

低温等离子体增强化学气相沉积法制备 Ge 反 opal 三维光子晶体及其光学性能*

李宇杰 谢 凯[†] 李效东 许 静 韩 喻 杜盼盼

(国防科学技术大学材料工程与应用化学系,长沙 410073)

(2009 年 3 月 23 日收到;2009 年 7 月 27 日收到修改稿)

通过溶剂蒸发对流自组装法制备 SiO₂ 三维有序胶体晶体模板,采用等离子体增强化学气相沉积法在 200℃ 低温条件下填充高折射率材料 Ge,获得了 Ge 反 opal 三维光子晶体.实现了低于 GeH₄ 热分解温度的低温填充.通过扫描电镜、X 射线衍射仪和傅里叶变换显微红外光谱仪对 Ge 反 opal 的形貌、成分和光学性能进行了表征.结果表明:沉积得到无定型态 Ge,退火后形成多晶 Ge,Ge 在 SiO₂ 微球空隙内填充致密均匀.Ge 反 opal 的反射光谱有明显的光学反射峰,表现出光子带隙效应,其带隙中心波长为 1650 nm 和 2640 nm,测试的光学性能与理论计算基本符合.采用 SU-8 光刻胶薄膜也进行了 Ge 沉积,证实了 SU-8 模板可以耐受这一沉积温度.低温沉积降低了 Ge 的填充温度,可以直接采用不耐高温的高分子材料作为初始模板,单次复型制备得到多种构型的完全带隙三维光子晶体.

关键词: Ge 反蛋白石(opal)光子晶体,低温等离子体增强化学气相沉积,高分子材料,光子带隙

PACC: 4270Q, 8115H, 4270J, 7820P

1. 引 言

光子晶体是一种介电常数呈周期性变化排布的材料,其概念最早由 Yablonovitch^[1] 和 John^[2] 在 1987 年分别提出.光子晶体的重要性质是存在光子带隙,频率位于光子带隙内的光波在光子晶体中无法传播.三维光子晶体具有全方向光学禁带,在使用过程中不受方向限制,因而备受关注.目前三维光子晶体的制备方法主要有电子束刻蚀^[3]、反应离子束刻蚀^[4]、激光全息^[5]、激光直写^[6,7]、胶体晶体自组装^[8]、高分子自组装^[9]等方法.激光全息与激光直写可制备得到大面积范围有序的高分子材料(如 SU-8 环氧树脂光刻胶)模板,但由于高分子不耐高温,需二次复型高折射率材料才能得到完全带隙光子晶体^[10].

胶体晶体自组装法制备得到的胶体晶体被称作 opal.高折射率材料可以被填充到蛋白石的空隙中,然后去除蛋白石,形成高折射率材料-空气三维结构,称为反蛋白石(Inverse opal)^[11-13].锗是一种重要的半导体材料,它具有高的介电常数($\epsilon = 16$,

$\lambda = 4.3 \mu\text{m}$),在近红外区具有良好的透过性(温度为 300 K 时的光学吸收边为 $1.87 \mu\text{m}$).这些性质使其适合制备完全带隙三维光子晶体. García-Santamaría^[14] 和 Míguez^[15] 采用常规化学气相沉积(chemical vapour deposition, CVD)方法制备了 Ge 反 opal.他们沉积过程中的沉积温度较高,无法采用激光全息与激光直写得到的 SU-8 三维光子晶体作为初始模板进行填充(SU-8 的玻璃化温度为 210℃).为此以 SiO₂ 胶体晶体作为模板,摸索了 GeH₄ 的低温沉积致密填充方法,最终采用低温等离子体增强化学气相沉积技术(low temperature plasma enhance chemical vapour deposition, LTPECVD),在 200℃(低于 GeH₄ 热分解温度)下实现了高折射率材料锗的填充,获得了 Ge 反 opal 三维光子晶体.并且在 SU-8 薄膜上进行了沉积,证实 SU-8 模板可以耐受这一沉积温度.这一方法可直接采用高分子材料模板进行 Ge 的一次填充复型,不需采用先填充耐高温材料,然后二次填充高折射率材料的二次复型方法.有效简化了制备过程,为制备更多构型的完全带隙三维光子晶体提供了新途径.

* 国家重点基础研究发展计划(973)项目(批准号:5130702002)资助的课题.

[†] 通讯联系人. E-mail: xie_kai@hotmail.com

2. 实 验

2.1. SiO₂ 胶体晶体模板的制备

采用溶剂蒸发对流自组装法制备 SiO₂ 胶体晶体模板. 以乙醇为分散剂, 将 800 nm 单分散 SiO₂ 微球配制成一定浓度的悬浊液, 然后将抛光硅片垂直插入悬浊液, 60℃ 恒温干燥. 随着乙醇的挥发, 悬浊液在抛光硅片上干燥成膜, SiO₂ 微球自组装形成三维有序胶体晶体薄膜. 将制备好的模板在 550℃ 下热处理 3 h, 使微球之间发生轻微黏连, 以增强模板的机械性能.

