ cm/s}$,为纯铜阴极的 4~5 倍,减缓了阴极烧蚀。刘嘉斌等的研究,有效揭示了低逸出功相的含量及分布对于阴极斑点迁移行为的影响规律,即增加低逸出功相含量并使之均匀分布,有利于加速阴极斑点迁移并缓解斑点致非均匀烧蚀,为后续设计长寿命、均匀放电烧蚀阴极奠定基础。

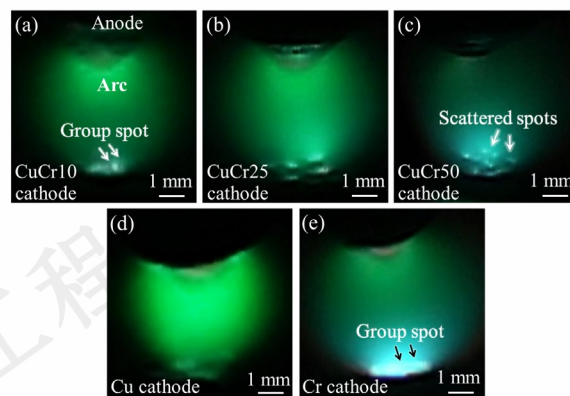


图6 阴极燃弧放电捕捉片段, (a) CuCr10、(b) CuCr25、(c) CuCr50、(d) Cu 和(e) Cr^[32]

Fig.6 Captured images of cathodes arc discharging (a) CuCr10, (b) CuCr25, (c) CuCr50, (d) Cu, and (e) Cr^[32]

金属阴极电弧放电时表面的阴极斑点,具有高电流密度外和“循环”特性,即阴极斑点在阴极燃弧放电时循环进行引燃-猝灭的过程^[34]。初次引燃后的阴极斑点对底部材料造成烧蚀,形成烧蚀坑;原斑点猝灭后,新的阴极斑点几乎同时形成于初始烧蚀坑附近,开启后续的斑点放电烧蚀过程。在阴极斑点高电流密度和循环特性的共同作用下,烧蚀阴极表面常常连续、密集分布着烧蚀坑^[35]。针对无氧紫铜阴极的空气放电研究显示,在阴极斑点烧蚀下,阴极表面倾向形成烧蚀坑,如图 7^[33]所示,初始(放电 $0.5\sim 1 \text{ s}$)微米级别烧蚀坑形成后,迅速以水平扩展和纵向穿深方式发生结构演化,逐步发展为嵌套

融合状的烧蚀坑；电弧放电时间达到 30 s 时，紫铜阴极表面的烧蚀坑底部分布多个深入阴极内部的子孔结构。更为严重的是，烧蚀坑后续将逐步演化为宏观烧蚀孔，诱发结构变形甚至穿孔失效。

可见，阴极斑点作为阴极放电的重要特征，主导了阴极的非均匀电弧烧蚀，增加电弧烧蚀速率，缩短阴极寿命。因此，在研制高性能金属阴极时，需尽可能减小非均匀电弧烧蚀对阴极的影响。

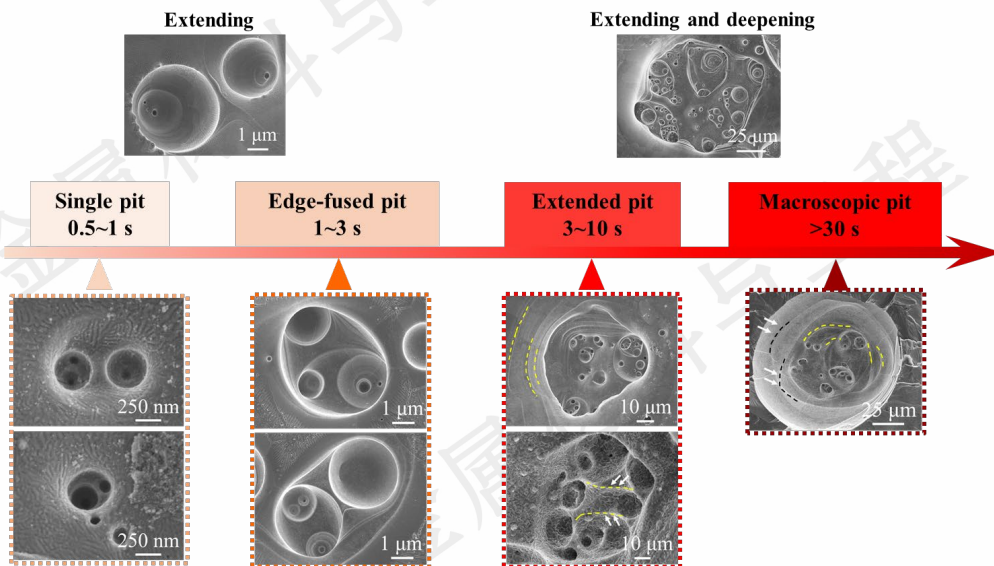


图 7 烧蚀坑随铜阴极燃弧放电结构演化^[33]

Fig.7 Evolution of cathode ablation pits with ablation time^[33]

2 阴极耐烧蚀性能改性方法

阴极的电弧烧蚀，可看作电弧等离子体向阴极输入能量的部分耗散过程。自电弧等离子体设备应用以来，阴极耐电弧烧蚀性能改良性策略集中于电弧工程控制^[36,37]和阴极材料优化^[38-40]两方面。本文主要汇总阴极材料属性对电弧烧蚀行为和烧蚀机理的影响，较少涉及电弧的控制，围绕阴极组织细化、外加低逸出功相改性和功能梯度化三个方面对研究进展进行论述。

