

## 溶胶凝胶制备氧化钒薄膜的生长机理及光电特性\*

何琼 许向东<sup>†</sup> 温粤江 蒋亚东 敖天宏 樊泰君 黄龙 马春前 孙自强

(电子科技大学光电信息学院, 电子薄膜与集成器件国家重点实验室, 成都 610054)

(2012年8月1日收到; 2012年9月11日收到修改稿)

采用溶胶凝胶法, 在不同的退火温度下制备了不同的氧化钒薄膜. 利用扫描电子显微镜、X 射线衍射仪、高阻仪、紫外-可见分光光度计和傅里叶红外光谱仪等, 对薄膜的形貌、晶态、电学和光学特性进行了分析. 结果表明, 溶胶凝胶法获取  $V_2O_5$  薄膜的最佳退火温度为  $430\text{ }^\circ\text{C}$ , 低于此温度不利于使有机溶剂充分分解, 高于此温度则  $V-O$  键发生裂解、形成更多的低价态氧化钒. 本文制备的氧化钒薄膜具有较高的电阻温度系数和光吸收率, 适合应用在非制冷红外探测器中. 本文揭示了溶胶凝胶法制备氧化钒薄膜的生长机理.

**关键词:** 氧化钒薄膜, 溶胶凝胶, 光电特性, 生长机理

**PACS:** 68.35.bg, 81.20.Fw, 68.55.-a, 68.60.-p

**DOI:** 10.7498/aps.62.056802

## 1 引言

早在 1939 年, Geffcken 和 Berger 就用溶胶凝胶法制备出了金属氧化物涂层, 证实了把可水解的金属化合物转化为金属氧化物涂层的可行性. 1953 年, 通过溶胶凝胶法制备的用于光学设备的商业产品问世. 近几年, 溶胶凝胶技术在经济上的优势得到彰显. 相比其他薄膜制备技术, 溶胶凝胶法有以下优点<sup>[1,2]</sup>: 设备简单、无需复杂昂贵的高真空系统; 适于制备大面积、厚度均匀的器件薄膜, 这对于器件的大规模集成是很重要的一个因素; 此外, 溶胶凝胶法还可以非常容易地掺加其他成分, 对薄膜进行定量、均匀的掺杂或改性, 这一点许多其他方法难以实现. 因此, 溶胶凝胶法在近年越来越受到学术界及工业界的重视.

20 世纪 90 年代初期, 美国 Honeywell 公司成功研制出一种利用氧化钒薄膜作为热敏材料的新型红外器件之后, 氧化钒热敏特性的研究日益引起人们广泛的兴趣. 目前研究比较成功的氧化钒热敏薄膜包括 HTC 研究中心研制的混合价态氧化钒薄膜、加拿大 INO 研究中心研制的  $VO_x$  薄膜和日本 NEC 公司研制的 B 型  $VO_2$  薄膜<sup>[3-5]</sup>. 与上述公司

不同, 2005 年, 俄罗斯半导体物理研究所公布了把溶胶凝胶法制备的氧化钒用于非制冷微测辐射热计热敏层的新技术<sup>[6]</sup>, 该成果表明, 溶胶凝胶法能够用来制备满足探测器要求的氧化钒热敏电阻材料. 近年, 国内也陆续发表溶胶凝胶法制备氧化钒的研究, 然而主要停留在薄膜制备技术中, 在器件中的应用还不成熟. 袁宁一等人研究了溶胶凝胶法制备的氧化钒从  $V_2O_5$  到  $VO_2$  的相变条件<sup>[7]</sup>, 指出适当的退火温度和退火真空度是实现相变的决定因素. 同济大学也对溶胶凝胶法制备的氧化钒进行了退火研究, 结果表明  $300\text{ }^\circ\text{C}$  以上的退火能增加薄膜多孔性, 从而提高薄膜稳定性和可逆性<sup>[8]</sup>. 潘梦霄等人研究了磁控溅射法制备的氧化钒进行不同温度和氧分压的退火, 证实了氧分压对薄膜晶体结构的影响<sup>[9]</sup>. 前人的研究表明退火是相关工艺最重要的条件之一, 对薄膜的形貌、价态、电学性能和光学性能等有重要影响<sup>[10]</sup>. 遗憾的是, 目前为止, 溶胶凝胶法制备氧化钒薄膜的相关退火机理还未见报道. 这影响了人们对氧化钒敏感薄膜的深入理解及精确调控, 同时也影响了相关器件研究的深入开展.

为此, 本文利用溶胶凝胶法制备氧化钒薄膜, 并对薄膜退火温度进行了深入、系统的研究, 利用

\* 国家自然科学基金(批准号: 61071032)资助的课题.

