

氧离子注入微晶金刚石薄膜的微结构与光电性能研究*

王峰浩 胡晓君†

(浙江工业大学化学工程与材料学院, 杭州 310014)

(2013年2月16日收到; 2013年3月29日收到修改稿)

本文系统研究了氧离子注入剂量和退火温度对含有 Si-V 发光中心的微晶金刚石薄膜的微结构和光电性能的影响. 结果表明, 氧离子注入并在较高温度退火有利于提高薄膜中 Si-V 中心的发光强度. 当氧离子注入剂量从 10^{14} cm^{-2} 增加到 10^{15} cm^{-2} 时, 薄膜中 Si-V 发光强度增强. Hall 效应测试结果表明退火后薄膜的面电阻率降低. 不同温度退火时, 氧离子注入薄膜的 Si-V 发光强度较强时, 薄膜的面电阻率增加, 说明 Si-V 发光中心不利于提高薄膜的导电性能. Raman 光谱测试结果表明, 薄膜中缺陷数量的增多会增强 Si-V 的发光强度, 而降低薄膜的导电性能.

关键词: 金刚石薄膜, 氧离子注入, 电学性能, Si-V 缺陷

PACS: 81.05.ug, 81.15.Jj, 73.61.-r

DOI: 10.7498/aps.62.158101

1 引言

金刚石薄膜具有优异的物理化学性能, 如硬度高, 摩擦系数小, 场发射阈值低, 优异的抗腐蚀性^[1,2]等. 在金刚石薄膜中掺入施主杂质, 制备低电阻率的 n 型金刚石薄膜, 是实现金刚石在电子工业中应用的关键. 目前, 国内外在金刚石薄膜中掺入多种杂质, 都没有获得电学性能较好的 n 型金刚石薄膜. Prins^[3,4] 在单晶金刚石中注入氧离子, 发现氧离子注入可以使金刚石呈 n 型电导, 但是他们没有提供金刚石的电阻率、载流子浓度和霍尔迁移率等数据. 我们的前期研究表明, 在金刚石薄膜中注入剂量为 10^{14} — 10^{15} cm^{-2} 的氧离子并退火后, 薄膜呈 n 型电导, 但离子注入对金刚石晶格造成的损伤会影响其电学性能^[5-7]. 采用 CVD 方法制备微晶金刚石薄膜时, 由于生长薄膜的衬底为单晶硅片, 硅在生长过程中进入薄膜, 因此薄膜中往往含有 Si-V 缺陷中心, 这一缺陷中心对薄膜的电导有补偿作用^[8,9]. 因此, 有必要系统研究氧离子注入对含

有 Si-V 缺陷中心的金刚石薄膜的微结构和电学性能的影响.

金刚石中的 Si-V 发光中心在光致发光 (PL) 谱中的发光峰为 738 nm ^[10,11]. 室温下的零声子线很窄, 大约为 5 nm ; 发光寿命很短, 只有 1.2 ns . Si-V 发光中心是金刚石薄膜中可以作为单光子源的缺陷中心之一, 在单光子源、量子计算机和生物标签等领域有广泛的应用前景^[12,13]. 氧离子注入势必在金刚石薄膜中造成空位等缺陷, 这些点缺陷在退火过程中的运动可能会影响薄膜中的 Si-V 发光性能; 并且氧离子本身也可能对薄膜中 Si-V 发光性能有影响, 但目前并未对这些问题进行系统研究.

本文在含有 Si-V 发光中心的微晶金刚石薄膜中注入不同剂量的氧离子, 并在不同温度下进行真空退火处理, 采用 SEM、Hall 效应及电阻率随温度的变化、PL 谱、Raman 光谱等测试手段研究了不同氧离子注入剂量及退火温度对微晶金刚石薄膜的微结构、电学性能和 Si-V 发光性能的影响. 结果表明微晶金刚石薄膜中的 Si-V 缺陷不利于薄膜的电导, 氧离子注入并在较高温度退火后有利于提高

* 国家自然科学基金 (批准号: 50972129, 50602039, 51211120188) 和浙江省钱江人才计划 (批准号: 2010R10026) 资助的课题.