2.1 阴极组织细化

阴极组织细化，也称晶粒细化，即通过调整制备、加工工艺等，使阴极晶粒由常规微米晶转变为纳米晶^[41-43]。晶粒细化后，阴极斑点在阴极表面移动顺滑程度提升、迁移速率增加，降低阴极斑点的驻点烧蚀^[44]。此外，纳米晶金属阴极具不同电子发射能力的相分布均匀，避免阴极斑点对介电弱相的持续烧蚀，从而提升阴极烧蚀的均匀性^[45]。现有阴极组织细化对阴极电弧烧蚀行为的影响研究集中于电触头领域。

丁秉钧、王亚平等^[46]以 CuCr (Cu、Cr 等质量分数) 阴极对象，对比分析了微米晶和纳米晶阴极燃弧放电和烧蚀的行为差异，其中微米晶 CuCr 阴极中铬相尺寸约 50 μm，纳米晶 CuCr 阴极平均晶粒尺寸约 45 nm。施加电压 8 kV，真空中初次击穿后，微米晶 CuCr 阴极铬相内出现烧蚀坑，如图 8a^[46]所示，烧蚀坑深入阴极内部，

四周拱起，反映阴极斑点对低逸出功铬相的强烈烧蚀过程。

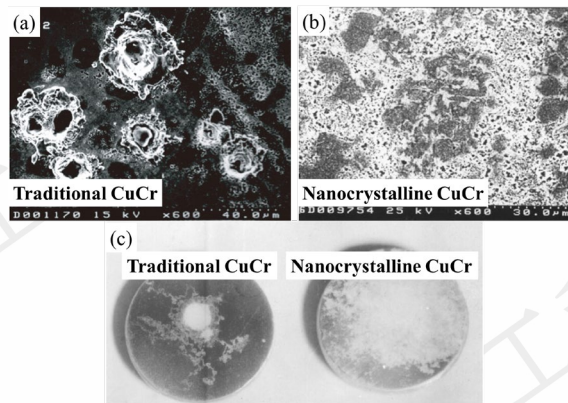


图 8 初次击穿后(a)微米晶铜铬和(b)纳米晶铜铬表面形貌及(c)击穿 200 次后相应表面形貌^[46]

Fig.8 Microstructures of (a)traditional CuCr and (b)nanocrystalline CuCr after first breakdown. Figure (c) reflects the morphologies after 200 times breakdown^[46]

相比之下，纳米晶 CuCr 阴极表面均匀烧蚀，无明显烧蚀坑形成（图 8b），阴极斑点未表现出对铬相的选择性烧蚀。连续击穿 200 次后，如图 8c 所示，纳米晶阴极整体均匀烧损，弧根分散程度较高，而微米晶阴极的烧蚀则集中于中心区域，烧蚀严重。进一步地，他们将阴极抗电弧烧蚀性的改善归结于阴极斑点迁移速率的提升，基于阴极斑点的爆炸性电子发射机制^[47,48]，对新阴

极斑点的形成、迁移进行理论建模和描述,得到了阴极斑点迁移速率的表达式:

$$v = \frac{8U_a^2(j/\pi)^{3/2}\sqrt{I}}{\lambda\rho c(T_c - T_0)^2} \quad (1)$$

式中, v 为阴极斑点迁移速率; U_a 为每个载流子具备能量, 近似等于近阴极表面电压降; j 为阴极电流密度, I 为阴极电流, λ 、 ρ 和 c 分别为阴极的热导率、密度和比热容。 T_c 为阴极斑点形成的临界金属蒸汽压对应的临界温度, T_0 为阴极表面初始温度。计算得到纳米晶 CuCr 阴极表面阴极斑点迁移速率相比微米晶 CuCr 阴极高 1 个量级。更高的斑点迁移速率减少了阴极斑点的驻留时间, 也有利于其在寿命周期内迁移至阴极表面更大范围, 扩散弧根。丁秉钧等的研究, 首次在理论和实验层面上证实了组织细化对阴极耐烧蚀性提升的贡献。

后续研究中, 西安交通大学杨志懋等^[49]在 CuCr5 阴极中验证了晶粒细化对阴极耐烧蚀的优化作用。高速相机捕捉下, 纳米晶 CuCr5 阴极表面斑点迁移速率约 45 m/s, 约为微米晶 CuCr5 阴极斑点迁移速率 (<15 m/s) 的 3 倍。

阴极组织细化提升阴极耐烧蚀性能的核心在于加速阴极斑点的迁移速率, 该策略适于单次热输入较低、燃弧时间短的金属阴极, 如电触头和触点电极。而当金属阴极在大电流、长时持续放电时, 则需要考虑组织细化的可持续性。