<sup>†</sup> 通讯作者. E-mail: xdxu@uestc.edu.cn

多种表征手段对相关薄膜的形貌、晶态及电学和光学性能进行了表征测试, 据此总结出退火温度对薄膜性能产生的影响. 重要的是, 本文还揭示了相关薄膜的生长机理.

## 2 实验

称取 3.2826 g 五氧化二钒粉末 (分析纯) 与 7.5 ml 苯甲醇 (分析纯) 和 52.5 ml 异丁醇 (分析纯) 相混合. 在 110 °C 硅油中搅拌回流 4 h, 取出以 2500 r/min 离心 20 min, 提取上清液, 静置一天后再离心分离. 然后, 采用旋涂法, 在已经进行亲水处理的玻璃基片上涂膜. 旋涂条件包括: 初转 1000 r/min (5 s), 二级 2500 r/min (40 s), 旋涂四层; 每次旋涂结束之后, 在 180 °C 下热处理 20 min, 然后再进行下一步旋涂. 最后, 不同样品分别在 350 °C, 380 °C, 400 °C, 430 °C, 500 °C 下退火 1 h, 得到不同退火温度下制备的氧化钒薄膜.

## 3 结果与分析

### 3.1 薄膜的 SEM 分析

图 1 为不同退火温度下制备的氧化钒薄膜的 SEM 结果. 可以看出: 350 °C 退火下的薄膜无明显颗粒 (图 1(a)), 更像是含有有机物的非晶态薄膜; 温度升高到 380 °C 时, 薄膜开始出现细小的颗粒 (图 1(b)); 400 °C 退火时, 薄膜中明显观察到大量分布均匀的平均直径约为 30 nm 的颗粒 (图 1(c)); 退火温度为 430 °C 时, 平均粒径增大到 100 nm 左右, 并且薄膜出现少量孔洞 (图 1(d)); 当退火温度升至 500 °C 时 (图 1(e)), 薄膜的平均粒径增大到 300 nm 左右, 并且薄膜中孔洞明显增大、增多. SEM 结果显示, 低温 (如 350 °C) 退火未能使氧化钒凝胶中的有机成分充分分解, 没有形成氧化钒晶体; 当温度升至 380 °C 时, 开始出现微小的晶粒; 随着温度进一步升高, 凝胶中的有机物逐渐分解, 出现较大的氧化钒晶体颗粒. 对于颗粒随退火温度升高而增大的现象, 其可能的原因是: 低温时, 临界形核自由能下降, 形成的核心数目增加, 有利于形成细小而连续的薄膜组织; 与之相比, 高温时, 需要形成的临界核心的尺寸变大, 形核的临界自由能势垒变高, 有利于形成粗大的岛状组织 [1].

### 3.2 薄膜的 XRD 分析

采用 X 射线衍射对薄膜进行测试, 结果如图 2 所示. 350 °C 退火所制的薄膜无明显的衍射峰 (图 2(a)), 说明此时主要为非晶态薄膜, 与 SEM 结果 (图 1) 及前人实验结果 [12] 相吻合. 随着退火温度升到 380 °C (图 2(b)), 出现 8.4° 和 12.6° 衍射峰, 其中 8.4° 峰非常尖锐. 通过对比 PDF 卡片和总结前人结果, 12.6° 衍射峰对应于  $V_2O_5(200)$  [13]. 但目前为止, 8.4° 衍射峰还未见国内外文献报道. 通过对比标准 PDF 卡片, 我们发现, 该峰对与  $V_2O_5 \cdot 3H_2O(-101)$  较符合, 结合溶胶凝胶法制备氧化钒的反应过程, 我们把图 2(b) 中尖锐的 8.4° 峰归结为 V 与 O 及有机基团形成的化合物的衍射峰, 说明在此温度下, 薄膜中部分凝胶已经分解成  $V_2O_5$ , 而部分未分解的钒的醇盐开始结晶, 如图 1(b) 所示. 当退火温度升高到 400 °C (图 2(c)) 时, 钒醇盐的衍射峰 (8.4°) 消失, 同时在 9.2° 出现  $V_6O_{11}(001)$  的衍射峰, 并且 12.6° 峰的强度明显加强, 成为此时最强的衍射峰, 此外还出现了不同晶面取向的  $VO_2$  衍射峰. 图 2(c) 结果说明 400 °C 下薄膜中大部分的钒醇盐已经发生分解, 并形成了更多的  $V_2O_5$  和  $VO_2$  以及中间价态的氧化钒. 温度升到 430 °C (图 2(d)) 时, 12.6° 的  $V_2O_5(200)$  衍射峰进一步加强, 而 18.6°, 29° 及 30.4° 的  $VO_2$  衍射峰的强度却明显减弱, 说明此时薄膜主要为  $V_2O_5$ . 这是因为钒醇盐继续分解, 形成更多的  $V_2O_5$ ; 另一方面, 由于本文的退火在大气环境下进行, 所以, 在适当温度 (430 °C) 下,  $V^{4+}$  可能被氧化为  $V^{5+}$ . 但当退火温度升到 500 °C 时 (图 2(e)), 与 430 °C 退火相比, 12.6° 衍射峰强度减弱, 但对应于不同晶面的  $VO_2$  衍射峰强度反而增强, 这说明 500 °C 的高温使 V-O 间比较弱的结合键发生断裂, 形成了更多的低价氧化钒, 从而导致薄膜中  $V_2O_5$  含量减少.

