

用于真空电子太赫兹器件的微型 热阴极电子束源研究*

梁文龙 王亦曼 刘伟 李洪义 王金淑†

(北京工业大学材料科学与工程学院, 教育部功能材料重点实验室, 北京 100124)

(2013年10月13日收到; 2013年11月23日收到修改稿)

太赫兹波辐射源是太赫兹 (THz) 波技术的关键. 真空电子太赫兹器件在高频、大功率太赫兹源发展中较其他技术有明显的优势, 微米尺度高电流密度微型电子束源则是研制真空电子太赫兹器件的核心之一. 本文在研制低温、大电流纳米粒子氧化钪掺杂含钪扩散阴极 (nanosized-scandia doped dispenser cathode) 的基础上, 采用发射抑制膜沉积与聚焦离子束 (FIB) 刻蚀技术, 研制无需压缩直接提供高电流密度的微型电子束的电子源. 所研究的电子束源直径 400 μm , 在工作温度 950 $^{\circ}\text{C}$, 提供空间电荷限制电流密度 50 A/cm^2 时, 已稳定工作 1000 h 以上, 并且层流性良好. 本文阐述了阴极制备工艺、电子发射特性、微米尺度电子束源的获得和特性, 介绍了发射抑制膜的结构和抑制特性的评估. 并探讨了镀膜和刻蚀对发射的影响机理. 这一电子束源在常规毫米尺度电子源的基础上产生微米尺度的微区高电流密度的电子束, 为真空电子太赫兹辐射源的研制提供了新的途径.

关键词: 太赫兹辐射源, 钪酸盐阴极, 电子束, 表面分析

PACS: 79.40.+z, 07.57.Hm, 68.55.-a, 81.07.-b

DOI: 10.7498/aps.63.057901

1 引言

太赫兹 (THz) 波指频率处在 0.1THz—10THz 的电磁波, 位于电子学研究领域的微波和光学研究领域的红外波之间, 具有二者没有的一些优异性质. 利用太赫兹波的成像和光谱技术比传统方法有很大的优势. 在物质结构研究、生化材料探测、危险武器监测、药品质量控制、无损探伤、生物选种等方面, 太赫兹波的应用日益凸显. 在通讯工程和空间技术的发展中, THz 通信可以以极高的带宽进行高保密卫星通信, 为其他技术所不可比拟. 因而, 近 30 年来太赫兹技术逐渐成为了研究的热点 [1,2].

在与太赫兹技术相关的诸多研究领域中, 对太赫兹辐射源的研究占据了核心位置. 其中, 真空电子太赫兹器件在高频、大功率太赫兹源发展中有

明显的优势. 利用电子束激发的太赫兹器件, 如太赫兹返波管、回旋管、行波放大器等已列入诸如美国的高频集成真空电子技术 (HiFIVE) 规划, THz 电子技术 (THz electronics) 规划及欧洲的光驱动 THz 放大器件 (OPTHER) 计划, 具有光明的发展前景 [3].

在真空电子太赫兹器件的研究中, 电子束源是器件研制的关键. 微波真空电子器件工作频率与所需的电子注的电流密度成平方的关系, 太赫兹器件要求电子源 (阴极) 提供每平方米数十至数百安培 (A/cm^2) 的电流密度. 同时, 器件的结构走向微型化, 电子注的尺度也由常规真空微波器件的毫米量级减小至微米量级, 高电流密度微型电子束源成为真空电子太赫兹器件研制的核心技术之一 [4]. 当前, 可能用于太赫兹器件的电子源有场发射阴极和热发射阴极, 场发射阴极虽然已研究

* 国家杰出青年科学基金 (批准号: 51225402)、国家自然科学基金 (批准号: 51071005)、高等学校博士学科点专项科研基金 (批准号: 20101103110018) 和国家高技术研究发展 (863) 计划资助的课题.

† 通讯作者. E-mail: wangjsh@bjut.edu.cn

多年,但实现场发射阴极在微波真空电子器件中应用,仍需要在重复性、可靠性、一致性和电流发射能力方面进一步提升^[5].高电流密度热发射阴极仍是真空电子太赫兹器件的首选之一,例如美国著名的诺斯洛普-格鲁门(Northrop Grumman)公司在针对220 GHz和670 GHz的真空电子器件的研制中,都选用热阴极作为电子源^[6].目前在真空微波电子器件中广泛应用的Ba-W扩散阴极及其变体M型阴极在合理的工作温度下仅能提供十几A/cm²的电流密度^[7].为了获得高的电子注密度,需要对从阴极发出的电子束进行压缩.如果要得到上百A/cm²的电子注,则需要极大的压缩比,这对器件的研制造成困难,甚至是很难实现的.近年来,随着真空电子THz器件的研制进入日程,对电流密度达到50—100 A/cm²的电子束源有了强烈的需求.本研究前期研制的高电流密度纳米微粒氧化钪掺杂扩散阴极(nanosized-scandia doped dispenser cathode)在950 °C的低工作温度下可提供100 A/cm²以上的空间电荷限制电流密度^[8-10].这一具有完全自主知识产权的新型阴极,引起国际真空电子器件研究的高度重视,近年来已为包括美国加州大学戴维斯分校(UC Davis)、韩国首尔大学(Suol National University)在内的若干大学和公司复制^[11,12].这种阴极的优异发射能力,使得在其基础上不加压缩,直接获得微米尺度高发射电子束成为可能.

本文介绍一种获得高发射热阴极微型电子束源的新探索.这一电子束源可在常规毫米尺度阴极的基础上产生微米尺度的微区高电流密度的电子束.为真空太赫兹器件电子源的研制提供一个新的途径.同时也对所涉及的物理、化学过程进行了讨论.

2 高电流密度阴极的制备与性能

本文所研究的阴极为纳米微粒氧化钪掺杂扩散阴极,它是由氧化钪掺杂钨粉制作的多孔钨基体和浸渍于多孔钨体中的铝钡、钙活性物质组成.这种新型阴极的主要特点是:阴极基体粉末的制备技术使得氧化钪以纳米粒子的形式均匀分布于W粉及其后续用粉末冶金技术制备的基体中,从而在此后的浸渍与激活过程中,氧化钪与W基体及含钡活性物质充分反应,产生自由钪,扩散并均匀分布于阴极表面,与同时扩散的Ba、O一起形成具有半导体性质的Ba-Sc-O活性层,提供阴极的高发射^[13].