2.2 外加低逸出功相改性

引入低逸出功相进行改性, 指在阴极制备阶段向纯金属阴极中加入适量外加相, 外加相逸出功低于金属基体, 而熔沸点高于金属基体^[50,51]。外加相在阴极中均匀分布后, 增强阴极的表面电子发射能力, 降低阴极服役温度。此外, 低逸出功相能够提升斑点迁移速率, 分散弧根以降低阴极输入热流密度, 进而减缓烧蚀^[52]。Szente 等^[53]初步报道了低逸出功铌 (Nb) 对铜阴极耐电弧烧蚀性能的改性作用。室温下, 铌元素逸出功 4.01 eV, 低于铜元素, 4.65 eV^[54]。对 Cu-1.5 wt.%Nb、Cu-10 wt.%Nb 阴极进行氩气电弧放电和烧蚀, 结果显示, 铌相的加入有效降低了阴极烧蚀速率。电弧电流 100 A 时, Cu-1.5 wt.%Nb 阴极烧蚀速率为 4.4 $\mu\text{g}/\text{C}$, 相比纯铜阴极 (13.5 $\mu\text{g}/\text{C}$) 降低约 67.4%。铌相对耐烧蚀改性作用随铌含量增加而愈发显著, Cu-10 wt.%Nb 阴极烧蚀速率仅 0.6 $\mu\text{g}/\text{C}$, 约为纯铜阴极的 4.4%。他们将阴极耐烧蚀性能的提升归结于低逸出功铌相引发的弧根加速运动。观测显示, Cu-10 wt.%Nb 阴极和 Cu-1.5 wt.%Nb 阴极表面弧根运动速率分别为 60 m/s 和 22 m/s, 而纯铜仅为 2 m/s。其研究揭示的低逸出功相对弧根运动行为及烧蚀性能的

影响规律, 为合金型阴极的成分设计奠定基础。

刘嘉斌等^[32]针对电弧加热器纯铜阴极服役过程出现的内外穿孔失效问题, 通过斑点放电原位观测结合烧蚀形貌表征, 提出阴极斑点所致的非均匀电弧烧蚀机理。进一步地, 他们基于低逸出功铬相改性耐烧蚀思路, 系统研究了铬相含量及分布对阴极电弧烧蚀行为的影响规律。铬相促使阴极斑点顺滑迁移扩展弧根, 高粘度熔融铬抑制熔池飞溅烧损。空气电弧烧蚀 1~5 s 后的 CuCr 阴极表面烧蚀坑形貌如图 9 所示, CuCr10 阴极的烧蚀具备非均匀特性, 阴极表面直径 2~4 μm 的烧蚀坑随燃弧进行逐步扩展并发展为嵌套融合状烧蚀坑 (图 9a-c), 整体烧蚀坑结构演化与纯铜相似。随着铬含量增加至 25 wt.%和 50 wt.%, CuCr25 (图 9d-f) 和 CuCr50 阴极 (图 9g-i) 烧蚀坑深度逐步变浅, 同时直径扩展, 相应烧蚀趋于缓和, 阴极显示出较强的耐烧蚀性能。

刘嘉斌等的研究, 有效建立阴极微观电弧烧蚀行为与阴极斑点之间的关联, 揭示低逸出功相诱导阴极斑点顺滑迁移是提升金属阴极耐烧蚀性和改善烧蚀均匀性的本质, 加深了研究人员对阴极斑点放电及烧蚀的理解。

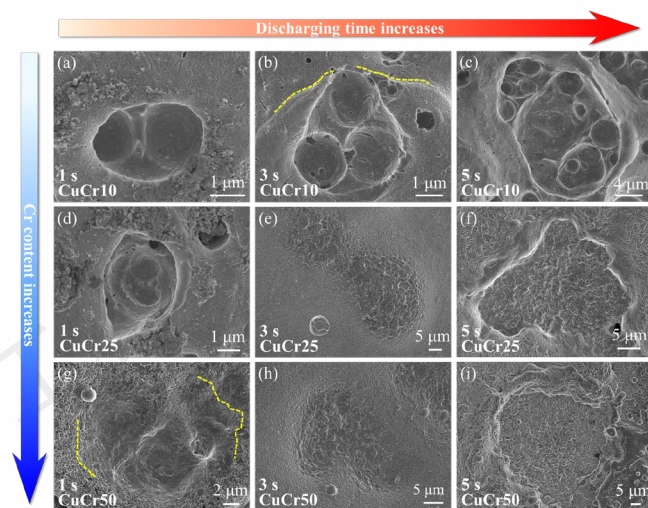


图 9 (a-c)CuCr10、(d-f)CuCr25 和(g-i)CuCr50 阴极烧蚀坑结构随燃弧放电时间增加的演化过程^[32]

Fig.9 Evolutions of the ablation pits in (a-c)CuCr10, (d-f)CuCr25, and (g-i)CuCr50 cathodes with the discharging time of 1 s to 5 s^[32]

基于外加相调控阴极微观组织的思路, 梁淑华、杨晓红等^[55,56]研究明确了 Fe、Mo 元素在 CuCr、CuW 阴极中的强化低逸出功相、分散电弧弧根和减少集中烧蚀的作用。改性后的触头表面烧蚀坑呈弥散状, 烧蚀程度明显降低。Hu 等^[57]证实了稀土元素镧 (La) 对 Ti-Zr-Mo (TMZ) 阴极耐电弧烧蚀性能的改性作用, 1.0 wt.%La-TMZ 阴极开断 5000 次后, 平均燃弧能量和燃弧时间相比空白组分别降低 17.9%和 20.9%, 烧蚀质量减少 32.9%。宋克兴、国秀花等^[58,59]在 TiB₂/Cu 电极中引入