### 3.3 薄膜的电学性能分析

使用高阻仪对薄膜进行电阻温度性能测试, 结果如图 3 所示. 由于 350 °C 退火下的薄膜电阻达到  $G\Omega$  量级, 并且读数不稳定, 无法准确测量, 所以该薄膜的结果没有显示在图 3 中.

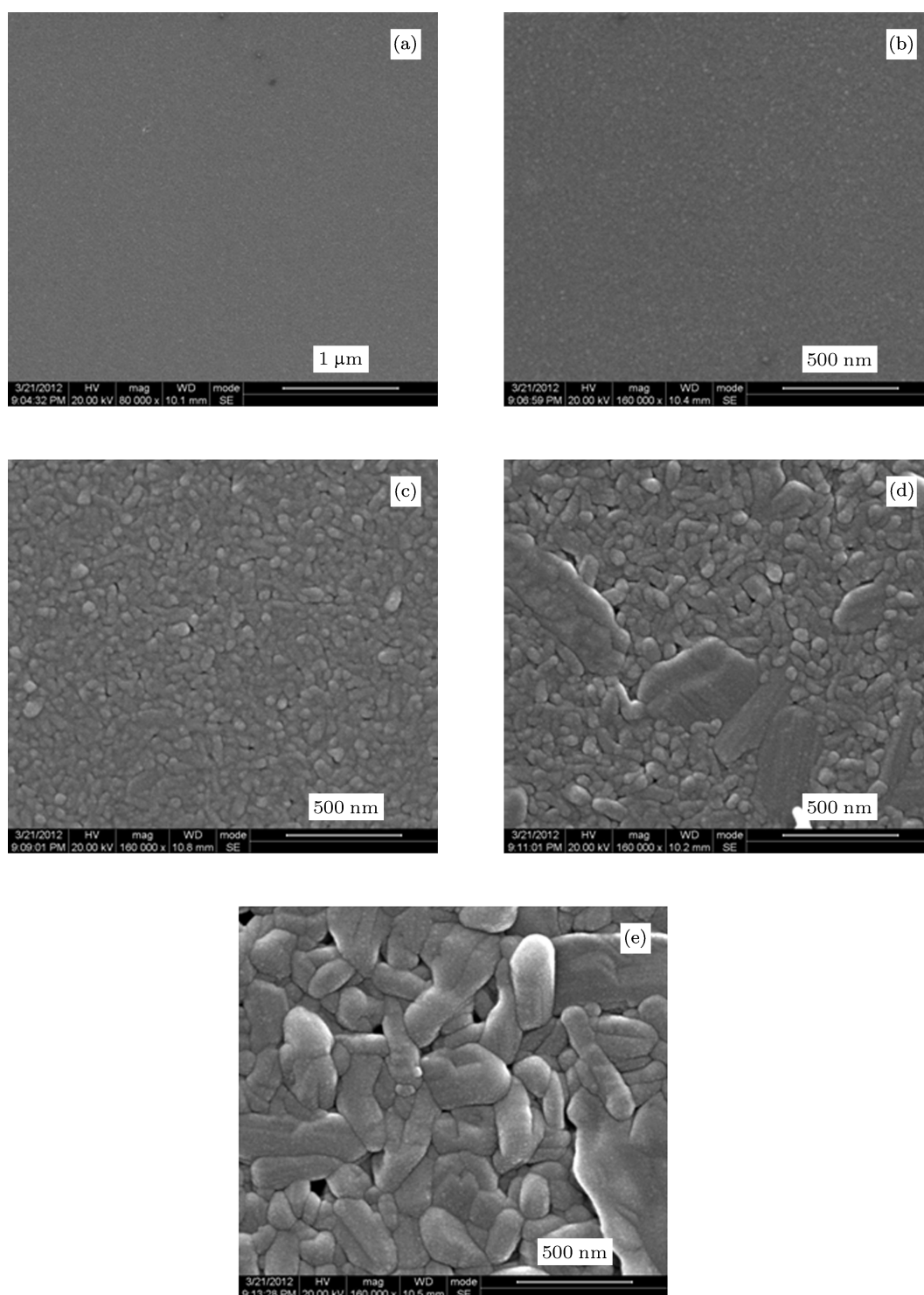


图1 不同退火温度下制备的氧化钽薄膜 SEM 结果 (a) 350 °C; (b) 380 °C; (c) 400 °C; (d) 430 °C; (e) 500 °C