研究前期所用粉末的制备技术为溶胶-凝胶法.为了使粉末粒度的控制更加有效,并为适应今后量化生产的要求,本研究尝试用喷雾干燥技术制备氧化钪掺杂钨粉,并用这种钨粉制备阴极,得到满意的结果.

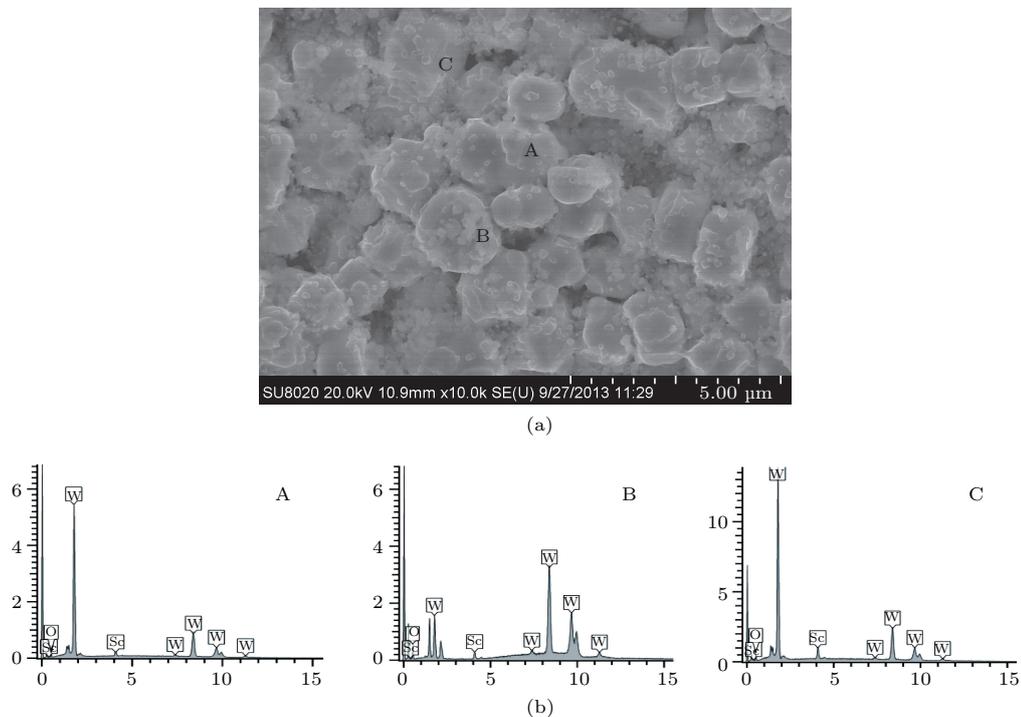


图1 (a)氧化钪掺杂钨基体断面SEM图像;(b)图中相应区域的能谱分析

2.1 阴极制备

采用喷雾干燥法制备的氧化钨掺杂钨粉为准球形, 粉末平均粒度为 $1.2 \mu\text{m}$. 采用模压成型工艺, 施加适当的压力和维持相当的保压时间, 得到阴极基体. 基体在钨网氢气炉中高温烧结, 得到孔度 26%—28% 的多孔钨钨基体, 基体中, 平均粒度为 80 nm 左右的氧化钨均匀地分布于 $1 \mu\text{m}$ 左右的 W 颗粒之间. 图 1(a) 和 (b) 分别给出典型的多孔基体的断面 SEM 像和相应的 EDS 能谱分析结果. 分析仪器为 HITACHI SU8020 型场发射扫描电镜.

成形后的钨钨基体随后在氢气气氛中浸渍摩尔比为 4:1:1 的铝酸钡钙 ($\text{BaO}:\text{CaO}:\text{Al}_2\text{O}_3=4:1:1$), 浸渍后增重(浸渍量)约为 8% wt. 最后经过超声波水洗去除表面残余浸渍物和退火等工艺, 得到浸渍型含钨扩散阴极.

2.2 阴极发射性能

阴极的发射性能通过自行研发的近距离二极管型动态无油装置测试, 该装置通过涡轮分子泵和

离子泵获取真空. 在真空度高于 $5 \times 10^{-6} \text{ Pa}$ 时进行阴极发射实验. 阴极在系统中加热、激活并测试发射性能. 采用 Mo 阳极或水冷阳极收集电流. 测试通常包括脉冲和直流特性, 其中脉冲特性测试状态为脉宽 $25 \mu\text{s}$ 、重复频率 100 Hz 的矩形波. 选用不同温度下阴极电流-阳极电压 ($I-U$) 特性的空间电荷偏离点电流密度衡量阴极发射水平. 测量结果通过专业软件处理, 得到 $\lg J-\lg U_a$ 双对数曲线. 通过空间电荷限制区的线性拟合, 给出拟合直线斜率和偏离点电流密度. 图 2(a) 是不同温度下的脉冲发射情况, 各条曲线在空间电荷区重合得较好. $950 \text{ }^\circ\text{C}$ 时, 空间电荷区到温度限制区的偏离点电流密度可达到 122 A/cm^2 , 空间电荷区拟合直线斜率达到 1.40, 表明阴极的高发射特性和良好的发射均匀性. 阴极发射为目前国内、外热阴极最高水平之一. 图 2(b) 为 $900 \text{ }^\circ\text{C}$ 的脉冲和直流发射的比较. 经过温度补偿的直流的偏离点电流密度为 55 A/cm^2 , 十分接近脉冲发射偏离点 66 A/cm^2 , 且在直流发射出现偏离之前, 脉冲与直流特性完全重合. 关于阴极直流发射特性的研究的详细介绍, 将另文发表.