碳纳米管制成复合电极。1.2 vol%碳纳米管强化后的电极能够更好地抵御电弧烧蚀，呈网状连续分布的碳纳米管，扩展了电弧弧根，避免集中烧蚀。同时，碳纳米管增加了熔体粘度，抑制液滴溅射烧损。

袁竭、刘源等^[60]将低逸出功相改性思路与电弧加热器多电极并联手段结合，提出了微观层面的“多电极分弧”策略。他们分别向无氧铜基体加入 0.3 at.% 的 Y、Ba、Hf、La、Cr₂Nb、LaB₆、HfO₂ 和 Y₂O₃，制成多种微合金阴极，并测得室温空气条件下阴极的逸出功，如图 10a 所示，Cu-0.3% LaB₆ 逸出功最低，为 4.956 eV，相比纯铜降低 0.268 eV，电子发射能力提升高达 30 倍。同时，Cu-Cr₂Nb，Cu-HfO₂，Cu-Y₂O₃ 和 Cu-LaB₆ 阴极显示出对阴极斑点良好的分散作用，如图 10b 所示，电弧电流 160 A 下烧蚀表面的阴极斑点彼此分离，以 Cu-LaB₆ 分散斑点作用最优。袁竭等系统性地研究明确了外加相在降低逸出功和强化阴极耐烧蚀性能方面的效果。“微观多电极分弧”策略，对新型耐烧蚀阴极设计具有启发意义。

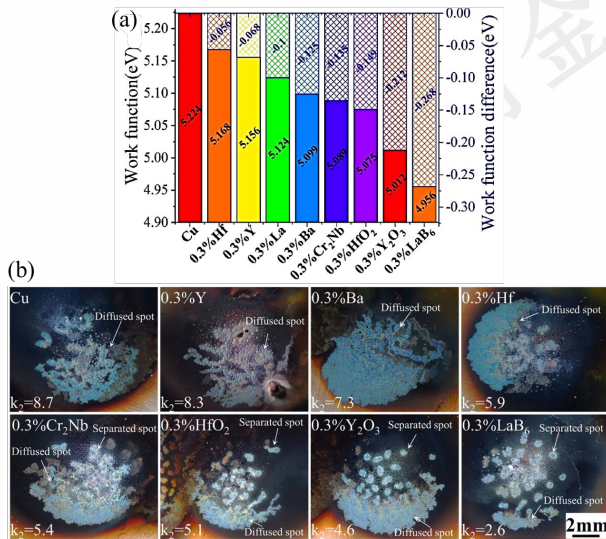


图 10 (a)室温微合金阴极的逸出功。(b)电流 160 A，弧长 6 mm，放电 60 ms 后微合金阴极烧损区域形貌^[60]

Fig.10 (a)Measured work functions of alloys. (b)Arc spot photographs of alloys discharging for 60 ms at 160 A^[60]

引入外加相改善金属阴极耐电弧烧蚀性能，其核心在于利用前者优先发射电子诱发阴极斑点形成，从而分散电弧弧根并降低输入热流密度。在设计合金型阴极时，需结合具体服役工况特点明确合适的外加相含量，既达到提升阴极烧蚀均匀性效果，也避免过量加入导致阴极导热性能恶化而积热。

2.3 阴极功能梯度化

阴极功能梯度化，即在阴极设计和制备阶段引入表面改性强化工序，在纯金属或合金阴极表面形成梯度层（图 11a），发挥梯度层更强的耐电弧烧蚀性能，同时保留阴极基体高的导电和导热能力^[61,62]。通常，表面梯度

层应具备较基体更低的逸出功，更高的熔沸点和一定的传导性能，并与基体的热膨胀系数适配^[63]。功能梯度电极（图 11b）可根据实际服役需求设计出表面单层或多层复合结构，电极结构设计域度宽。Kim 等^[64]对 TiN/Ti 层状阴极在氮气氛围下燃弧放电行为进行研究。TiN/Ti 阴极电弧烧蚀速率持续稳定于较低值，约 22 μg/C，而纯钛阴极烧蚀速率随放电时间延长而逐渐降低，由初始的 45 μg/C 降至 33 μg/C。结果表明，氮化钛层以其较高的熔点（3203 K）实现对钛基体的保护，同时氮化钛强化层降低钛阴极表面电子逸出功，使阴极可在较低温度时发射满足电弧自持所需电子。Kim 等的研究，证实了功能梯度化可作为改善阴极耐烧蚀的有效手段，耐烧蚀表面与导热基体协同促成阴极低电弧烧蚀速率。

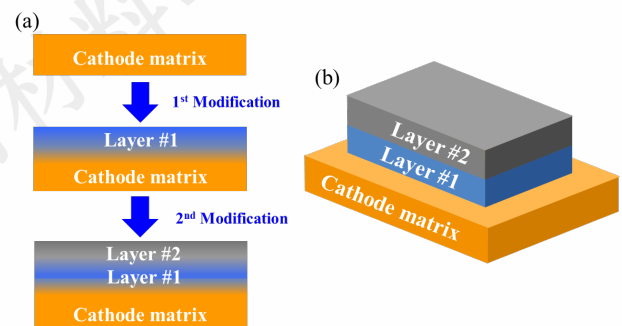


图 11 (a)阴极功能梯度化过程。(b)功能梯度阴极示意图

Fig.11 (a)Preparation process of the functionally gradient cathodes, FGC. (b) Schematic diagram of the FGC.