† 通讯作者. E-mail: huxj@zjut.edu.cn

薄膜中 Si-V 的发光强度. 研究结果对于理解氧离子注入微晶金刚石薄膜的电学和发光性能的相关机理有较重要的意义. 氧离子注入增强微晶金刚石薄膜中的 Si-V 发光性能的实验结果对于微晶金刚石薄膜在单光子源方面的应用有较重要的意义.

2 实验

采用热丝化学气相沉积 (HFCVD) 方法, 在高纯单晶硅片上制备微晶金刚石薄膜. 薄膜生长条件如下: 生长前先用金刚石微粉打磨单晶硅片, 以增加金刚石晶粒的成核密度. 以丙酮为碳源, 氢气鼓泡将丙酮带入反应室中. C:H=2.0/80, 反应室中的压力为 0.5—1.4 kPa, 衬底温度为 850 °C. 在薄膜中注入剂量为 10^{14} 和 10^{15} cm^{-2} 的氧离子, 对氧离子注入后的金刚石薄膜进行不同温度的真空退火处理. 退火温度分别为 650, 800, 900, 1000, 1150 °C, 退火时间均为 0.5 h. 退火后的薄膜用丙酮清洗表面, 再用浓硫酸和双氧水 (1:1 体积比) 混合溶液清洗 5 min, 去除表面非金刚石相. 采用 SPC-350 多靶磁控溅射仪在薄膜上溅射四个排列成正方形的 500 nm 厚的金属 Ti 电极 ($1 \times 1 \text{ mm}^2$), 接着在电极上用真空镀膜机蒸镀金属 Au (厚约 500 nm), 然后在 Ar 气保护下 450 °C 退火 20 min. 采用 Accent HL5500 系统测试薄膜的电阻率、导电类型、载流子迁移率和载流子浓度等参数; 采用 SB118 型精密直流电压电流源提供电流, PZ158A 型直流数字电压表测两电极间电压; 采用两探针法测量薄膜电阻随温度的变化关系; 采用扫描电镜 (SEM) 观察薄膜的表面形貌; 采用波长为 514.5 nm 的 Labor Raman HR-800 激光拉曼光谱仪测试不同样品的 Raman 光谱和光致发光 (PL) 谱.

3 结果与讨论

图 1 为金刚石薄膜的扫描电镜照片, 表明薄膜由微米级金刚石晶粒组成, 颗粒大小在 2—5 μm , 金刚石膜的晶粒有尖锐的棱边和棱角. 从图中可以看出, 薄膜中的金刚石晶粒取向主要为 (111) 面 (粒子表面为三角形), 部分晶粒取向为 (110) 面 (粒子表面为长方形). 金刚石薄膜的 XRD 谱图表明金刚石 (111) 峰的强度是 (220) 峰强度的 4 倍左右^[14],

证实薄膜中晶粒取向以 (111) 面为主.