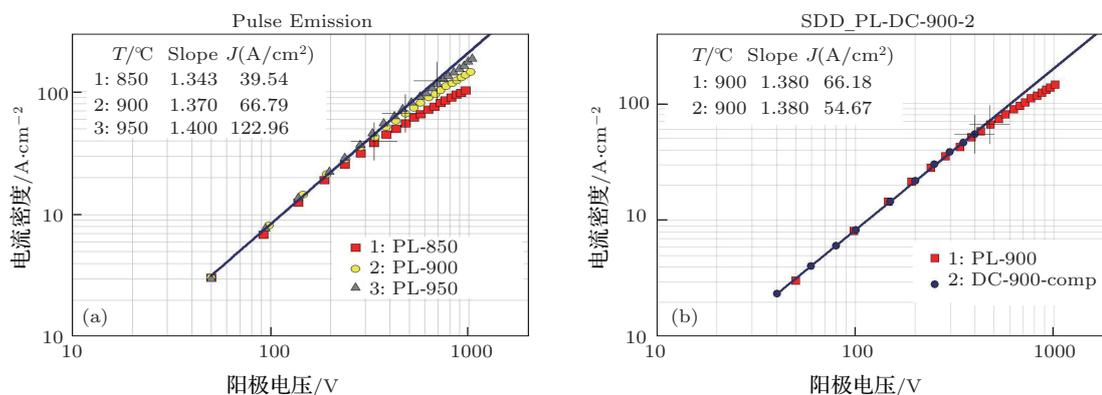


图 2 阴极的发射性能 (a) 不同温度下的脉冲发射 $\lg J-\lg U$ 曲线及相应偏离点电流密度; (b) $900 \text{ }^\circ\text{C}$ 时的直流和脉冲发射的比较

3 微型电子束源的形成技术

前文已提到, 太赫兹器件中与高频电路互作用的电子注不仅要求提供高电流密度而且其截面尺度为微米量级. 此外, 大高宽比的带状电子注成为引人注目的发展趋势. 在某些应用中, 还提出对尺度和间距都为微米量级的多注的需求^[14].

用于真空微波器件的热电子发射阴极, 包括新型含钨扩散阴极, 均为圆柱形结构、毫米尺度、间热型, 若直接制备成微米尺度乃至特殊形状, 在工艺上可能性极小. 由于含钨扩散阴极的高电流发射能

力, 使得从表面不加压缩直接发射的电子束就具有高的电流密度. 因而, 抑制不需要部分的发射, 暴露所需的发射表面, 就可以在常规阴极表面直接发射高电流密度微型电子束. 但是, 发射抑制层的厚度将会影响器件所要求的电子束的层流性, 即发射区域边缘会由于发射抑制层的影响而产生电子轨迹的交叉. 本研究前期与韩国首尔大学物理与天文系合作中, 对膜厚与电子束层流性的关系作过计算机模拟^[15]. 图 3 给出采用 OmniTrak 电子轨迹分析软件对电子束层流性与发射抑制层厚度关系的模拟结果. 由图可见, 只有当抑制层的厚度小于

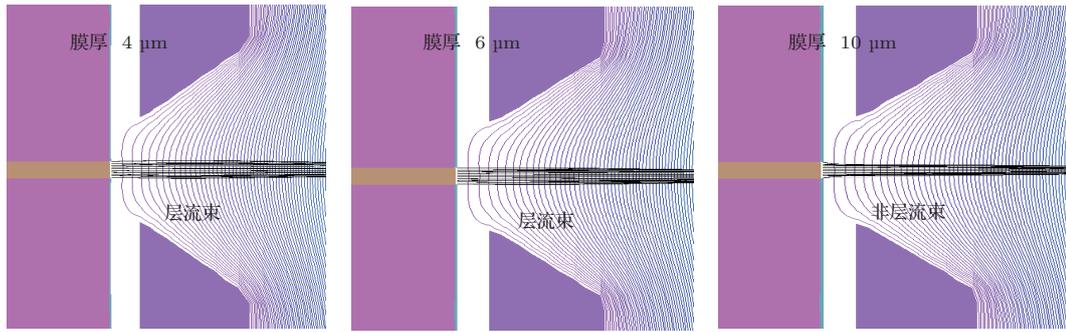


图3 电子注层流性与发射抑制层厚度的关系

6 μm时, 电子束的层流性才不受影响. 基于这一考虑, 本研究在前期用实体覆盖的基础上, 采用阴极表面沉积发射抑制膜后再用聚焦离子束刻蚀暴露发射区域的方法产生的微型电子束^[16].

3.1 阴极表面发射抑制层的结构与发射抑制能力

用沉积 Zr, Hf, Ti 膜来抑制栅发射已有数十年的历史^[17]. 有研究认为, 当这种方法用于栅控真空微波器件的荫影栅时, 由于栅极紧贴 Ba-W 阴极表面, 长时间工作后, Zr 与阴极表面的 Ba, BaO 反应, 会生成锆酸钡, 降低发射抑制能力. 因而曾有在 Zr 膜与 Mo 栅极间制备氮化硼中间层的报道^[18]. 在本研究中, 由于发射抑制层需要直接沉积在阴极表面, 因而我们研究并选用与阴极基体相同的 W 作为中间层.

所使用的镀膜设备具有双靶位, 可不暴露大气更换靶材连续镀膜, 保证了双膜层的良好接触与洁净. 其中, 钨膜采用磁控溅射的方法镀膜. 磁控溅射沉积具有诸如溅射率高、基片温度低、膜层结合力好、装置性能稳定等优点, 适宜于首层膜的制备. 镀膜过程中选择氩气为溅射气体. 锆膜则采用射频溅射的方法, 以得到表面比较致密, 颗粒比较均匀的膜层. 双膜层的截面及表面 Zr 膜的 SEM 像示于图 4(a) 与 (b), 其中, W 膜厚度为 2—4 μm, Zr 膜 1—3 μm.

为了比较直观地看到膜层对电子发射的抑制效果, 设计了以下试验: 在镀膜的过程中, 掩盖了阴极面的一半, 得到的表面一半镀膜、另一半完全裸露阴极原发射面. 对半镀膜阴极发射性能进行测试、评估.