基于相似的表面功能梯度化策略，Momozawa^[65]比较了氧化锆层和氮化锆层对锆阴极电弧烧蚀行为的影响差异。通过微波放电等离子体处理，在纯锆基体表面分别制备出~10 μm 厚的氧化锆层（ZrO₂）和氮化锆层（ZrN）。在输入功率 12 kW 的加热器中，ZrN/Zr 阴极服役时长达 20 分钟以上，超过 ZrO₂/Zr 阴极 6 倍。试验后 ZrN/Zr 阴极表面轮廓完整，如图 12a 所示。然而，ZrO₂/Zr 阴极（图 12b）烧损剧烈，中心明显下凹。氮化锆逸出功为 2.92 eV，低于纯锆（4.05 eV）^[66]，且熔点（3700 K）高于锆基体（2128 K）和氧化锆（3000 K），在保障 ZrN/Zr 阴极电子发射能力的同时，降低了电弧烧蚀速率。

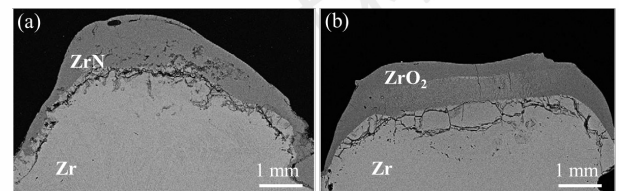


图 12 放电后的(a)ZrN/Zr 阴极和(b)ZrO₂/Zr 阴极^[65]

Fig.12 Cross-sectional structures of (a)nitrided and (b)oxidized Zr cathodes after discharging^[65]

随着金属阴极服役工况趋于大电流、高电压、长燃弧时间等方向发展，单纯采取气相沉积等手段制备的功

能梯度层难以满足长时极端服役需求, 基于此, 以激光熔覆、激光表面合金化为代表的高能束流表面强化技术^[67,68]逐步在阴极功能梯度化手段中占据主导地位。研究^[69]显示, 高速激光熔覆技术是实现金属阴极高性能表面功能梯度化的有效技术手段, 基于熔覆制成的 Zr/Cu 功能梯度阴极 (图 13b^[69]) 界面冶金结合, 相比商用阴极在服役寿命、放电均匀性方面优势显著。空气放电烧蚀后, Zr/Cu 梯度阴极由表向内呈分层结构 (图 13b), 原位生成的黑色氧化锆层与底部层间冶金结合, 如图 13c 和 13d 所示。与传统机械嵌合电极相比 (图 13a), Zr/Cu 梯度阴极持续放电后界面依旧结合紧密, 阴极电弧烧蚀速率相比纯铜降低 25% 以上。进一步地, 研究人员^[70]通过引入 Nb 作为中间层, 降低因金属间化合物所致的开裂倾向, 实现大面积无开裂 Zr/Nb/Cu、Ti/Nb/Cu 功能梯度阴极的制备, 推动了梯度金属阴极的工程化应用。

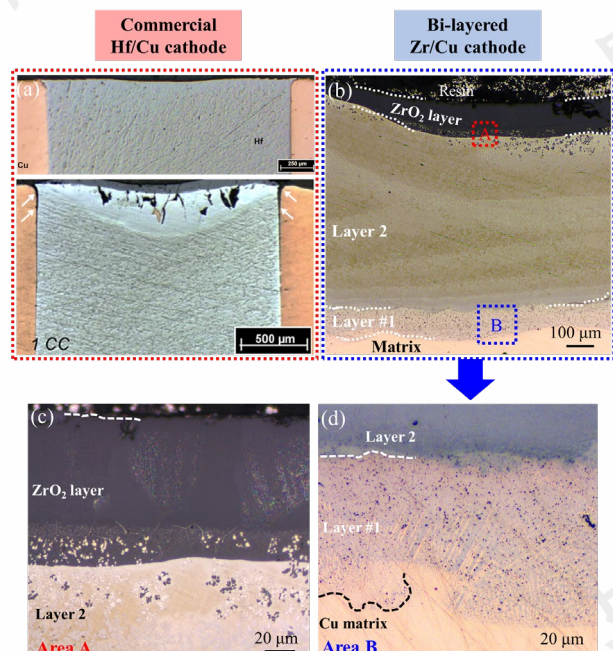


图 13 (a)商用 Hf/Cu 阴极和(b)双层 Zr/Cu 功能梯度阴极烧损截面照片。图(c)和(d)对应图(b)的区域 A 和 B^[69]

Fig.13 Cross-sectional images of (a) commercial Hf/Cu cathode and (b) bi-layered Zr/Cu gradient cathode. Figures (c) and (d) reflect area A and B in (b), respectively^[69]

功能梯度金属阴极在发挥表层抗电弧烧蚀性能的同时, 可有效保留基体的导电导热性能, 由此实现阴极表面和内部差异化性能需求的解耦。功能梯度结构具备多功能集成一体化、设计域度宽和组织结构调控便捷等优势, 以性能需求牵引梯度结构设计, 能够实现耐烧蚀、均匀放电、抗氧化、高传导等多功能于一体, 功能梯度阴极在高性能阴极设计领域逐渐成为研究热点。