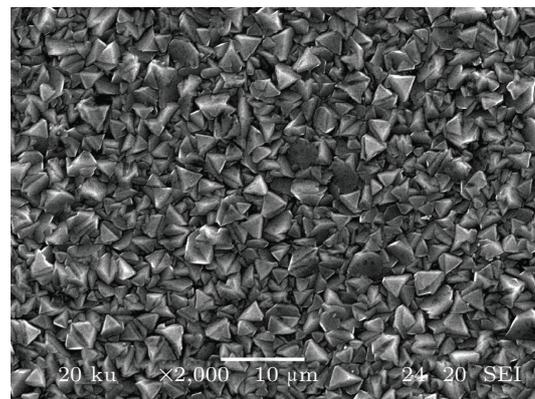


图 1 微晶金刚石薄膜的扫描电镜照片

表 1 列出了各样品的霍尔效应测试数据. WO14900 表示氧离子注入剂量为 10^{14} cm^{-2} 并在 900 °C 退火的微晶金刚石薄膜, 其余类推. 可以看出所有样品都呈现 p 型电导, 与 Prins^[15-17] 在单晶金刚石中注入氧离子得到 n 型电导的结果并不一致. 这可能是由于 CVD 制备的微晶金刚石薄膜中含有 Si-V 缺陷, 这些缺陷补偿了薄膜的 n 型电导^[8,9], 而使薄膜呈 p 型电导; 而在 Prins 的实验中, 他们是在单晶金刚石中注入氧离子, 单晶金刚石中的 Si-V 缺陷含量较低, 对样品中的 n 型电导的补偿作用较弱, 故氧离子注入单晶金刚石仍呈 n 型电导. 从表 1 还可以看出, 氧离子注入薄膜的迁移率在 0.218—3.69 $\text{cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ 范围, 小于 Prins^[16,17] 报道的在单晶金刚石中注入一定剂量的氧离子得到的室温载流子迁移率 40 $\text{cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$; 略高于掺硼浓度为 10^{14} — 10^{17} cm^{-2} 的微晶金刚石薄膜^[18]. 载流子浓度的数量级在 10^{11} — 10^{15} cm^{-2} 范围. 观察表 1 可知, 氧离子注入并退火后, 薄膜的面电阻率均比本征样品的小, 载流子浓度较本征样品的大. 对于氧离子注入剂量为 10^{15} cm^{-2} 的样品, 650 °C 退火样品的面电阻率太高, 超出了 Hall 效应设备的测试范围. 在 900 °C 退火后, 其面电阻率达到 8463 Ω/cm^2 , 载流子浓度增大为 7.841×10^{15} cm^{-2} . 随退火温度升高, 薄膜的面电阻率逐渐升高, 载流子浓度呈下降趋势; 说明 900 °C 退火有利于提高薄膜的电学性能. 对比 WO14900 与 WO15900 样品, 随氧离子注入剂量上升, 面电阻率变大, 载流子浓度也变大.

表 1 各样品的霍尔效应测试结果

样品名称	电阻率/(Ω/cm^2)	霍尔系数/(m^2/c)	迁移率/ $\text{cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$	载流子浓度/ cm^{-2}
本征样品	3.031×10^5	4.5×10^3	149	1.386×10^{11}
WO14900	7881	0.181	0.23	3.446×10^{15}
WO15800	1.484×10^4	0.476	0.321	1.31×10^{15}
WO15900	8463	0.796	0.941	7.841×10^{15}
WO151000	5.902×10^4	21.8	3.69	2.864×10^{13}
WO151150	1.405×10^5	3.07	0.218	2.034×10^{14}

为了进一步了解退火温度对氧离子注入微晶金刚石薄膜电学性能的影响, 采用两探针法测量薄膜的电阻随温度的变化关系, 如图 2 所示. 其中 unim 表示未注入氧离子的本征金刚石薄膜. 通过对不同温度区域进行线性拟合求出斜率, 即可得到不同温度范围内的平均激活能 E_a . 从图 2 可以看出, 薄膜电阻与温度的关系拟合为折线, 表现为激活能不同的两个温度区域, 左半部分为高温段区域, 右半部分为低温段区域. 各薄膜的高温与低温之间的转折温度基本一致. 高温区域的激活能高于低温区域的激活能, 高温段的电阻小于其在低温段的电阻. 激活能变化范围在 0.030—0.208 eV. 对于 WO15 系列样品, 高温阶段激活能值从大到小依次为 650 °C 退火样品, 1000 °C 退火样品, 1150 °C 退火样品, 900 °C 退火样品, 800 °C 退火样品. WO15650 样品在高温段的激活能明显高于其他样品, 说明 650 °C 退火样品难以提供导电载流子, 较高温度的退火更易激活样品中的载流子参与导电. 低温阶段激活能值从大到小依次为 650 °C 退火样品, 1150 °C 退火样品, 1000 °C 退火样品, 800 °C 退火样品, 900 °C 退火样品. WO15900 样品更易激活载流子导电, 此时载流子浓度最大, 电阻率最小. 除 WO15650 样品外, 所有样品的激活能均小于本征样品, 说明氧离子注入和适当温度的退火有利于提高薄膜的电学性能. 从图 2 中还可以看出, WO15650 样品的电阻率最高, 与霍尔效应测试中, 该样品的面电阻率太大, 超过测试范围的结果一致. 对比 WO14900 与 WO15900 样品, 高温阶段激活能相差不大, 低温阶段 WO14900 样品的激活能大于 WO15900 样品的激活能, 说明 WO15900 样品中的导电载流子数目更多.