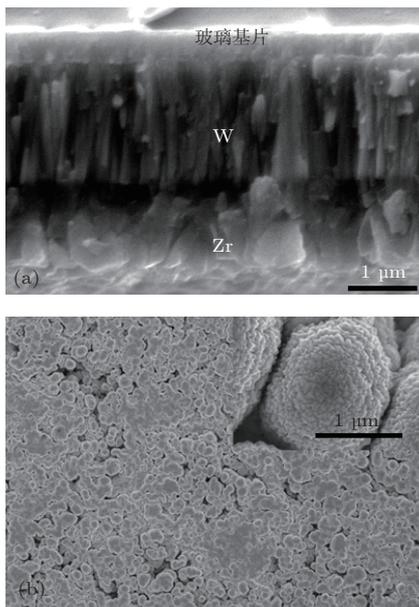


图4 膜层 SEM 分析 (a) 双膜层的侧面形貌; (b) Zr 膜表面形貌

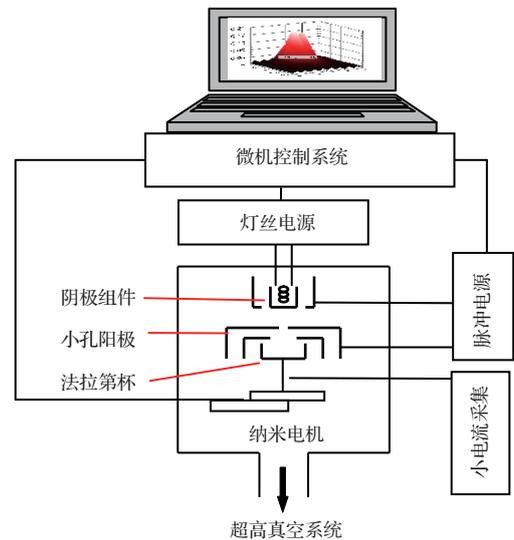


图5 发射电流密度分布测试系统结构示意图

测试在发射电流密度分布测试系统中进行, 该系统的原理基于近距离平板二极管. 电流的收集采用阳极小孔方法, 如图 5 所示, 在该装置中, 开

有一定尺寸小孔的平板阳极在纳米电机的驱动下, 相对于阴极作 X-Y 两维扫描运动. 扫描最小步进 10 nm. 正对阳极小孔的阴极发射电流在达到阳极后, 由位于小孔后面的法拉第杯接收. 该电流经放

大后输入采样保持电路, 在微机控制下, 与位置扫描同步采集, 显示阴极表面电流或电流密度的三维分布, 以此作为评价阴极表面电流密度分布特性的依据.

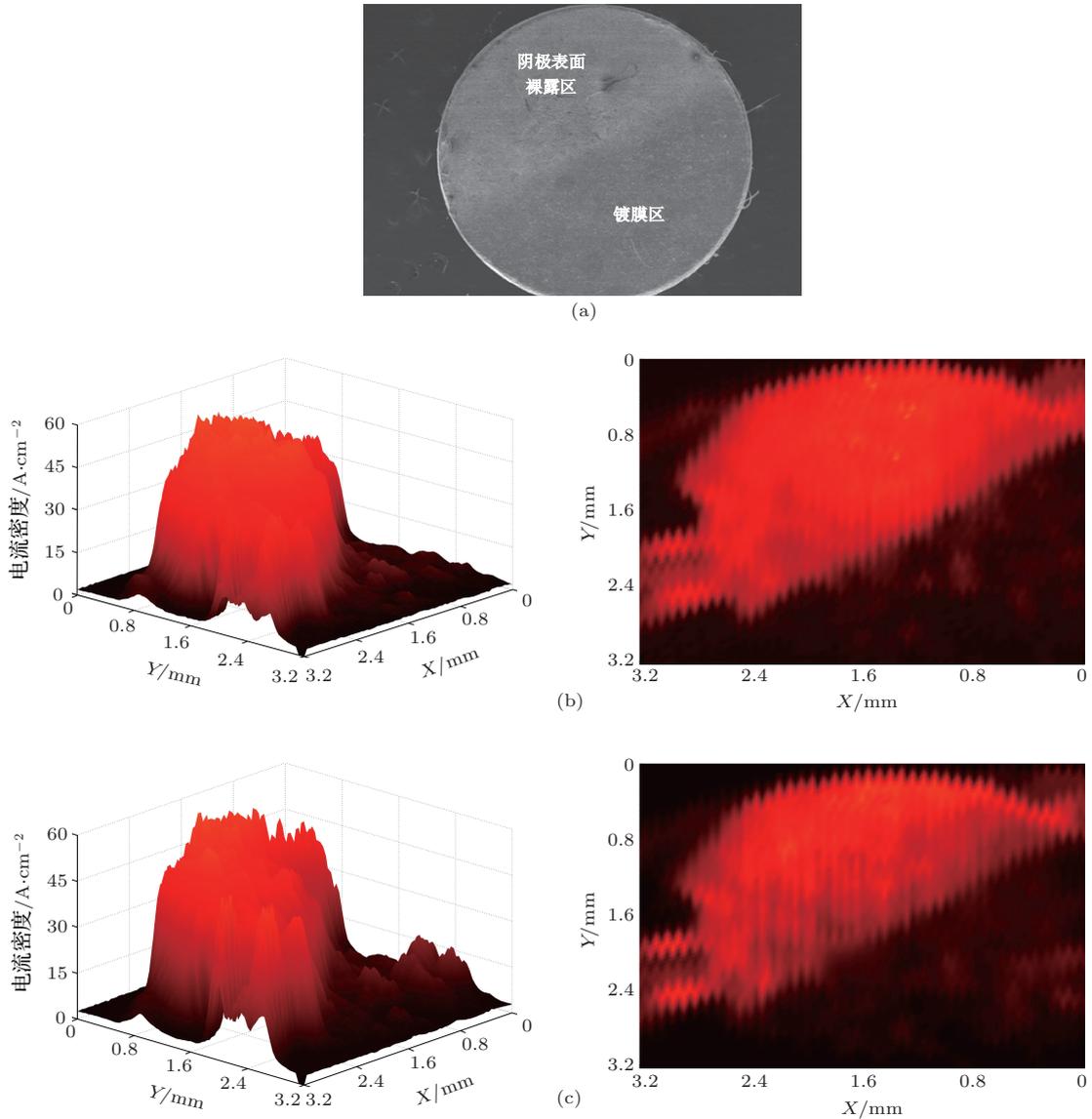


图 6 (a) 半镀膜阴极的 SEM 像; (b) 半镀膜阴极激活达到稳定后发射分布的侧视图 (左) 和顶视图 (右); (c) 950 °C 维持 3300 h 后的发射分布侧视图 (左) 和顶视图 (右)