2.2. 低温等离子增强化学气相沉积法填充锗

采用 PECVD 法向胶体晶体空隙中填充锗. 射频电源频率为 13.56 MHz, 射频功率 40 W, GeH₄ 与 Ar 的混合气(体积比 1:9)为先驱体气, 沉积温度为 200℃. 为了使锗烷能充分渗入胶体晶体的空隙中, 采用了低压(800 Pa)生长方式, 以增大气相分子的自由程, 促进其向模板内部扩散. 将填充 Ge 后的模板置于 2% HF 溶液中浸泡适当时间以去除 SiO₂, 形成 Ge 反 opal 三维光子晶体.

2.3. SU-8 光刻胶薄膜的制备

将 0.5 ml SU-8 光刻胶溶液滴于抛光硅片上, 采用甩胶机在 3000 r/s 转速下甩胶 30 s, 得到 SU-8 光刻胶薄膜. 紫外灯下照射薄膜 30 min 进行紫外固化, 然后在 200℃ 烘烤 30 min, 得到后固化的 SU-8 光刻胶薄膜.

2.4. 测试与表征

采用日本电子 JSM 6360LV 扫描电子显微镜观察样品的形貌. 用德国布鲁克公司 D8-advance 型 X 射线衍射仪测定填充 Ge 的晶型. 用尼高丽公司 Nicolet 5700 傅里叶变换显微红外光谱仪测试退火前 Ge 反 opal 的红外反射光谱.

3. 结果与讨论

3.1. SiO₂ 胶体晶体的显微形貌观察

图 1 为制备的 SiO₂ 胶体晶体表面的扫描电子

显微镜(scanning electron microscope, SEM)照片. 从图中可看出制备的胶体晶体大面积排列有序, 在平行衬底方向形成三角排列方式, 对应于胶体晶体面心立方结构的(111)面.

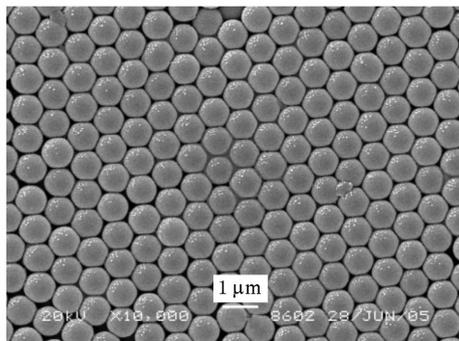


图 1 SiO₂ 胶体晶体表面的 SEM 照片

3.2. 等离子体增强化学气相沉积法的低温填充原理

采用常规化学气相沉积可以进行锗的填充, 制备得到锗三维光子晶体. 它们为热(温度)激活的反应过程. 等离子增强化学气相沉积是用等离子能量激活的反应过程, 等离子体中存在大量高能电子作用 GeH₄ 分子, 使其分子键断裂产生多级的自由基, 这些自由基具有较低的分解激活能, 有力的促进了锗的沉积. 因此 PECVD 法可以显著降低沉积温度, 实现在低于先驱体热分解温度下的沉积. GeH₄ 在 280℃ 可检测到开始分解生成锗和氢气, 在 375℃ 完全分解. 一般 GeH₄ 为先驱体气, 进行 PECVD 沉积的沉积温度为 300—550℃^[16, 17]. 经过不断研究, 最终实现了 200℃ 下的低温致密填充.

3.3. 等离子体射频功率的确定

等离子体射频功率是 PECVD 过程中相当重要的参数, 我们进行了高温与低温沉积实验确定低温填充 Ge 的适宜功率. 由于低温下 GeH₄ 的活性降低, 会导致不发生沉积或者薄膜沉积速率急剧下降的情况. 首先在 GeH₄ 的常规沉积温度 550℃ (即基底温度)下, 以抛光 Si 片为基底, 研究了不同等离子体射频功率对薄膜沉积状态及速率的影响. 沉积条件为: 反应气压 400 Pa, 反应时间 4 h, GeH₄ 流量 0 sccm (即通先驱体气达到所需气压时, 停止继续通气). 在获得 Ge 高温沉积规律后, 在低温 200℃ 下, 采用相近的沉积条件进行了 Ge 的沉积, 得到了低温下功率对沉积状态及沉积速率的影响. 结合高温

与低温沉积的研究结果, 最终确定了低温沉积 Ge 的最佳等离子体射频功率。

图 2 为 550°C 时不同射频功率下 Ge 膜的截面 SEM 照片, 从图中可看出沉积得到 Ge 膜的厚度随功率的增大逐渐增大, 40 W 时达到最大, 随后随着功率的增大厚度逐渐减小. 说明 Ge 的沉积速率先增大后减小. 一定范围内射频功率的增加使反应气体的化学活性增强, 促进反应气体的分解, 增加系统的化学势, 加速反应进程, 因此沉积速率增大. 但射频功率达到一定程度, 各种粒子含量开始大量增