表1为测量及计算得到的薄膜室温电阻、TCR和激活能的结果,表明薄膜电阻随着退火温度的升高而逐渐降低.这是因为退火温度升高,晶粒变大(图1),晶界散射减小,提高了载流子的迁移率<sup>[14]</sup>;

此外,退火还使薄膜中的吸附氧发生解吸附,从而减少因其形成的势垒,增加了载流子浓度.薄膜中的电子迁移率通常受到薄膜中的晶格振动散射、晶粒杂质散射以及晶粒间界散射的影响.本文制备

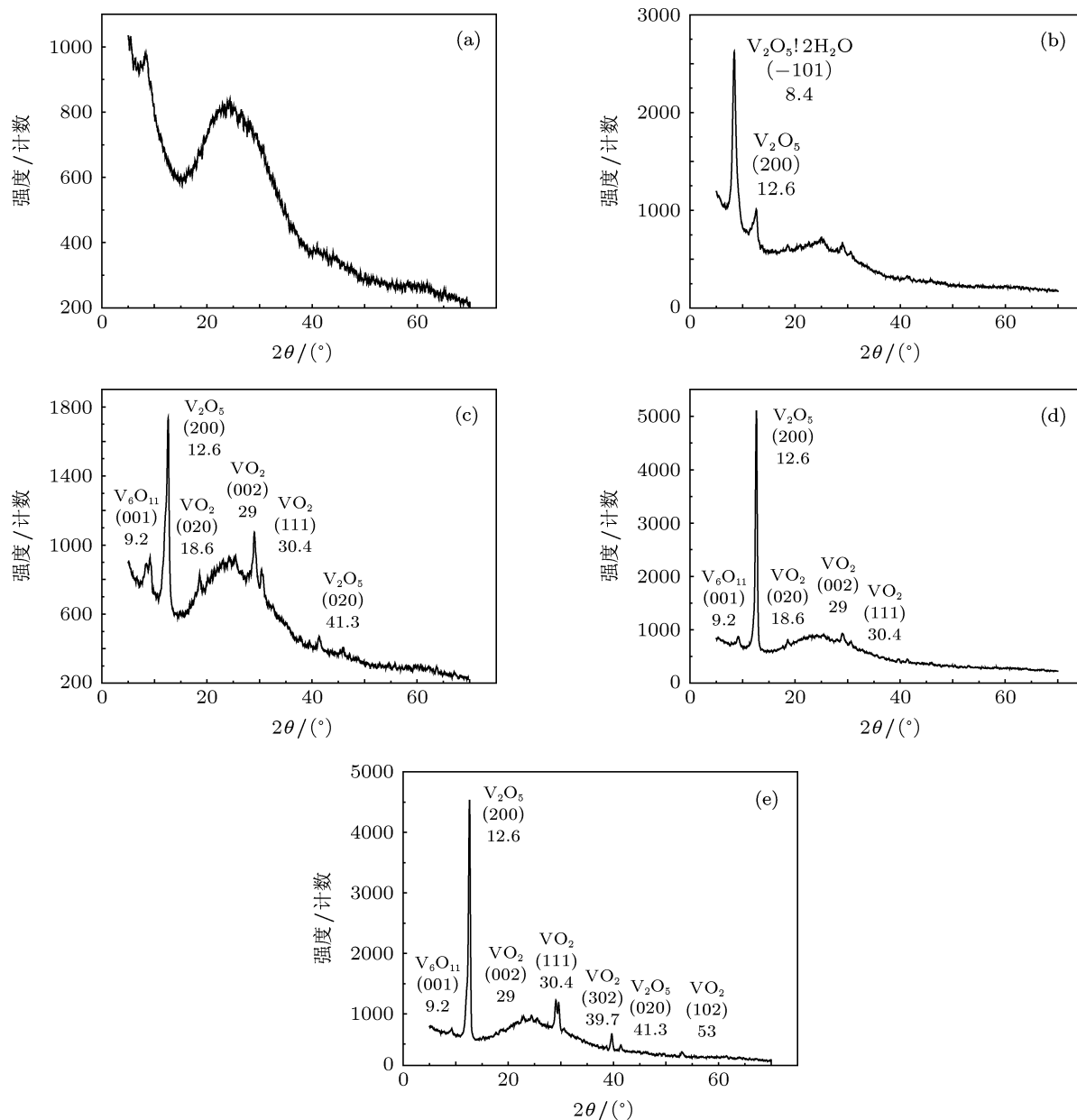


图2 不同退火温度下制备的氧化钒薄膜 XRD 结果 (a) 350 °C; (b) 380 °C; (c) 400 °C; (d) 430 °C; (e) 500 °C