上述半镀膜阴极的 SEM 像示于图 6(a). 并放入发射电流密度分布测试系统中, 1150 °C 下经过一定时间的激活后, 在亮度温度 950 °C 下的发射分布情况示于图 6(b), 图中左侧与右侧两图为分别从不同视角显示发射分布. 结果表明, 在 600 V 阳极电压下, 未镀膜区的空间电荷区电流密度达到了 60 A/cm² 以上, 而镀膜区几乎没有发射. 随后, 阴极温度保持在 950 °C, 维持 3300 h 以后得到了图 6(c) 的结果. 此时, 阴极发射的电流密度和均匀性都仅略有下降. 镀膜区出现零星的发射, 这可能

是膜层的缺陷造成的, 可在今后的研究中改进. 上述结果说明, Zr/W 双层膜可以很好地阻挡电子的发射, 并且可以维持 3300 h 以上的时间.

3.2 微米尺度发射区的制备方法

含钨扩散阴极由含钨钨基体与浸渍于基体中的铝酸钡、钙组成, 酸、碱溶液会完全破坏其组成, 因而广泛应用于微电子技术的掩模制备用湿法刻蚀或等离子刻蚀方法不能适用. 同时, 对发射区形状和定位的精确度要求也使得掩模干法刻蚀难

以实现. 因此, 我们选择了聚焦离子束(FIB)刻蚀这一上世纪80年代发展起来的现代技术^[19]. 用聚焦离子束在沉积了抑制发射膜的阴极表面刻蚀, 暴露出所需形状和尺寸的发射区. 离子刻蚀工作是与美国应用物理技术公司 (Applied Physics Technologies Inc.) 合作完成的.

3.3 刻蚀工艺

刻蚀的理想状态是刚好刻蚀到钨膜与阴极表面的结合处, 裸露出阴极表面. 如果刻蚀到了阴极深层, 阴极的发射有可能会受影响, 如果刻蚀得不够, W膜层也可能阻挡阴极的发射, 使发射降低.

表1 刻蚀试验工艺

刻蚀条件序号	第一步刻蚀		第二步刻蚀	
	刻蚀时间/m s	刻蚀电流/ μ A	刻蚀时间/ms	刻蚀电流/ μ A
1	39	1		
2	35	1		
3	20	1	20	0.1
4	18	1	10	0.1

关于在阴极制作过程中, 采用离子刻蚀技术及刻蚀对含钨扩散阴极工作时发射性能的影响尚无研究报道. 本研究通过控制离子束的强度和刻蚀时间, 选择合适的刻蚀工艺. 所用刻蚀条件如表1所示. 结合扫描电镜和能谱分析, 选择了钨膜已经刻蚀掉但未过度深入基体的刻蚀条件3进行进一步研究.

4 微型电子束源的发射性能

4.1 微型电子束源的发射

用前述条件3的刻蚀工艺, 在直径2 mm、镀有Zr/W双层膜的含钨扩散阴极表面刻蚀了一个直径400 μ m的圆形区域, 放入图5所示的测试台里进行测试, 以观察发射区微型电子束的形成与发射特性.

对含钨扩散阴极来说, 要得到理想的发射电流密度, 必须在1150 $^{\circ}$ C经过一定时间的激活, 随着激活时间的延长, 发射电流密度会增长, 最后趋于稳定. 常规阴极通常的激活时间在2—4 h左右. 但是, 研究发现, 经过刻蚀处理后的阴极发射区, 达到稳定发射的时间要相应增长, 直至约十余小时.

图7(a)给出了在1150 $^{\circ}$ C激活1 h至12 h后刻蚀区发射的变化情况. 发射测试温度为950 $^{\circ}$ C, 测试电压为600 V. 从图可以看到, 随着激活时间的增长, 经过刻蚀的发射区在约4 h后才慢慢出现, 随后发射迅速增长, 在激活12 h时趋于平缓. 经过老练后, 空间电荷限制发射电流密度达到了50 A/cm²以上. 阴极在上述工作状态下已持续

工作1000 h.

1000 h后, 对电子发射区作精细扫描后的发射电流密度分布图示于图7(b). 由图可见, 一个直径约400 μ m的电子束从发射区发射, 电流密度保持激活后的50 A/cm²左右. 此时, 电子束区域外的镀膜区的发射维持在很低的水平. 电流密度分布图与图中嵌入的用60 μ m厚的开口实体Mo掩模形成的电子束^[20]相比, 其层流性明显改善, 进一步改进有望获得更好的结果.

4.2 表面组成及其变化与发射特性的关系

前期研究表明, 含钨扩散阴极的表面组成与发射有着紧密的联系. 氧化钨掺杂多孔W基体在氢气气氛中高温浸渍411 铝酸钡、钙的过程中, 各物质将发生化学反应, 生成铝酸盐、钨酸盐和某些钨酸盐. 当阴极在真空中激活时, 这些物质及W基体会进一步反应, 反应所释放Ba, O和Sc将向表面扩散, 在W颗粒表面形成Ba-Sc-O活性层^[10]. 阴极经过刻蚀后, 将发生怎样的情况, 是本研究关心的要点之一. 为此, 将同一批刻蚀的镀膜阴极放入专用俄歇能谱仪里, 研究刻蚀区域阴极表面的变化. 所用仪器为PHI-550俄歇电子能谱仪 (Auger Electron Spectroscopy), 电子束直径5 μ m, 经改造后的样品台, 可以把样品加热到阴极的激活温度. 阴极在1150 $^{\circ}$ C激活过程中, 间隔一定时间检测阴极在800 $^{\circ}$ C工作温度下的表面组成和变化. 已经知道, 对于未经刻蚀的常规阴极而言, 经过超声水洗后, 阴极表面几个微米的范围内, 浸渍后残留的盐类基本消失, 只有少量Ba, Sc, Ca和O元素. 在