多且副反应增加. 其他粒子含量增多, 对沉积物中键合较弱的 Ge—Ge 键冲击破坏加剧, 导致沉积速率反而降低^[18]. 当功率太小(20 W)或太大(80 W)时, Ge 膜倾向于三维岛状生长, 薄膜不够致密均匀. 当功率为 40 W 和 60 W 时 Ge 膜倾向于二维层状生长, 薄膜比较致密均匀的覆盖于 Si 片上, 40 W 时 Ge 膜的致密程度好于 60 W. 均匀致密生长会得到较高质量的薄膜, 同时有利于 Ge 在 SiO₂ 微球空隙内的填充, 不易发生大颗粒堵塞现象. 因此初步判断 40 W 是进行沉积的较适宜射频功率。

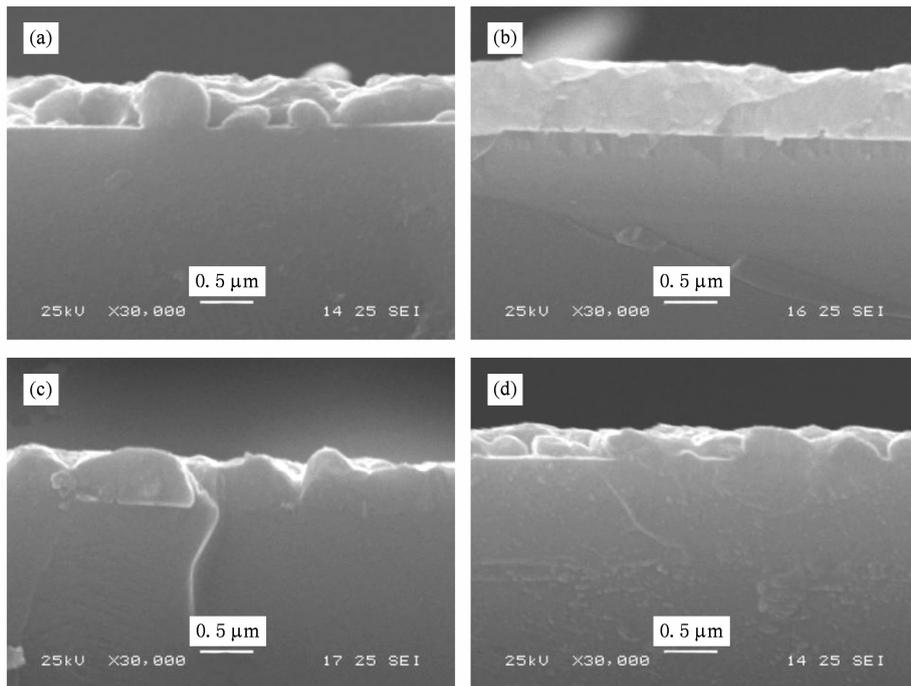


图 2 550°C 时不同射频功率沉积 Ge 膜的截面 SEM 照片(气压 $P = 400$ Pa, 流量 $F = 0$ sccm, 沉积温度 $T_d = 550$ °C, 沉积时间 $T = 4$ h) 射频功率 (a) 20 W; (b) 40 W; (c) 60 W; (d) 80 W

图 3 为 200°C 时不同射频功率沉积 Ge 膜的截面 SEM 照片, 从图中可看出沉积得到 Ge 膜的厚度随功率的增大逐渐增大, 40 W 时达到最大, 随后减小. 沉积速率与高温沉积表现出一致的变化规律. 同时发现高温与低温沉积的薄膜形貌不同, 高温下薄膜有呈岛状生长趋势, 但低温下薄膜在不同功率下均呈现二维层状生长. 分析其原因: 对于一般的 CVD 沉积薄膜过程, 温度越高, 需要形成的临界核心的尺寸越大, 形核的临界自由能势垒也越高. 因此高温沉积的薄膜趋向于形成粗大的岛状组织. 低温时, 临界形核自由能下降, 形成的核心数目增大, 将有利于形成晶粒细小而连续的薄膜组织, 趋向于二维层状生长状态^[19]. 低温下 Ge 膜沉积速率较低,

为了提高填充效率, 缩短填充时间, 我们选择 40 W 作为适宜的沉积功率. 结合高温与低温沉积的研究结果, 最终选择 40 W 作为低温沉积 Ge 的最佳等离子体射频功率。

3.4. 基片温度对薄膜填充状态的影响

基片温度也就是沉积温度对薄膜的生长具有重要的影响, 一般基片温度越高, 越有利于先驱体气的分解, 相应的薄膜的生长速率越高. 图 4 为不同基片温度下沉积 Ge 得到的 Ge 反 opal 的截面 SEM 照片. 当温度降低时适当的增大了沉积时间. 当基片温度为 500°C, 沉积时间 4 h 时, SiO₂ 微球的空隙基本被填满, 微球之间的界限模糊. 反洗后形成完