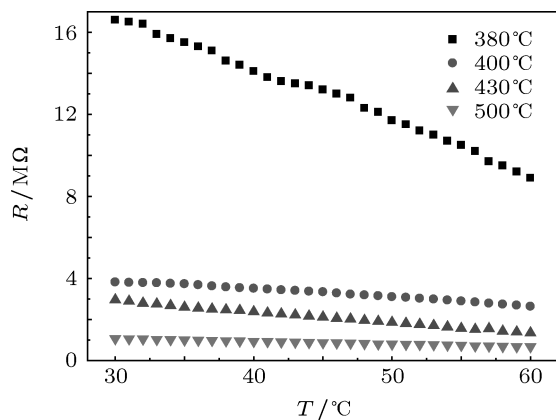


图3 不同退火温度的氧化钒薄膜的电阻温度曲线

表1 不同退火温度的氧化钒薄膜室温电阻、TCR 和激活能

退火温度/°C	380	400	430	500
室温电阻/MΩ	16.6	3.82	2.96	1.07
TCR/%K <sup>-1</sup>	-2.03	-1.23	-2.52	-1.58
激活能/eV	0.15	0.09	0.20	0.12

工艺中没有引入其他杂质, 可以认为薄膜中的电子迁移率主要受薄膜中晶粒间界散射的影响, 根据晶界散射理论, 薄膜的方阻  $R$  可以表示为<sup>[15]</sup>

$$R = 1/nqt\mu_g = 1/Mt\delta, \quad (1)$$

其中

$$M = (nq^2)/2\pi m_n^2 KT)^{1/2} \exp(-\phi_b/kT), \quad (2)$$

式中  $n$  为自由电子数目,  $q$  为电子电荷,  $\mu$  为电子的迁移率,  $t$  是薄膜厚度,  $\delta$  是晶粒尺寸,  $m$  是电子有效质量,  $\phi$  是晶粒晶界势能,  $k$  是波尔兹曼常数,  $T$  是薄膜的绝对温度. (1) 式说明, 薄膜的方阻与薄膜的厚度和薄膜的晶粒尺寸成反比, 即薄膜厚度越大, 晶粒尺寸越大, 薄膜的方阻越小. 而由晶核生长理论可知, 薄膜的晶粒大小随着温度升高而增大. 基于上述理论, 随着温度升高, 晶粒尺寸增大, 薄膜的电阻减小. 我们通过对比 400 °C, 430 °C 和 500 °C 退火下的薄膜电阻值 (表 1) 以及晶粒大小 (图 1) 变化规律可以发现, 从 400 °C 到 430 °C 再到 500 °C 晶粒大小几乎是同比三倍增长, 然而电阻值却不是同比减小, 这是因为 430 °C 退火下的薄膜含有大量具有高电阻率的  $V_2O_5$ , 不同价态氧化钒的电学性质和薄膜晶粒大小共同决定了薄膜的电阻值. 我们还对相关样品进行了更宽温度范围 (30—80 °C) 的阻温特性测试, 结果表明, 所有样品在该温度区域均未发生相变, 其原因是本文在退火温度高于 400 °C 所制薄膜的主要成分均为  $V_2O_5$ , 此外还含有少量的  $VO_2$ ,  $V_6O_{11}$  等. 这种组成的氧化钒薄膜, 没有像  $VO_2(A)$  那样在 68 °C 左右出现相变 [16,17].

氧化钒薄膜的电阻温度系数和其激活能有关, 不同退火温度下得到的薄膜中钒的价态不同, 结晶状况不同, 退火引起的氧缺位也不尽相同. 薄膜中晶粒间界会在禁带中引入杂质能级, 氧缺位在禁带中引入多余电子, 降低激活能. 对于不同价态的氧化钒, 多晶  $V_2O_5$  (TCR:  $-4\%$ /K) 激活能高达 0.3 eV 而  $VO_2$  (TCR:  $-2\%$ /K) 只有约 0.15 eV [18]. 本文通过薄膜的电阻温度曲线计算得到薄膜的电阻温度系数, 如表 1 所示. 其中, 430 °C 退火下的 TCR 最大, 达到了  $-2.52\%$ , 计算得到的相应的激活能也最高, 为 0.2 eV. 这说明, 与其他温度下制备的氧化钒薄膜相比, 430 °C 下制备的薄膜含有更多的  $V_2O_5$ , 这与 XRD (图 2) 的结论相符合. 此外, 本文结果还表明, 氧化钒薄膜中  $V_2O_5$  含量越多越有利于获得更高的 TCR. 该结论与前人文献报道  $V_2O_5$  具有更高 TCR 的结果相一致 [19].