阴极激活期间, 活性物质 Ba, Sc 和 O 同时向阴极表面进行扩散, 在表面上建立 Ba, Sc 和 O 均匀覆盖的活性层. 它的建立是激活期间各种活性原子向表面扩散的自优化过程, 当各种元素的原子比达到最优

化比例时, 阴极的发射性能达到最优. 这个比例通常为 $Ba:Sc:O=(1.5-2):1:(2-3)$. 这一均匀分布于阴极表面的 Ba, Sc 和 O 活性多层的形成, 是阴极具有优异发射能力的原因^[14].

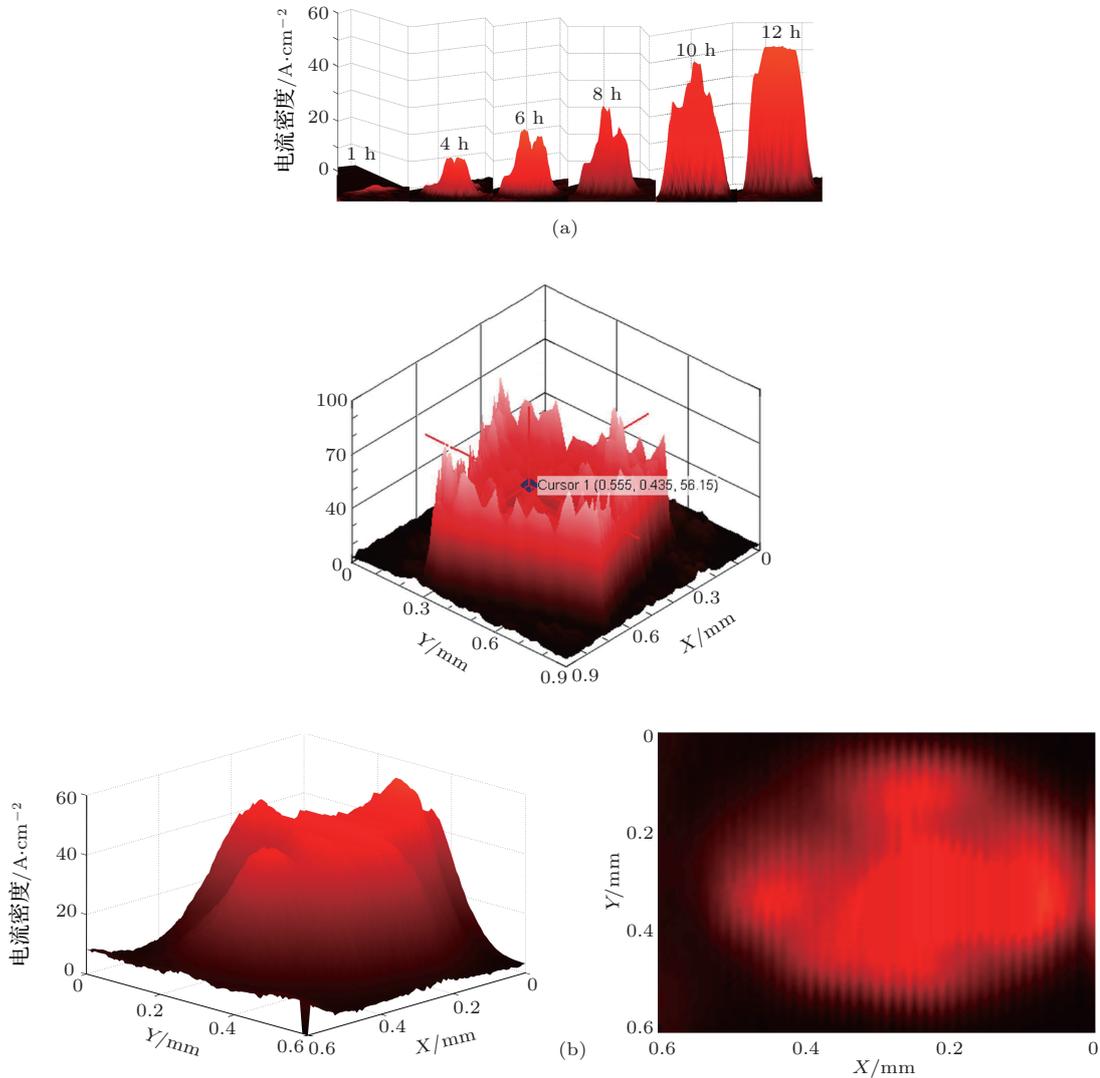


图7 薄膜-刻蚀工艺形成微米尺度电子束源发射图 (a)不同激活时间发射电流密度的变化; (b)充分激活并在 950 °C 下保持 1000 h 后的电子束的电流分布图 (嵌入图: 实体覆盖形成的电子束)

图 8(a) 显示常规阴极表面激活过程中各元素的变化, 显示了 Ba, Sc, O 在激活期间的扩散状况. 对刻蚀后的阴极而言, 尽管刻蚀选择了较合适的参数, 但仍有可能改变原始表面的结构. 图 8(b) 给出阴极刻蚀区在激活 1 h—12 h 表面组成及其随时间的变化. 从图中可以看出, 与图 8(a) 不同, 初始阴极表面有较高浓度的 Ba, Ca 和 O, 这表明刻蚀有可能扩大了多孔 W 体的开孔, 或因溅射造成活性物质在孔端堆积而出现在表面. 但是, 随着激活时间加长到 4 h 后, 孔端活性物质蒸发, Ca 显著减少和消失, 钡、氧呈下降趋势, 基体 W 显现. 与此同时,

钨含量随激活时间明显上升. 这些变化表明, 经过较长时间激活, W 基底上的活性层最终形成. 最后, 在激活 12 h 时趋于稳定, 这与刻蚀区阴极的发射情况的变化良好对应. 这时 Ba, Sc 和 O 的比例达到了 4:1:2.5. 除 Ba 的比例较高外, 这一原子比关系与常规阴极基本相符. 较高的表面 Ba 含量, 不排除仍与孔端扩大或仍有活性物质在表面残留有关. 表面分析的结果揭示了刻蚀后的发射区需要较长时间激活的原因. 值得一提的是, 除了上述阴极组成元素外, 并未发现 FIB 刻蚀离子的残留, 这也进一步说明聚焦离子束刻蚀技术在这一研究中的可行性.