3 长寿命金属阴极研制的关键问题

3.1 阴极斑点放电与烧蚀坑结构演化原位观测

阴极斑点是电弧放电的特征结构, 其迁移行为与阴极表面烧蚀坑形成、结构演化联系紧密。受限于阴极电弧放电时的强弧光辐射, 现阶段滤光捕捉后难以准确分辨阴极斑点的边界 (图 14), 无法实时观察阴极表面烧蚀坑的形成及演化行为。未来, 应在阴极放电烧蚀过程的设计原理和表征观测方法等方面进行创新突破, 如利用精密作动装置控制电极在低电流下瞬时击穿放电, 以配有滤光的高速相机记录, 以回路电信号监测模块闭环控制实现单次燃弧后的快速拉开灭弧, 避免连续放电形成多个阴极斑点团簇, 亦可探索在扫描电镜视野下进行微米级针尖/柱形结构之间的电压加载、击穿和原位观测, 明晰阴极斑点和烧蚀坑的形成及演化行为, 加深对金属阴极电弧烧蚀行为和烧损机理的认识。

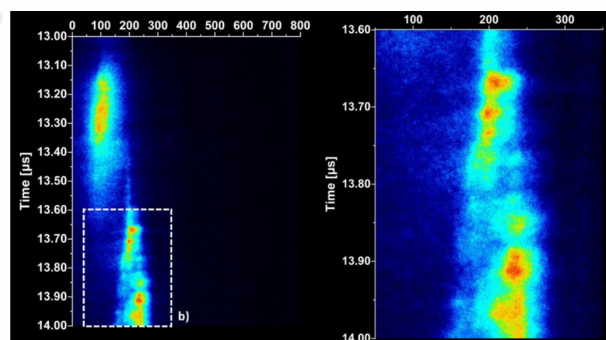


图 14 (a)高速滤光条件下阴极斑点运动行为的连续捕捉, (b)为(a)中框选区域放大图像^[31]

Fig.14 (a) A captured image of cathode spots shifting process. (b) A zoomed image of the circled area in (a)^[31]

3.2 阴极多场耦合电弧烧蚀损伤模型构建

金属阴极电弧放电时, 表面先后或同时以氧化、熔化、沸腾喷溅的形式烧损, 根据氧化物属性还可细分为氧化物剥离和分解等。同时, 阴极烧蚀行为受到阴极斑点形成及迁移过程调控。基于此, 金属阴极的电弧烧蚀过程呈现多物理化学过程交互耦合的特征。现有阴极烧蚀机理大多仅考虑单一烧蚀过程的影响, 缺乏多场耦合极端环境中材料烧蚀行为研究, 相应地, 阴极电弧放电烧蚀失效模型尚未建立。后续, 应构建包含多种烧损机制的金属阴极电弧烧蚀模型, 以系统性明确各类烧蚀行为对阴极烧损的贡献, 凝练提升耐烧蚀性能的关键性能。

3.3 阴极设计-试制-考核全流程建立

现阶段, 新型阴极的研制通常可划分为三个阶段: 1) 材料/结构设计; 2) 电极试制; 3) 放电考核。研究人员由低逸出功相改性或功能梯度化策略出发, 筛选电极材料及结构类型, 进而试制电极样品并放电考核, 参考烧

蚀测试结果迭代优化设计过程。然而,在阴极早期设计阶段大多仅考核改性策略对放电行为影响,而较少关注具体服役场景对阴极性能的需求,以电弧加热器电极为例,阴极需同时具备耐电弧烧蚀性能、高熔体粘度和高导热性能。设计研制阶段与应用需求环节之间的断链,往往导致阴极研制需经过多轮次的迭代优化,不利于新型阴极推广使用。未来,应根据具体服役场景特点,基于失效机理梳理关键的影响因素,进而针对性地指导长寿命阴极的设计研发。

4 总结及展望

电弧烧蚀是制约阴极服役寿命的首要因素,不利于电弧等离子体长期稳定工作。明确阴极的电弧烧损机理,是提升阴极耐电弧烧蚀性能的基础。研究人员围绕金属阴极复杂极端的电弧放电过程,提出阴极蒸发喷溅烧蚀机理、氧化物剥离烧蚀机理和阴极斑点致非均匀烧蚀机理,建立了阴极宏观及微观电弧烧蚀行为与烧损机理的关联,为耐烧蚀阴极研制提供指导。

针对提升金属阴极耐烧蚀性能,当前研究进展主要采取阴极组织细化、外加低逸出功相改性和阴极功能梯度化手段。细化晶粒能够有效加速阴极斑点迁移,减少斑点驻留时间以缓和烧蚀;外加低逸出功相使阴极能够稳定工作于较低温度,扩展电弧弧根降低热流密度;阴极功能梯度化将表面耐烧蚀和基体导电导热性能需求解耦,延长阴极寿命。后续应进一步依托原理和方法创新以原位观测阴斑点放电及烧蚀坑演化行为,构建包含多种烧损机制的阴极电弧烧蚀损伤模型,并探索建立阴极设计-试制-考核的全流程研发制度,以推动高性能阴极的研制应用。

4 参考文献

[1] Chen Haoran(陈昊然), Liu Wei(刘伟), Sun Yanan(孙娅楠) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J] 2022, 51(12): 4429-4435

[2] Xie Jing(解静), You Silun(由思伦), Sun Guodong(孙国栋) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J] 2023, 52(8): 2828-2834

[3] Wei Yinhe(韦银河), Yang Jiancan(杨建参), Chen Ran(陈然) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J] 2022, 51(10): 3892-3899