### 3.4 薄膜的光学性能测试

散射过程可以被看成辐射光子与散射粒子之间的碰撞过程. 当散射粒子的半径远比辐射波长小

时, 就会产生瑞利散射. 根据 Rayleigh-Gans-Debye 散射, 散射系数  $C$  可以表示为

$$C = \frac{\pi^2(n^2-1)^2}{2N\lambda^2}(1+\cos^2\theta), \quad (3)$$

式中,  $n$  为平均折射指数,  $\lambda$  为入射光在媒质中的波长,  $N$  为散射粒子浓度, 经过路程  $d$  的散射透射比为

$$\tau = \exp(-Cd). \quad (4)$$

由于光在晶粒边界上的前向散射 ( $\theta = 0$ ), 如果不考虑光在媒质中的吸收, 那么透射率  $T$  可以表示为

$$T = (1-R)\exp\left(\frac{-3\pi^3r^3(n^2-1)^2d}{4\lambda^4}\right), \quad (5)$$

式中,  $d$  为样品厚度,  $R$  为反射系数. 可以看出, 给定样品厚度  $d$  和波长  $\lambda$  后, 随着晶粒平均半径  $r$  的减小, 透射率随之增加. 可见, 晶粒平均半径  $r$  和透射率  $T$  成负指数关系.

利用紫外可见分光光度计对薄膜的透射率进行测试, 相关结果如图 4 所示. 结果表明, 350 °C 到 430 °C 范围内, 随着退火温度升高, 薄膜在 600 nm 到 1100 nm 波长的透射率整体降低, 其透射率平均值依次为 78%, 65%, 64%, 61%, 说明在该波长范围, 薄膜的光吸收性能随着退火温度的升高而增强. 这是因为随着退火温度升高, 薄膜平均晶粒尺寸增大, 同一波长下的光透射率减小. 需要注意的是, 500 °C 退火下薄膜的光透射率又重新增大 (其平均透射率又增大到约 69%). 这是因为虽然该薄膜的晶粒尺寸大, 但是薄膜的低价钒成分增多、薄膜致密度变差, 从而导致薄膜整体透射率偏高. 图 4 表明, 430 °C 所制薄膜在 600—1100 nm 的透射率最小.

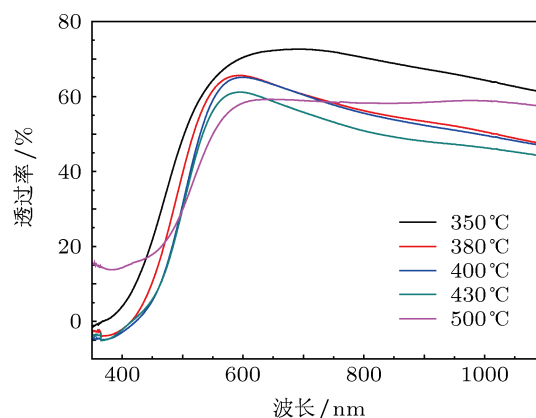


图 4 不同退火温度下薄膜的紫外—可见光透过率

此外,我们还利用傅里叶红外光谱仪对薄膜的中红外透过率进行了测试,结果如图5所示。

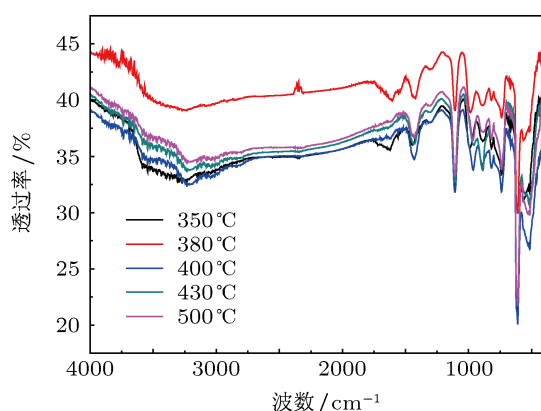


图5 不同退火温度下薄膜的中红外透过率

可以看出, 350 °C 退火时, 在 1616  $\text{cm}^{-1}$  和 990  $\text{cm}^{-1}$  附近出现了分别对应于 O—H<sup>[20]</sup> 和  $\text{V}^{5+}=\text{O}$  的吸收峰<sup>[21]</sup>; 温度升至 380 °C, O—H 特征峰相对减弱而  $\text{V}^{5+}=\text{O}$  峰明显增强; 400 °C 退火下的 O—H 特征峰明显减弱、几乎完全消失, 并在 960  $\text{cm}^{-1}$  附近出现对应于  $\text{V}^{4+}=\text{O}$  的吸收峰<sup>[22,23]</sup>; 430 °C 退火时,  $\text{V}^{4+}=\text{O}$  吸收峰减弱, 重要的是, 对应于 V—O—V 桥键的 880  $\text{cm}^{-1}$  峰<sup>[24]</sup> 显著增强, 说明该条件下形成了更多的 V—O 键; 但是当采用 500 °C 高温退火时, V—O—V 桥键的吸收峰 (880  $\text{cm}^{-1}$ ) 的强度又明显减弱, 而  $\text{V}^{4+}=\text{O}$  的吸收峰 (960  $\text{cm}^{-1}$ ) 再次增强. IR 结果 (图 5) 表明, 低温退火时薄膜中确实含有一定量的有机成分. 随着退火温度升高, 有机成分逐渐分解, 生成更多的氧化钒无机物. 其中, 在 430 °C 温度下, 薄膜中含有大量的 V—O—V 桥键, 说明此时 V 与 O 充分反应, 生成更多的  $\text{V}_2\text{O}_5$ . 高温 (500 °C) 致使 V—O—V 桥键发生裂解, 从而使部分  $\text{V}_2\text{O}_5$  又还原为  $\text{VO}_2$ . 红外测试结果同样与前面 XRD 结果 (图 2) 较好地相吻合, 以上数据均清楚地表明, 氧化钒薄膜在不同的退火温度下发生不同的生长过程.