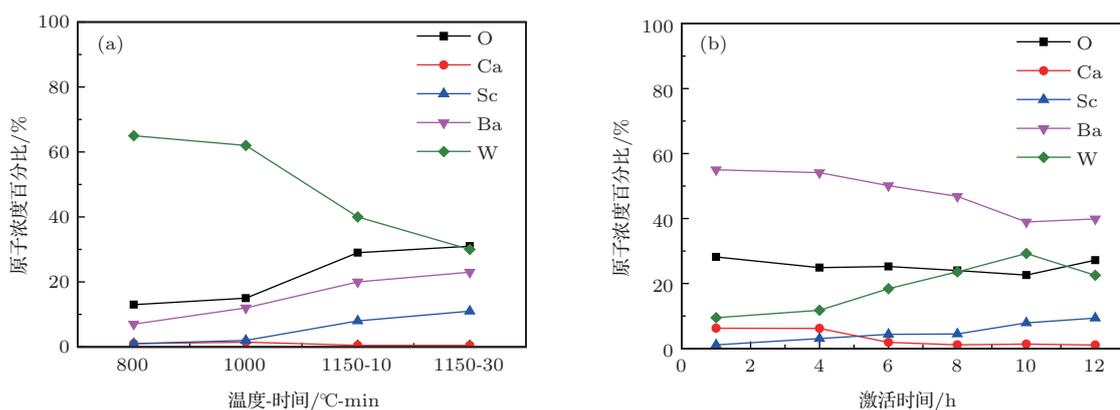


图8 阴极激活期间表面组成的变化 (a) 常规阴极表面组成随激活温度与时间的变化; (b) 刻蚀后发射区表面组成在 1150 °C 激活温度下随时间的变化

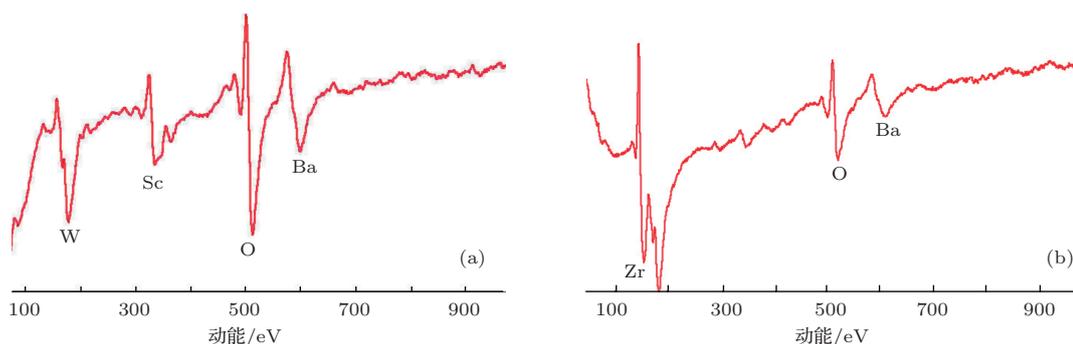


图9 表面俄歇谱图 (a) 发射区表面俄歇谱图; (b) 膜层表面俄歇谱图

通过表面分析和比较, 也对发射抑制膜的特性进行了分析探讨.

图 9(a) 为发射区表面俄歇谱. 谱图显示了常规含钨扩散阴极的表面组成, 即基底 W 和其上的 Ba, Sc 和 O. 而在图 9(b) 显示的发射抑制膜层表面, 除 Zr 外, 还有少量 Ba 和 O, 但未见 Sc 的谱线. 可见, 由于 Sc 的扩散率很低, 不能到达 Zr 表面, 因而也不可能形成高发射的 Ba-Sc-O 结构. Ba 的出现是来自基底阴极的扩散, 还是来自未镀膜区的横向迁移, 还需要经一步的研究. 至于 O 在表面的存在, 符合关于 Zr 作为发射抑制层的机理, 即与 Ba, O 吸附于 W 表面的形成的正电性在外的 Ba-O 偶极子结构不同, 由于 Zr 与 O 的高亲和力, Zr 将外层电子传输给吸附 O, 在表面形成一个负电性在外的 Zr-O 反向偶极子结构^[19], 从而提高表面逸出功, 抑制电子发射. 这与试验观察到的镀膜区低发射相一致.

5 结 论

本文研究以纳米颗粒氧化钨掺杂钨粉制作的高电流密度含钨扩散阴极为基底, 通过镀膜抑制发射

膜后刻蚀发射区的方法在阴极表面直接产生微米尺度电子束的微型电子束源. 对膜层抑制发射的功能和刻蚀形成的发射区发射特性进行了研究, 得到结论:

1. 将喷雾干燥合金粉末制备技术应用于氧化钨掺杂球形钨粉的获得, 并用这种钨粉研制出纳米微粒氧化钨掺杂扩散阴极. 阴极发射为目前国内、外热阴极最高水平之一.

2. 通过镀膜抑制发射膜和聚焦离子束刻蚀的方法在毫米尺度的常规热阴极表面制备微型电子束源的技术是可行的. 适当的镀膜刻蚀工艺得到的微型发射区可以提供和常规含钨扩散阴极相同的高发射特性, 但激活时间要相对加长.

3. 经过 1150 °C 十余小时的激活, 在 950 °C 的工作温度下, 微型发射区可以提供 50 A/cm² 以上的空间电荷区电流密度, 并稳定工作 1000 h 以上.