图 3 为不同微晶金刚石薄膜样品的 PL 图谱, 其中 unan 表示氧离子注入剂量为 10^{15} cm^{-2} 未退

火的金刚石薄膜. 可以看出, 各个样品中都能观察到位于 738 nm 的发光峰, 此峰起源于金刚石中的 Si-V 缺陷^[10,11]. 这一发光峰是由于在 CVD 生长过程中衬底上的硅进入到薄膜中形成的^[19]. 拟合图 3 的 PL 谱图, 得到各样品的归一化发光强度及半峰宽, 如图 4 所示. 其中归一化强度值为位于 738 nm 的 Si-V 发光峰的发光强度除以 528 nm 处的发光强度.

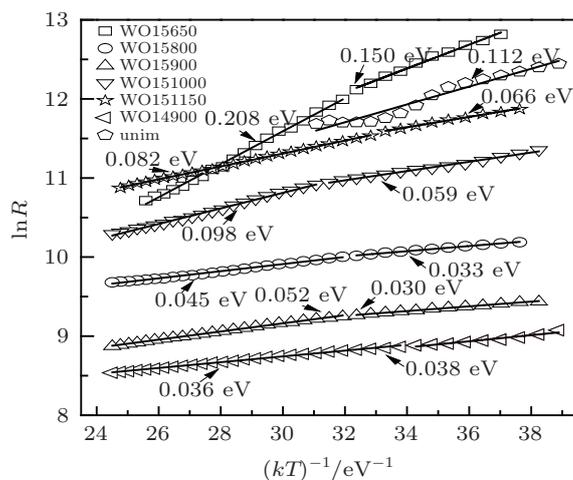


图 2 金刚石薄膜的电阻与温度的关系

从图 4 可以看出, 氧离子注入未退火样品的发光强度较本征样品大大降低, 说明离子注入损伤了薄膜中的 Si-V 缺陷的结构, 使得能够发光的缺陷中心数量减少, 导致发光强度降低; 退火后, 薄膜的 Si-V 发光强度增强. 随退火温度上升, 薄膜的发光强度有增强的趋势; 当退火温度达到 1150 °C 时薄膜的发光强度达到最大值, 远大于本征金刚石薄膜样品. 说明氧离子注入并在较高温度的退火可以提高薄膜的 Si-V 发光性能. 从图 4 还可以看出 Si-V 发光峰的半峰宽大小在 7.8—8.4 nm 之间, 与 Vlasov Lgor 等^[20] 在微晶和纳米金刚石薄膜中发

现的 Si-V 发光峰的半峰宽数据接近. 半峰宽随退火温度变化的趋势与发光强度的变化趋势基本一致, 即 Si-V 发光强度增强, 半峰宽变大; 发光强度减弱, 半峰宽变小. Si-V 发光峰的半峰宽在 900 和 1150 °C 较小, 此时薄膜发光强度较大, 说明发光性能较好.