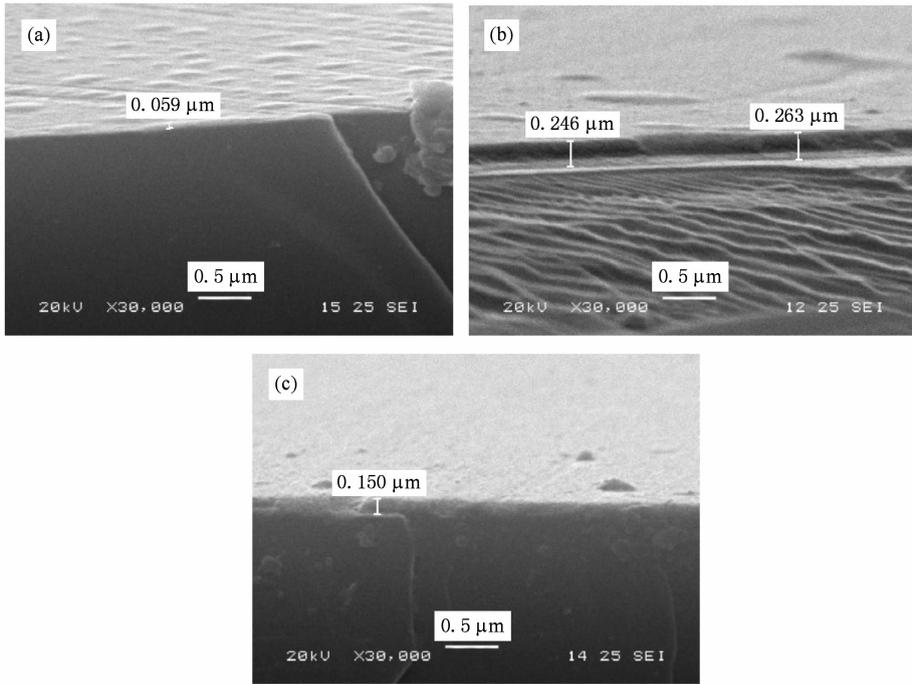


图3 200℃时不同射频功率沉积 Ge 膜的截面 SEM 照片(气压 $P = 400$ Pa, 流量 $F = 5$ sccm, 沉积温度 $T_d = 200^\circ\text{C}$, 沉积时间 $T = 4$ h) 射频功率(a) 20 W; (b) 40 W; (c) 60 W

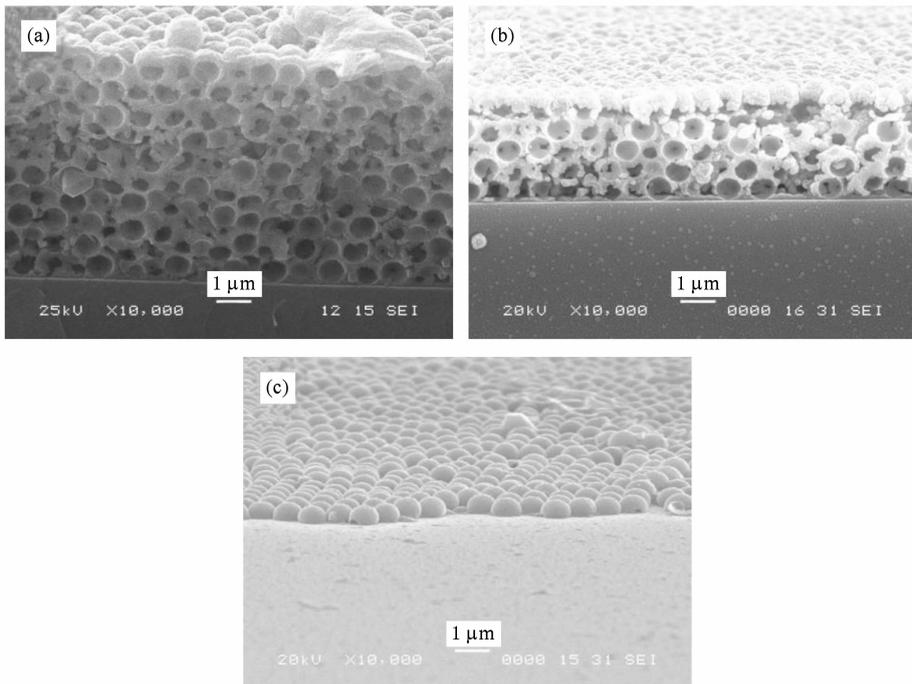


图4 不同基片温度下 Ge 反 opal 的截面 SEM 照片(气压 $P = 800$ Pa, 流量 $F = 0$ sccm, 射频功率 $p = 40$ W) (a) 沉积温度 $T_d = 500^\circ\text{C}$, 沉积时间 $T = 4$ h; (b) 沉积温度 $T_d = 300^\circ\text{C}$, 沉积时间 $T = 8$ h; (c) 沉积温度 $T_d = 200^\circ\text{C}$, 沉积时间 $T = 8$ h

整的致密壳状结构. 当基片温度降低到 300°C 时, 虽然沉积时间增大为 8 h, 但微球空隙的填充致密度降低, Ge 包覆的微球之间存在间隙. 反洗后形成的 Ge

壳有部分破碎现象. 当温度继续降低到 200°C 时沉积的 Ge 明显减少, 微球之间的空隙基本没有 Ge 填充. 反洗后发现只在表面覆盖薄层 Ge, 形成半球形

锗壳. 可见随着基片温度的降低, Ge 的沉积速率快速下降, 同时填充致密度明显降低.