结合上述结构及性能测试结果, 我们总结出不同退火温度下溶胶凝胶制备氧化钒薄膜的生长机理. 在 350 °C 低温下, 溶胶凝胶法形成的薄膜的主要成分为非晶态的钒醇盐; 当温度升高到 380 °C 时, 薄膜开始结晶, 其中大部分的结晶物为有机醇盐、少量为  $\text{V}_2\text{O}_5$  晶体; 在 400 °C 下, 有机醇盐进一步分解为  $\text{V}_2\text{O}_5$  和  $\text{VO}_2$ ; 在 430 °C 时, 形成一种具有较高 TCR 及光吸收性能的特殊薄膜, 该薄膜的主要成分为结晶态的  $\text{V}_2\text{O}_5$ ; 在 500 °C 高温下,  $\text{V}_2\text{O}_5$  中较弱的 V—O 键发生裂解, 导致  $\text{V}_2\text{O}_5$  含量下降、 $\text{VO}_2$  含量上升. 对于溶胶凝胶法制备的氧化钒薄膜, 在低温 (350 °C, 380 °C) 退火时, 薄膜中含有较多的有机醇盐, 导致薄膜的电阻较大, 光吸收率较低. 高温 ( $\geq 400$  °C) 退火时, 薄膜中残留极少量的有机物, 多种测试结果表明, 这种极少量的有机物不足以对薄膜的电学和光学性能产生明显的影响, 尤其是 430 °C 下制备的氧化钒薄膜具有更优的综合性能、能够满足红外探测器的特殊要求.

## 4 结论

本文对溶胶凝胶法制备的氧化钒薄膜进行不同温度的退火处理, 并对相关薄膜的形貌、晶态、电学以及光学性能等进行了表征测试. 结果表明, 对于溶胶凝胶法制备的氧化钒薄膜, 可以通过控制退火温度来调节薄膜的组分和结晶度. 低温退火时薄膜中主要为有机钒醇盐, 随着温度的升高, 醇盐分解为不同价态的氧化钒, 钒的价态和对应的氧化钒含量也随退火温度而变化. 有机醇盐和低价氧化钒的 TCR 和光吸收率均较低, 而在 430 °C 退火条件下, 薄膜的主要组分为  $\text{V}_2\text{O}_5$ , 其 TCR 达到 -2.52 %、并具有较高的光吸收率, 适合用作非制冷红外探测器的热敏电阻材料. 本文对溶胶凝胶法制备氧化钒薄膜工艺中最关键的退火温度进行了优化研究, 获取相关薄膜的物理性能与化学结构, 还阐明了相关的薄膜生长机理.

- [1] Partlow D P, Grukovich S R, Radford K C, Denes L J 1991 *J. Appl. Phys.* **70** 443  
 [2] Dislich H, Hussmann E 1981 *Thin Solid Films* **77** 129  
 [3] Cole B, Horning R, Johnson B, Nguyen K, Kruse P W, Foote M C 1994 *IEEE International Symposium on Applications of Ferroelectrics*, University Park, Aug 7–10, 1994 p653  
 [4] Jerominek H, Pope T D, Alain C, Zhang R, Lehoux M, Pocard F, Fuchs

- R W, Grenier G, Rouleau Y, Cayer F, Savard S, Bilodeau G, Couillard J F, Larouche C 1998 *Proc. SPIE* **3436** 585  
 [5] Pope T D, Jerominek H, Alain C, Cayer F, Tremblay B, Grenier C, Topart P A, Clair S L, Picard F, Larouche C, Boulanger B, Martel A, Desroches Y 2002 *Proc. SPIE* **4721** 64  
 [6] Dem'yanenko M A, Fomin B I, Ovsyuk V N, Marchishin I V, Parm I O, Vasil'ieva L L, Shashkin V V 2005 *Proc. SPIE* **5957** 59571R