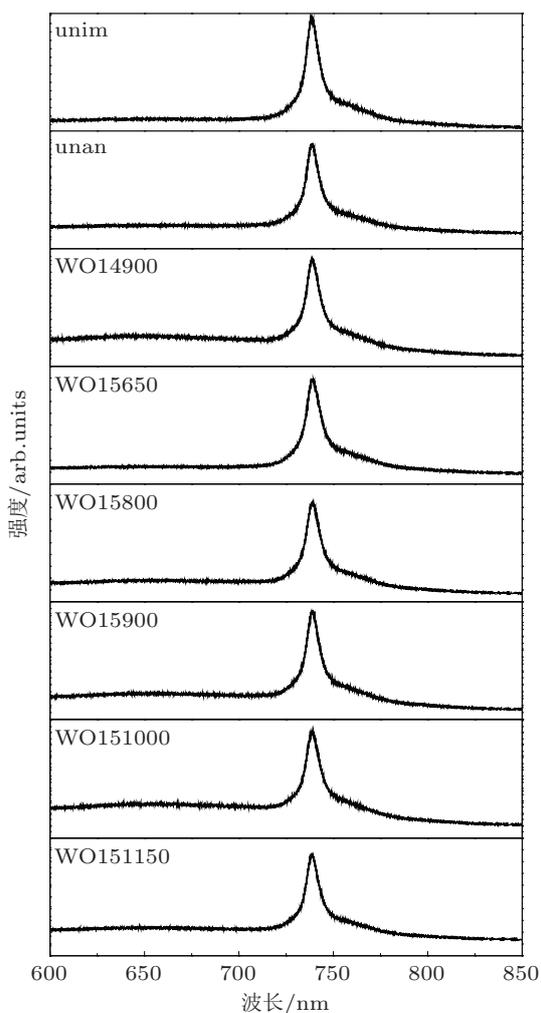


图3 不同样品的 PL 谱

从以上结果可知, 本征金刚石样品中 Si-V 的发光性能较弱, 霍尔效应测试结果表明本征样品的导电载流子浓度最低, 面电阻率最大; 氧离子注入剂量为 10^{15} cm^{-2} 并在 650 °C 退火样品 (WO15650) 的 Si-V 发光强度增大; 从图 2 可知 WO15650 样品的电阻率比本征样品还大; 当退火温度增加到 800 °C 时, 薄膜的 Si-V 发光强度增强, 面电阻率也较大; 退火温度增加到 900 °C 时, 薄膜的 Si-V 发光强度变弱, 面电阻率降低; 退火温度增加到 1000 °C 时, 薄膜的 Si-V 发光强度增大, 面电阻率大幅度提

高; 当退火温度进一步增加到 1150 °C 时, 薄膜的 Si-V 发光强度进一步增大, 面电阻率也随之变大. 对比分析薄膜的 Si-V 发光强度和面电阻率关系, 可知氧离子注入后, 薄膜中 Si-V 发光强度增强时, 面电阻率也提高, 说明发光中心数量的增多会降低薄膜的电导率, 与理论计算得到的 Si-V 发光中心补偿金刚石电导的结果一致 [8,9].

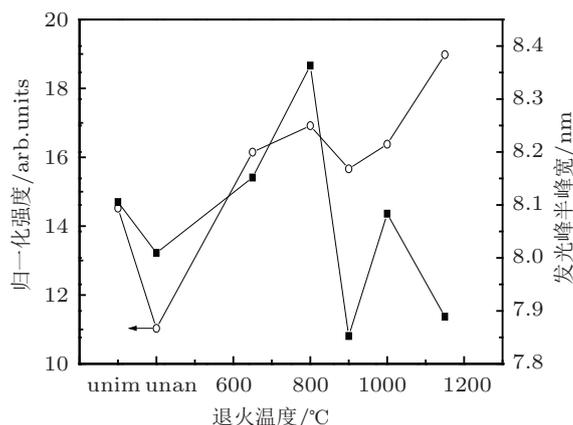


图4 PL 谱图中 Si-V 发光峰的归一化强度和半峰宽

氧离子注入剂量为 10^{14} cm^{-2} , 900 °C 退火后的样品 (WO14900) 的归一化 Si-V 发光强度为 13.38, 半峰宽为 7.99 nm. 同一退火温度下, 随离子注入剂量增大到 10^{15} cm^{-2} , 薄膜归一化后 Si-V 的发光强度增大为 15.66, 半峰宽为 7.85 nm, 说明氧离子剂量增大有利于提高薄膜的发光性能. 随离子注入剂量的增大, 样品的面电阻率变大, 载流子浓度也变大. 说明氧离子注入剂量由 10^{14} cm^{-2} 增大到 10^{15} cm^{-2} 后, 薄膜中 Si-V 的发光性能增强而电学性能变差.

为了进一步理解不同条件下样品的电学和光学性能差异的内在原因, 我们测试了各样品的可见光 Raman 光谱. 图 5 为采用 OriginPro8.1 软件对微晶金刚石薄膜在 514 nm 激发波长的 Raman 光谱进行 Gaussian 拟合的结果图. 从图 5 可知该 Raman 光谱包括二个部分: 1332 cm^{-1} 峰相应于金刚石的 sp^3 键峰 (T_{2g} mode), 证明薄膜中存在金刚石相. $1550\text{--}1580 \text{ cm}^{-1}$ 峰为薄膜中与非晶石墨相关的 G 峰 [21]. 分析上述 Raman 光谱信息, 可以获得不同退火温度对氧离子注入微晶金刚石薄膜微结构的影响. 通过 Raman 谱图中金刚石峰的拟合峰面积, 可求出薄膜中金刚石相的含量 C_{Dia} [22].