3.5. 低温沉积法制备高填充率 Ge 反 opal 的显微形貌分析

经过研究, 最终我们通过增大气体流量, 增加反应时间, 在低温填充条件下, 获得了高填充率 Ge 反 opal. 图 5 为填充 Ge 后的 Ge-SiO₂ 复合体的截面 SEM 照片. 沉积温度为 200℃, 反应气压为 800 Pa, 反应气体流量为 15 sccm, 等离子体射频功率为 40 W. 反应时间 12 h. 从照片可看出 Ge 被致密均匀填充到 SiO₂ 胶体晶体微球的空隙之中, 微球之间的空隙基本被填满. 复合体膜层和抛光硅基底结合紧密, 达到了较好的填充效果.

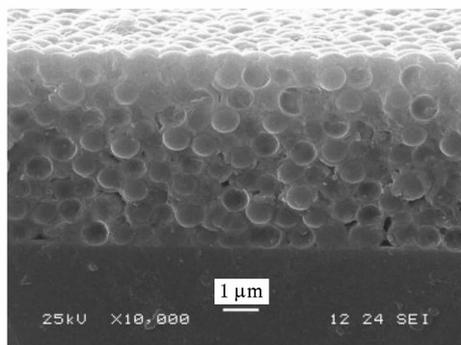


图 5 Ge-SiO₂ 复合 opal 的截面 SEM 照片 (沉积温度 $T_d = 200^\circ\text{C}$, 气压 $P = 800\text{ Pa}$, 流量 $F = 15\text{ sccm}$, 射频功率 $p = 40\text{ W}$, 沉积时间 $T = 12\text{ h}$)

图 6 为反洗去除 SiO₂ 模板得到的 Ge 反 opal 的截面 SEM 照片. 反洗后得到了锗的有序多孔结构. 反 opal 表面覆盖有约 340 nm 厚的锗层, 形成了 Ge 表面覆盖层. 反洗后的壳层完整不破碎, 且与衬底结合牢固, 说明填充致密.

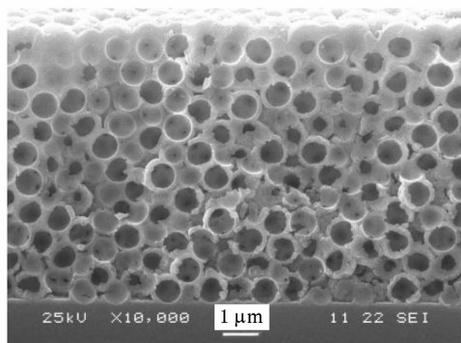


图 6 Ge 反 opal 的截面 SEM 照片

具体分析锗的生长模式, 可知在三维 opal 微球

模板中锗的生长方式为壳层包覆型生长. 沉积反应初始时, 反应气体从模板表面扩散渗入到模板内部的微球表面, 以每个微球表面为生长点, 锗膜包覆在微球表面开始生长. 随着反应的进行, 包覆层厚度逐渐增大, 相应的填充致密度增大, 最终形成了 Ge 的壳层结构. 但是当模板表面覆盖层较厚时, 渗透扩散通道被完全堵塞, 气体无法扩散进入模板内部, 则锗只在 opal 模板表面发生沉积, 模板内部的锗填充将停止进行. 为了获得致密填充的效果, 锗膜生长速率不能太快, 否则容易过早发生表面堵塞, 导致内部填充率很低, 不能实现模板内外的均匀致密填充.

图 7 为经过适当的表面抛光, 去除模板表层沉积的锗, 得到的 Ge 反 opal 内部的扫描电镜照片. 从图中可看出形成了锗的有序多孔网络结构. 在平行衬底方向形成三角排列方式, 对应于面心立方结构的 (111) 面, 较好地复型了 SiO₂ 胶体晶体模板的有序结构. 微球去除后形成的空气孔的直径为 780 nm. 由于模板在热处理过程中 SiO₂ 微球会发生一定的收缩, 直径 d 从 800 nm 减小到 780 nm. 因此最终形成的面心立方结构 Ge 反 opal 的晶格常数 $a = 1103\text{ nm}(\sqrt{2}d)$. 同时观察到大的空气孔内部存在微孔, 是由于 opal 模板中相邻微球之间存在轻微的黏连区所致. 抛光后锗反 opal 薄膜并未从硅基底上剥离, 也没有发生破碎现象. 说明薄膜本身具有一定的机械强度, 并且与基底结合牢固. 这对于光子晶体薄膜的进一步加工是很有利的.