[4] Yuan Jie, Long Yongsheng, Zhu Tao *et al. Journal of Thermophysics and Heat Transfer*[J], 2019, 33(4): 1055-1064

[5] Wang Lei, Han Xinxing, Long Yongsheng *et al. Journal of*

Thermophysics and Heat Transfer[J], 2021, 36(2): 291-295

[6] Anders André. *Cathodic Arcs: From Fractal Spots to Energetic Condensation*[M], Springer Science & Business Media, 2009: 64-66

[7] Duan Wenxin(段文新), Guo Conghui(郭聪慧), Yang Zhimao(杨志懋) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J] 2005, 34(6): 998-1001

[8] Wang Xingqi(王兴起), Wang Xiaoxia(王小霞), Luo Jirun(罗积润) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J] 2022, 51(12): 4658-4665

[9] Yang Xiaohong(杨晓红), Zhao Yipeng(赵伊鹏), Zou Juntao(邹军涛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J] 2021, 50(2): 679-686

[10] Wang Lili(汪丽丽), Feng Yi(凤仪), Cao Mengli(曹梦丽) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J] 2022, 51(9): 3172-3181

[11] Guo Yincheng(郭胤宸), Yang Jiancan(杨建参), Zhou Shaoxin(周绍欣) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(2): 416-425.

[12] Slade Paul. *The Vacuum Interrupter: Theory, Design, and Application* [M]. CRC press, 2018: 120-124

[13] Fang Haoxin(方浩鑫), Liu Wei(刘伟), Yang Yunfei(杨韵斐) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(6): 1718-1725

[14] Mesyats Gennady. *IEEE Transactions on Plasma Science*[J], 2013, 41(4): 676-694

[15] He Xueliang(何学良), Zhou Zenglin(周增林), Li Yan(李艳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J] 2022, 51(1): 280-285

[16] Lu Zhipeng(卢志鹏), Yin Shengyi(阴生毅), Zhang Zhaochuan(张兆传) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J] 2022, 51(1): 341-348

[17] Wang Qingfeng(王庆丰), Cui Shumao(崔树茂), Zhang Ruili(张锐丽) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J] 2008, 37(4): 641-643

[18] Nemchinsky Valerian. *Plasma Chemistry and Plasma Processing*[J], 2013, 33(2): 517-526

[19] Jones F Llewellyn. *British Journal of Applied Physics*[J], 1950, 1(3): 60-65

[20] Sigmund Peter. *Physical Review*[J], 1969, 184(2): 383-416

[21] Guile Alan, Hitchcock H. *Journal of Physics D: Applied Physics*[J], 1975, 8(4): 427-433

[22] Shimanokami Yasuhide, Matsubara Yoshihiro, Suzuki Takahiro *et al. SAE Transactions*[J], 2004: 704-713