从图 5 得到不同退火温度下的金刚石峰的半

峰宽和薄膜中的金刚石含量,如图6所示.从图6可以看出, 10^{15} cm^{-2} 氧离子注入未退火样品与本征金刚石样品相比,金刚石含量和金刚石峰的半峰宽值变化不大; 650°C 退火后,薄膜中金刚石相含量和金刚石峰的半峰宽明显减小,此时薄膜的 Si-V 发光强度明显增加,面电阻率较高,说明这一温度退火不利于金刚石晶格结构的恢复. WO15 在 800°C 及以上温度退火后的 4 个样品的金刚石含量均比本征金刚石薄膜大,金刚石半峰宽均比本征样品小,说明较高温度退火后样品中的金刚石相含量较本征金刚石薄膜更高,晶型更完整.当退火温度为 800°C 时,薄膜中金刚石相的含量和半峰宽

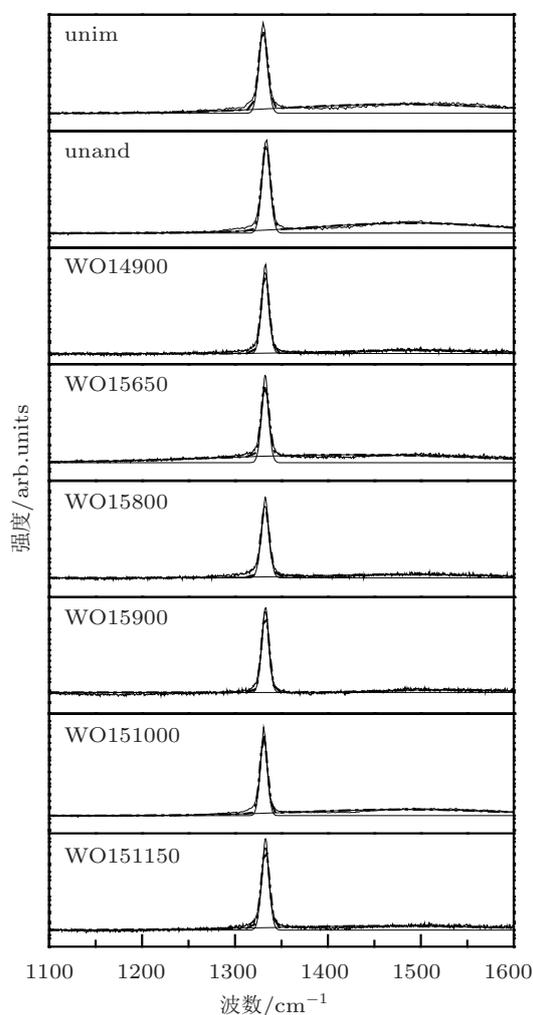


图5 微晶金刚石薄膜的可见光 Raman 光谱

明显增大,此时薄膜的 Si-V 发光强度增大,面电阻率较本征样品明显降低.理论和实验研究表明,当退火温度达到 $973\text{--}2000 \text{ K}$ 时,空位会运动到金刚石的表面 [23,24]. Mainwood [25] 的计算和预测结果认为,当衬底温度为 $1073\text{--}1373 \text{ K}$ 时,空位可以扩散.