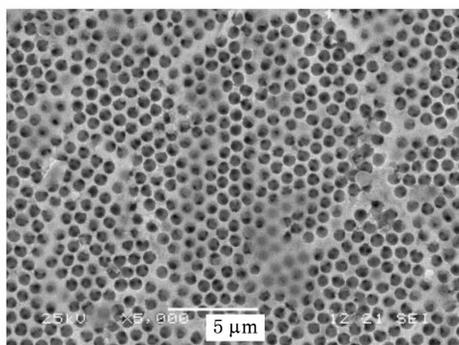


图 7 表面抛光后 Ge 反 opal 内部的 SEM 照片

3.6. 锗反 opal 的晶型分析

对样品进行 X 射线衍射 (X-ray Diffraction, XRD) 分析, 研究了沉积锗的结晶情况. 图 8 为退火前后锗反 opal 的 XRD 谱图. $T_d = 200^\circ\text{C}$ 下沉积的锗

在退火前无衍射峰出现,为无定型态锗. 550℃退火 8 h 后,出现了明显的衍射峰,且与多晶锗的标准衍射谱图完全符合. 证明退火处理使锗由无定型态转变为多晶态.

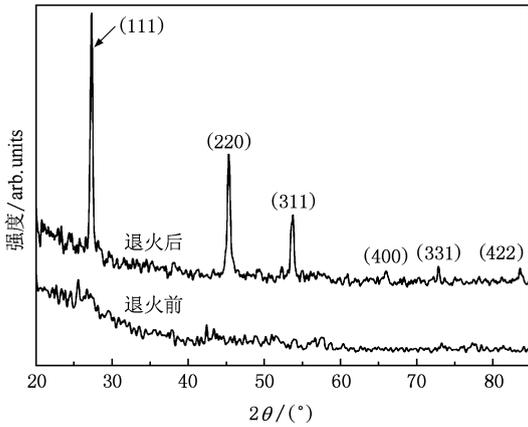


图 8 退火前后 Ge 反 opal 的 XRD 图谱

3.7. SU-8 光刻胶薄膜表面 Ge 的沉积

图 9 为在抛光硅衬底上用胶得到的 SU-8 光刻胶薄膜的截面 SEM 照片. SU-8 薄膜厚度为 2.34 μm,膜层致密,表面相当平整.

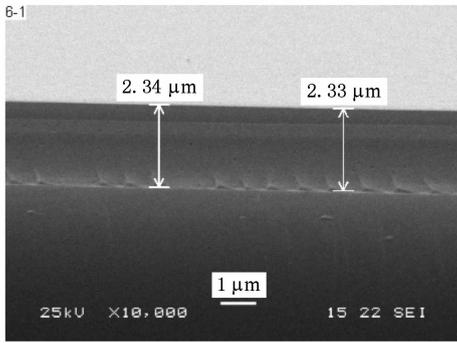


图 9 SU-8 光刻胶薄膜的截面 SEM 照片

图 10 为在 SU-8 薄膜表面低温沉积 Ge 膜后的复合膜层截面 SEM 照片,从照片可看出 Ge 膜致密沉积于 SU-8 薄膜表面,SU-8 薄膜没有变形,厚度与未沉积前一致.证实了低温沉积工艺对于 SU-8 光刻胶模板的兼容性.

3.8. Ge 反 opal 的光学性能分析

图 11 为 Ge 反 opal 光子晶体全方向入射的光学带隙理论计算结果. 计算程式由基于平面波展开法 (plane wave expansion method, PWEM) 原理的

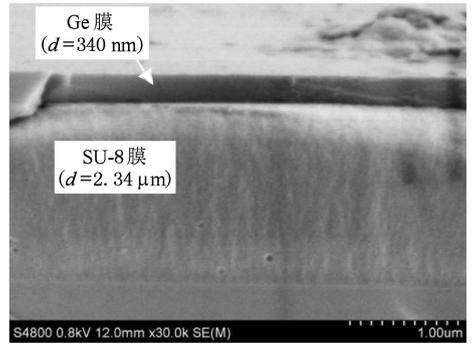


图 10 Ge 膜-SU-8 膜复合膜层的截面 SEM 照片

Bandsolve 软件包编写. 计算参数设定锗在模板空隙中的填充率为 100%,锗的折射率 $n = 4$. 从图中可看出在 band8—band9 之间存在完全带隙(图中阴影区域). 图 12 为 Ge 反 opal 光子晶体垂直(111)面入射时的光学带隙理论计算结果. 图中可以看出垂直(111)面方向入射时反 opal 存在三个带隙,分别位于 band2—band3, band5—band6 和 band8—band9. 其中 band8—band9 之间的带隙为完全带隙, band2—band3 和 band5—band6 之间的带隙为赝带隙.