4. 在 950 °C 长达 3300 h 的工作后, 镀 Zr/W 双层膜部分的发射仍保持在很低的水平, 表明 W 膜的隔离和在 Zr 膜上形成的 Zr-O 反向偶极子, 起到了抑制电子发射的作用.

5. 用镀膜-刻蚀技术制备的微型电子束源, 其发射电子束的电流密度和层流性都比较理想, 基本

满足真空电子太赫兹辐射源的要求. 此外, 采用这种技术可以在常规阴极表面, 按照需要形成所需形状、尺寸和数量的发射区, 产生相应的电子束, 为真空电子 THz 器件所需电子束源的研制开启了新途径.

感谢美国应用物理技术公司 (Applied Physics Technologies Inc.) 在离子刻蚀方面的协助.

参考文献

- [1] Xu J Z, Zhang X C 2007 *Terahertz Science and Application* (Beijing: Peking University Press) p3 (in Chinese) [许景周, 张希成 2007 太赫兹科学技术和应用 (北京: 北京大学出版社) 第3页]
- [2] Wang G Q, Wang J G, Li X Z, Fan R Y, Wang X Z, Wang X F, Tong C J 2010 *Acta Phys. Sin.* **59** 8459 (in Chinese)[王光强, 王建国, 李小泽, 范如玉, 王行舟, 王雪锋, 童长江 2010 物理学报 **59** 8459]
- [3] Feng J J, Li X H 2012 *Proceedings of the 2012 annual meeting of Chinese Vacuum Society* Lanzhou, September, 2012 p39 (in Chinese) [冯进军, 李兴辉 2012 中国真空学会 2012 学术年会论文集兰州, 2012年9月, p39]
- [4] Booske J H, Dobbs R J, Joye C D, Kory C L, Neil G R, Park G, Park J, Temkin R J 2011 *IEEE Trans. on Teraheeth Science and Technology* **1** 54
- [5] Gaertner G 2012 *J. Vac. Sci. Technol. B* **30** 060801
- [6] Tucek J, Basten M, Gallagher D, Kreisler K 2010 *Proceedings of IVEC 2010* Monterey, USA, 18–20 May, 2010 p19
- [7] Green M 2008 *Proceedings of IVEC 2008* Monterey, USA, 22–24 April, 2008 p3
- [8] Wang Y, Wang J, Liu W, Zhang K, Li J. 2007 *IEEE Trans. Electron Devices* **54** 1061
- [9] Wang J, Liu W, Li L, Wang Y C, Wang Y, Zhou M 2009 *IEEE Trans. Electron Devices* **56** 779
- [10] Liu W, Wang Y, Wang J, Wang Y C 2011 *IEEE Trans. Electron Devices* **58** 1241
- [11] Zhao J F, Gamzina D, Baig A, Barnett L, Luhmann N C 2012 *Proceedings of IVEC 2012* Monterey, USA, 24–26 April, 2012 p47
- [12] Barik R, Bera A, Tanwar A K, Baek I K, Eom K, Satorov M A, Min S H, Kwon O J, Park G S 2013 *Int. J. Refract. Met. Hard Mat.* **38** 60
- [13] Wang Y, Wang J, Liu W, Zhang X, Li L 2011 *J. Vac. Sci. Technol. B* **29** 04E106-1
- [14] Lawrence I R, Collins G, Read M, Miram G, Marsden D 2011 *Terahertz Science and Technology* **4** 230
- [15] Srivastava A, Jin-Kyu So, Wang Y, Wang J, Raju R S, Park G S 2009 *J Infrared Milli Terahz Waves* **30** 670
- [16] Wang J S, Wang Y M, Li L L, Liu W 2007 C-N101075515A [王金淑, 王亦曼, 李莉莉, 刘伟 2007 C-N101075515A]
- [17] Schneider P 1962 *Vacuum* **12** 293
- [18] George M U. S patent 4263528 [1981-04-21]
- [19] Melngailis J 1987 *J. Vac. Sci. Technol. B* **5** 469
- [20] Li L, Wang Y, Liu W, Wang Y C, Wang J, Srivastava A, Jin-Kyu So, Park G S 2009 *IEEE Trans. Electron Devices* **56** 762
- [21] Pankey T J, Thomas R E 1981 *Appl. Surf. Sci.* **8** 50

Study of mini-themionic electron sources for vacuum electron THz devices*

Liang Wen-Long Wang Yi-Man Liu Wei Li Hong-Yi Wang Jin-Shu[†]

(School of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

(Received 13 October 2013; revised manuscript received 23 November 2013)

Abstract

THz technology has attracted great attention for decades of years. Among the wide research areas of THz technologies, vacuum electron terahertz radiation sources have obvious advantages in high power region. For the THz vacuum electro devices (VED), high current density electron beams with small dimensions are required. Nanosized scandia doped dispenser (SDD) cathodes have the capability to operate stably at pulsed current densities of over 100 A/cm² at 950 °C so it becomes the most promising cathodes to meet the requirements for THz VEDs. In this paper, we report a new approach for developing miniaturized electron beam sources on normal SDD cathodes. An electron beam of 400 μm in diameter has been directly generated on an SDD cathode by deposition of a Zr/W double-layer anti-emission film and followed by a focused ion beam (FIB) milling. Results indicate that the electron beam is able to provide a space charge limited (SCL) current density of over 50 A/cm² at the operating temperature of 950 °C with proper laminarity and works stably for more than 1000 hours. The beam emission characteristics and the function of the anti-emission film have been discussed and related to the surface analysis results. The approach opens a new way for producing high emission mini-electron sources to satisfy the requirement of THz VEDs.

Keywords: THz source, scandate cathode, electron beam, surface analysis

PACS: 79.40.+z, 07.57.Hm, 68.55.-a, 81.07.-b

DOI: 10.7498/aps.63.057901

* Project supported by the National Outstanding Young Investigator Grant of China (Grant No. 51225402), the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 51071005), the Doctoral Fund of Ministry of Education of China (Grant No.20101103110018), and the High Tech 863 program of China.

† Corresponding author. E-mail: wangjsh@bjut.edu.cn