- [7] Yuan N Y, Li J H, Lin C L 2002 *Acta Phys. Sin.* **51** 0852 (in Chinese) [袁宁一, 李金华, 林成鲁 2002 物理学报 **51** 0852]
- [8] She S F, WU G M, Yang H Y, Shen J, Gao G H 2010 *Proc. SPIE* **7995** 79950S
- [9] Pan M X, Cao X Z, Li Y X, Wang B Y, Xue D S, Ma C X, Zhou C L, Wei L 2004 *Acta Phys. Sin.* **53** 1956 (in Chinese) [潘梦霄, 曹兴忠, 李养贤, 王宝义, 薛德胜, 马创新, 周春兰, 魏龙 2004 物理学报 **53** 1956]
- [10] Wang L X, Li J P, He X L, Gao X G 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 2847 (in Chinese) [王利霞, 李建平, 何秀丽, 高晓光 2006 物理学报 **55** 2874]
- [11] 唐伟忠 2007 薄膜材料制备原理、技术及应用第二版 (北京: 冶金工业出版社) 第 174 页
- [12] Nagase K, Shimizu Y, Muira N, Yamazoe N 1992 *Appl. Phys. Lett.* **60** 802
- [13] Zou C W, Yan X D, Chen R Q, Wu Z Y, Alyamani A, Gao W 2011 *Appl. Phys. Lett.* **98** 111904
- [14] Tahar R B H, Ban T, Ohya Y, Takahashi Y 1997 *J. Appl. Phys.* **82** 865
- [15] Kulkarni A K, Sctulz K H, Lim T S 1999 *Thin solid films* **345** 273
- [16] Katzke H, Toledano P, Depmeier W 2003 *Phys. Rev. B* **68** 024109
- [17] Haverkort M W, Hu Z, Tanaka A, Reichelt W, Streltsov S V, Korotin M A, Anisimov V I, Hsieh H H, Lin H J, Chen C T, Khomskii D I, Tjeng L H 2005 *Phys. Rev. Lett.* **95** 196404
- [18] Jerominek H, Picard F, Vincent D 1993 *Opt. Eng.* **32** 2092
- [19] Han Y H, Choi I H, Kang H K, Park J Y, Kim K T, Shin H J, Moon S 2003 *Thin Solid Films* **425** 260
- [20] Bahgat A, Al-Hajry A, El-Desoky M M 2006 *Phys. Solid State* **203** 1999
- [21] Arora A K, Sato T, Okada T, Yagi T 2012 *Phys. Rev. B* **85** 094113
- [22] Lee S H, Cheong H M, Seong M J, Liu P, Tracy C E, Mascarenhas A, Pitts J R, Deb S K 2002 *J. Appl. Phys.* **92** 1893
- [23] Luo Z F, Wu Z M, Xu X D, Wang T, Jiang Y D 2011 *Acta Phys. Sin.* **60** 067302 (in Chinese) [罗振飞, 吴志明, 许向东, 王涛, 蒋亚东 2011 物理学报 **60** 06732]
- [24] Benmoussa M, Ibnouelghazi E, Bennouna A, Ameziane E L 1995 *Thin Solid Films* **265** 22

# Growth mechanism and optoelectronic properties of vanadium oxide films prepared by Sol-Gel\*

He Qiong Xu Xiang-Dong<sup>†</sup> Wen Yue-Jiang Jiang Ya-Dong Ao Tian-Hong  
Fan Tai-Jun Huang Long Ma Chun-Qian Sun Zi-Qiang

(State Key Laboratory of Electronic Thin Films and Integrated Devices, School of Optoelectronic Information, University of Electronic Science and Technology of China, Chengdu 610054, China)

(Received 1 August 2012; revised manuscript received 11 September 2012)

## Abstract

Vanadium oxide films are prepared by Sol-Gel at different annealing temperatures. Their surface morphologies, valence states, electrical and optical properties are characterized by SEM, XRD, resistance meter, UV-Vis spectrometer and FTIR, respectively. Results reveal that the optimal temperature for producing V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> films by Sol-gel is 430 °C, the organics in the films cannot be decomposed completely below 430 °C while the V-O bonds will be broken under a higher temperature (> 430 °C). The as-prepared vanadium pentoxide films exhibit higher TCR and larger light absorption, so that they are suitable to be used as bolometric materials for uncooled infrared detectors. The growth mechanism of vanadium oxide film prepared by Sol-Gel is also presented in this paper.

**Keywords:** vanadium oxide films, Sol-Gel, optoelectronic properties, growth mechanism

**PACS:** 68.35.bg, 81.20.Fw, 68.55.-a, 68.60.-p

**DOI:** 10.7498/aps.62.056802

\* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 61071032).

<sup>†</sup> Corresponding author. E-mail: xdxu@uestc.edu.cn