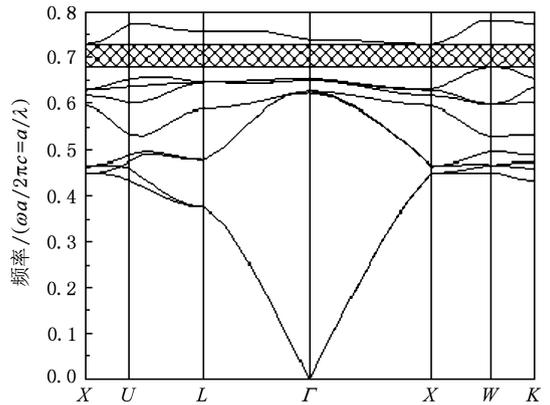


图 11 Ge 反 opal 全方向入射时理论计算光学带隙图

图 13 为 Ge 反 opal 光子晶体垂直(111)面入射的理论计算波长-反射率曲线与实验测试波长-反射率谱图. 反射率曲线计算程式由基于传输矩阵法 (transfer matrix method, TMM) 原理的 Translight 软件包编写. 从图中可看出实测光谱存在两个明显的反射峰,对应两个光学带隙(图中阴影区域),而不是理论计算中的三个带. 原因是 band5—band6 带和 band8—band9 带之间的距离相当近,在实际测试中会合并为一个带. 中心波长位于 2640 nm 处的反射峰对应理论计算中的 band2—band3 带. 中心波长位

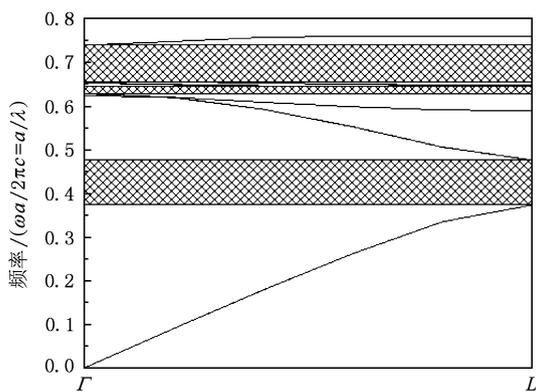


图 12 Ge 反 opal 垂直(111)面入射时理论计算光学带隙图

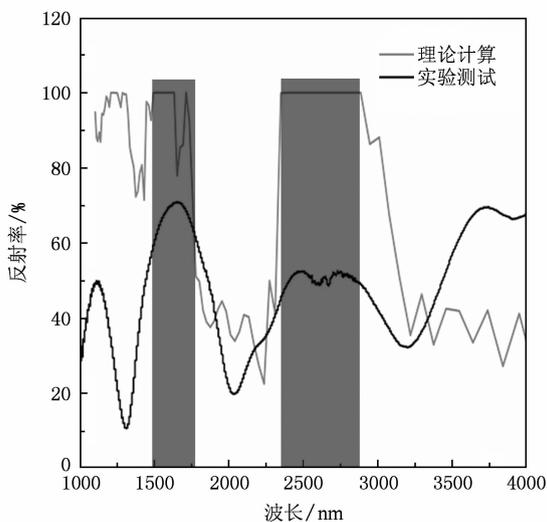


图 13 Ge 反 opal 光子晶体垂直(111)面入射的理论计算与实验测试反射谱图

于 1650 nm 处的反射峰对应 band5—band6 和 band8—band9 的合并带. 对于晶体格常数 $a = 1103$ nm 的 Ge 反 opal, 若填充率为 100%, 则理论计算两个光子带隙中心波长分别为 2630 nm 和 1660 nm.

实际测试中心波长和理论计算波长基本符合. 可见制备的 Ge 反 opal 的填充率达到 100%.

理论计算传输曲线与实测光谱的反射峰稍有偏移, 这可能是由于反 opal 中不可避免的缺陷及锗的折射率随波长发生轻微变化造成. 但计算曲线与实测曲线的反射峰位置基本符合. 说明两个反射峰为光子带隙效应产生的反射峰. 观察发现实测光谱的反射率较低, 两个反射峰的反射率分别为 71% 和 52% (反射率值以金镜反射率作为 100%). 由于测试的为镜面反射光谱, 而反 opal 表面不可能完全镜面光滑, 会发生漫反射, 探测器探测到的反射光信号有一定损失, 因此测定的反射率值相应偏低. 两种理论计算方与实测光谱的对比证实了制备的 Ge 反 opal 存在本征光子带隙效应.

4. 结 论

通过溶剂蒸发对流自组装法以 800 nm 单分散 SiO_2 微球制备胶体晶体模板, 采用低温等离子体增强化学气相沉积方法, 在低于 GeH_4 热分解温度的沉积温度 (200℃) 下进行高折射率材料锗的填充, 制备得到 Ge 反 opal 三维光子晶体. SEM 观察表明 Ge 反 opal 为三维有序多孔结构, 机械性能良好. XRD 测试表明低温沉积锗的晶态为无定型态, 经过 550℃ 退火后转变为多晶态. 显微红外反射光谱测试表明 Ge 反 opal 具有明显的光学反射峰, 表现出光子带隙效应. 其带隙中心波长为 1650 nm 和 2640 nm, 测试的光学性能与理论计算基本符合. 采用相同的方法在固化后的 SU-8 光刻胶薄膜上也实现了锗的低温沉积. 采用这一方法可利用激光全息与激光直写制备的高分子材料模板直接进行 Ge 的填充, 单次复型得到多种构型的完全带隙三维光子晶体.