[23] Rager Jochen, Flaig Alexander, Schneider Gerhard *et al.*

- Advanced Engineering Materials*[J], 2005, 7(7): 633-640
- [24] Jehn Hermann. *Journal of the Less Common Metals*[J], 1984, 100: 321-339
- [25] Xu Wei(许 玮), Hu Rui(胡 锐), Liu Yiwen(刘懿文) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 40(9): 1616-1620
- [26] Xiao Peng(肖 鹏), You Jun(尤 君), Zou Juntao(邹军涛). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 41(9): 1666-1671
- [27] Jüttner Burkhard. *Physica B+C*[J], 1982, 114(2): 255-261
- [28] Arons Leo. *Annalen der Physik*[J], 1896, 294(5): 73-95
- [29] Jüttner Burkhard. *Journal of Physics D: Applied Physics*[J], 2001, 34(17): R103-R122
- [30] Mesyats Gennady. *Cathode Phenomena in a Vacuum Discharge* [M]. Nauka, 2000: 44-46
- [31] Oh Kyunghwan, Kalanov Dmitry, Anders André. *Plasma Sources Science and Technology*[J], 2021, 30(9): 095005-095013
- [32] Guan Weimian, Yuan Jie, Lv Hao *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 81: 1-12
- [33] Guan Weimian, Yuan Jie, Wang Yongfeng *et al. Science China Technological Sciences*[J], 2020, 63(11): 2384-2394
- [34] Guile Alan, Juttner Burkhard. *IEEE Transactions on Plasma Science*[J], 1980, 8(3): 259-269
- [35] Mesyats Gennady. *IEEE Transactions on Plasma Science*[J], 1995, 23(6): 879-883
- [36] Li Kuan, You Tiancheng, Zhang Yunfei *et al. Plasma Chemistry and Plasma Processing*[J], 2024, 44(1): 131-157
- [37] Xu Kefeng, Luo Jian, Cui Kunyu *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2024, 132(3): 1855-1868
- [38] Zhang Qiutao(张秋涛), Liu Shuangyu(刘双宇), Lu Ping(陆 萍) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J] 2024, 53(1): 188-196
- [39] Ye Jingjing, Yuan Zhao, Yang Peixuan *et al. IEEE Transactions on Plasma Science*[J], 2024, 52(5): 1822-1831
- [40] Mu Chengfa(穆成法), Shen Tao(沈 涛), Wang Kaixu(王开旭) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(2): 575-585
- [41] Lu Ke, Lu Lei, Suresh Sbjs. *Science*[J], 2009, 324(5925): 349-352
- [42] Cheng Zhao, Bu Linfeng, Zhang Yin *et al. Acta Materialia*[J], 2023, 246: 118673
- [43] Wang Lin(王 琳), Sun Yu(孙 昱), Bo Lin(薄 琳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 49(8): 2615-2622
- [44] Ota K, Kaneko Y, Terada K *et al. ECS Journal of Solid State Science and Technology*[J], 2018, 7(8): P369
- [45] Wang Jun, Jiang Yaohua, Ran Xiongxiang *et al. Applied Physics Letters*[J], 2024, 124(15): 152201
- [46] Wang Yaping, Zhang Chengyu, Zhang Hui *et al. Journal of Physics D: Applied Physics*[J], 2003, 36(21): 2649-2654
- [47] Garner Allen L, Meng Guodong, Fu Yangyang *et al. Journal of Applied Physics*[J], 2020, 128(21): 210903
- [48] Chen Tingxu, Li Tianming, Yang Liu *et al. Journal of Vacuum Science & Technology B*[J], 2024, 42(3): 032205
- [49] Yang Zhimao, Zhang Qiuli, Wang Qingfeng *et al. Vacuum*[J], 2006, 81(4): 545-549
- [50] Shen Tao(沈 涛), Mu Chengfa(穆成法), Cao Xudan(曹旭丹) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(6): 1632-1641
- [51] Hu Chen(胡 晨), Chen Li(陈 力), Zhang Xiao(张 晓) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(1): 66-73
- [52] Yuan Jie, Liu Yuan, Zhu Tao *et al. Vacuum*[J], 2020, 173: 109163
- [53] Szente R, Munz R, Drouet M. *Journal of Physics D: Applied Physics*[J], 1994, 27(7): 1443-1447
- [54] Lin Zulun(林祖伦), Wang Xiaojun(王小菊). *Cathode Electronics*(阴极电子学)[M], National Defense Industry Press(国防工业出版社), 2013: 27-31
- [55] Cao Weichan, Liang Shuhua, Gao Zhuangfeng *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2011, 29(6): 656-661
- [56] Cao Weichan, Liang Shuhua, Gao Zhuangfeng *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2011, 40(4): 571-574
- [57] Hu Boliang, Wang Kuaishhe, Hu Ping *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 696: 522-528
- [58] Long Fei, Guo Xiuhua, Song Kexing *et al. Materials & Design*[J], 2019, 183: 108136
- [59] Guo Xiuhua, Yang Yubo, Song Kexing *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 11: 1469-1479
- [60] Yuan Jie, Liu Yuan, Zhu Tao *et al. Journal of Physics D: Applied Physics*[J], 2021, 55(2): 025203
- [61] Liu Yanan, Ding Ye, Yang Lijun *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 66: 341-363
- [62] Xie Faqin(谢发勤), He Peng(何 鹏), Wu Xiangqing(吴向清) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J] 2022, 51(4): 1514-1524
- [63] Xie Hongbin, Guan Weimian, Lv Hao *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2023, 124(1):

- [64] Kim George, Meunier Jean, Ajersch F *IEEE Transactions on Plasma Science*[J], 1995, 23(6): 1001-1005
- [65] Momozawa Ai, Taubert Sven, Nomura Satoshi *et al. Vacuum*[J] 2010, 85(5): 591-595
- [66] Adachi Jun, Kurosaki Ken, Uno Masayoshi *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2005, 399(1-2): 242-244
- [67] Zhao Yuehong(赵月红), Zhan Zaiji(战再吉), Lv Xiangzhe(吕相哲) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(1): 267-273
- [68] Huang Jinxin(黄金鑫), Sun Zhonggang(孙中刚), Chang Hui(常辉) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 49(8): 2813-2819
- [69] Guan Weimian, Gao Mingyu, Lv Hao *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 421: 127454
- [70] Guan Weimian, Gao Mingyu, Fang Youtong *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2022, 444: 128653

Research Progress on the Cathodic Arc Ablation Mechanisms and Ablation-resistant Cathodes

Guan Weimian^{1*}, Liang Xinzeng¹, Liu Lingling¹, Zhao Liang¹, Jin Yinling¹, Xu Jiwen¹, Jia Dawei¹, Liu Jiabin²

(1. Shenyang Aircraft Industry (Group) Co., Ltd., Shenyang 110850, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Zhejiang University, Hangzhou 310058, China)

Abstract: Cathode arc ablation limits the maximum operating time of arc plasma applications. Developing cathodes with extended service life is essential for improving the operating capability of current facilities, such as arc heaters and plasma welding. Understanding cathodic arc ablation behaviors and failure mechanisms is key to developing high-performance cathodes. This article first analyses the intricate arc ablation process of metallic cathodes and introduces failure mechanisms of sputtering, oxidation, and inhomogeneous ablation resulting from cathode spots. Furthermore, it reviews the recent advancements in improving cathode ablation resistance, including grain refinement, low work function addition, and gradient functionalization. In the final section, the future development of metallic cathodes is prospectively discussed based on *in-situ* observation of cathode spots, the construction of multi-field cathodic arc ablation model, and the establishment of a comprehensive cathode developing regime encompassing design, manufacturing, and testing processes.

Key words: arc ablation; metallic cathode; cathode spot; failure mechanism; functionally gradient cathode

Corresponding author: Guan Weimian, Ph. D., Engineer, Shenyang Aircraft Industry (Group) Co., Ltd., Shenyang 110850, China, Tel: 18642727359, E-mail: wmguan88@163.com