[1] Yablonovitch E 1987 *Phys. Rev. Lett.* **58** 2059
 [2] John S 1987 *Phys. Rev. Lett.* **58** 2486
 [3] Krauss T F, De La Rue R M, Brand S 1996 *Nat.* **383** 699
 [4] Birner A, Mubler, F, Gruning U 1998 *Phys. Stat. Sol. (a)* **165** 111
 [5] Campbell M, Sharp D, Harrison M T, Denning R G, Turberfield A J 2000 *Nat.* **404** 53
 [6] Deubel M, Freymann G V, Wegener M, Pereira S, Busch K, Soukoulis C M 2004 *Nat. Mater.* **3** 444

[7] Zhong Y C, Zhu S A, Wang H Z, Zeng Z H, Chen Y L 2006 *Acta Phy. Sin.* **55** 688 (in Chinese) [钟永春、朱少安、汪河洲、曾兆华 陈用烈 2006 物理学报 **55** 688]
 [8] Xia Y N, Gates B, Yin Y D, Lu Y 2000 *Adv. Mater.* **12** 693
 [9] Jenekhe S A, Chen X L 1999 *Sci.* **283** 372
 [10] Tétreault N, Freymann G V, Deubel M, Hermatschweiler M, Pérez-Willard F, John S, Wegener M, Ozin G A 2006 *Adv. Mater.* **18** 457

- [11] Blanco A, Chomski E, Grabtchak S, Ibisate M, John S, Leonard S W 2000 *Nat.* **405** 437
- [12] Vlasov Y A, Bo X, Sturm J C, Norris D 2001 *Nat.* **414** 289
- [13] Li Y J, Xie K, Xu J, Long Y F 2006 *Mater. Rev.* **20** 129 [李宇杰、谢凯、许静、龙永福 2006 材料导报 **20** 129]
- [14] García-Santamaría F, Ibisate M, Rodríguez I, Meseguer F, López C 2003 *Adv. Mater.* **15** 788
- [15] Míguez H, Chomski E, García-Santamaría F, Ibisate M, John S, López C, Meseguer F, Mondia J P, Ozin G A, Toader O, Van Driel H M 2001 *Adv. Mater.* **13** 1634
- [16] Yang M J, Shieh J, Hsu S L, Huang I J, Leu C C, Shen S W, Huang T Y, Lehnen P, Chien C H 2005 *Solid-State Electrochem. Lett.* **8** C74
- [17] Ou H, Rø T P, Rdam, Rottwitt K, Grumsen F, Horsewell A, Berg R W 2007 *Appl. Phys. B: Lasers and Optics* **87** 327
- [18] Carrion M N P, Bottechia J P, Pereyra I 1997 *Thin Solid Films* **308-309** 219
- [19] Tian M B 2006 *Thin Film Technologies and Materials* (Beijing: Tsinghua University Press) p198 (in Chinese) [田民波 2006 薄膜技术与薄膜材料(北京:清华大学出版社)第198页]

Fabrication of germanium inverse opal three-dimensional photonic crystal by low temperature plasma enhanced chemical vapour deposition techniques and optical properties^{*}

Li Yu-Jie Xie Kai[†] Li Xiao-Dong Xu Jing Han Yu Du Pan-Pan

(Department of Material Engineering and Applied Chemistry, National University of Defense Technology, Changsha 410073, China)

(Received 23 March 2009; revised manuscript received 27 July 2009)

Abstract

By the solvent vaporization convection self-assembly method, silica colloidal crystal template was prepared. At 200°C, using GeH₄ as the precursor gas, plasma enhanced chemical vapour deposition method was then used to fill the high refractive index material germanium, and germanium inverse opal photonic crystal was obtained. At the temperature lower than the temperature of thermal decomposition, GeH₄ filling of germanium is realized. The morphology, composition, and optical property of the resulting samples were characterized by scanning electron microscopy, X-ray diffraction and Fourier transform microscopic IR spectroscopy. Results show that of germanium is amorphous, it is transformed into polycrystalline state by annealing. The germanium is homogeneously distributed inside the voids of silica template. The reflective spectrum of the sample has remarkable optical reflective peaks and shows the photonic band gap effects. The center wavelength of the photonic band gap lies in 1650nm and 2640nm. There is good agreement between the measured spectra and the calculated band structure. Germanium was also deposited on the SU-8 film, this shows that the SU-8 photoresist can with stand the deposition temperature. Low temperature deposition method decreases the deposition temperature. So this method can use macromolecule materials as templates. Thus the three-dimensional photonic crystal with more kinds of structure can be obtained by single-inversion procedure.

Keywords: germanium inverse opal photonic crystal, low temperature plasma enhanced chemical vapour deposition, macromolecule materials, photonic band gap

PACC: 4270Q, 8115H, 4270J, 7820P

^{*} Project supported by the State Key Program for Basic Research of China (Grant No. 5130702002).

[†] Corresponding author. E-mail: xie_kai@hotmail.com