空位扩散有利于形成更多的 Si-V 缺陷中心,使得薄膜的 Si-V 发光中心的数量增多.因此其 Si-V 发光强度增强,此时薄膜的面电阻率较本征金刚石薄膜样品小.随退火温度上升到 900°C ,薄膜中金刚石相含量继续增大,而金刚石峰的半峰宽明显降低,此时薄膜的 Si-V 发光强度有所降低,说明薄膜中 Si-V 发光中心数量减少,也说明金刚石相的晶型更完整缺陷数量较少时,薄膜的 Si-V 发光强度下降;此时薄膜的面电阻率急剧下降,薄膜的导电性能提高,预示 Si-V 发光中心不利于导电,也说明金刚石相含量高和晶型更完整有利于提高薄膜的电学性能.当退火温度上升到 1000°C 时,薄膜中金刚石相含量下降,即薄膜中非金刚石相含量增多,此时薄膜的 Si-V 发光强度略微增大,面电阻率较 900°C 退火样品急剧增大. 1000°C 退火后,空位在金刚石中运动,可能产生更多的 Si-V 缺陷,导致发光强度变大,而这些缺陷不利于导电,因此薄膜的面电阻率变大,电学性能变差.说明薄膜中缺陷增多,有利于增大 Si-V 发光强度,但是不利于电导.当退火温度进一步增加到 1150°C 时,金刚石相含量有所增加,金刚石峰的半峰宽也随之增大,此时薄膜中 Si-V 发光强度增大为最大值,面电阻率也增大. 1150°C 退火后,空位运动可能产生更多的缺陷或者产生双空位等更为复杂的缺陷,使得金刚石的晶型变差,金刚石的半峰宽增大,缺陷数量的进一步增多导致薄膜中 Si-V 发光强度变大,进而导致薄膜的面电阻率变大.

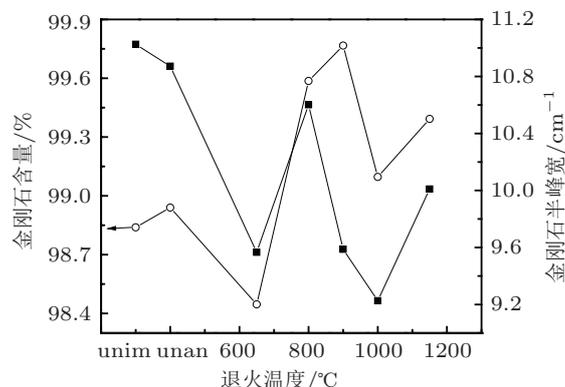


图6 不同条件下微晶金刚石薄膜中的金刚石含量和金刚石峰的半峰宽

对比 WO14900 与 WO15900 样品, WO14900 样品的金刚石相含量为 99.7%, 金刚石峰半峰宽为 9.9 cm^{-1} . 随氧离子注入剂量从 10^{14} cm^{-2} 增大为

10^{15} cm^{-2} 时, 金刚石含量增大到 99.8%, 金刚石峰的半峰宽为 9.6 cm^{-1} , 说明金刚石含量增加晶型变得更完整, 薄膜中的缺陷含量减少. 因此由缺陷增多引起的 Si-V 发光强度应该有减弱的趋势. 然而从 PL 谱的数据看, 此时薄膜的归一化发光强度由 13.38 增大为 15.66, 并且面电阻率增大. 说明氧离子本身对发光也有增强作用. 硅中可以发现相似的情况: 在单晶硅中掺入氧和铟, 氧-铟成键形成的共掺杂效应, 大大提高了铟的发光强度 [26]. 说明更高剂量的氧离子注入会提高薄膜的发光性能, 氧增强 Si-V 发光强度的相关机理还需要做进一步的研究.

通过分析薄膜发光强度和电学性能的关系, 我们认为微晶金刚石薄膜中的 Si-V 缺陷不利于薄膜的电导, 氧离子注入并在较高温度退火后有利于提高薄膜中 Si-V 的发光强度. 从金刚石结构结合发光强度及电学性能分析, 薄膜中缺陷数量的增多会增强其中 Si-V 中心的发光强度和降低薄膜的导电性能. 以上研究结果未见国内外文献报道, 对于理解氧离子注入微晶金刚石薄膜的电学性能有较重要

的意义; 氧离子注入增强微晶金刚石薄膜中的 Si-V 发光性能的实验结果对于微晶金刚石薄膜在单光子源方面的应用有较重要的意义.

4 结论

本文研究了不同氧离子注入剂量及退火温度对含有 Si-V 发光中心的微晶金刚石薄膜的微结构、电学性能和 Si-V 发光性能的影响. 结果表明, 氧离子注入及较高温度的真空退火处理有利于提高薄膜的 Si-V 发光性能; 不同温度退火时, 氧离子注入薄膜的 Si-V 发光强度较强时, 薄膜的面电阻率增加, 说明 Si-V 发光中心不利于提高薄膜的导电性能. Hall 效应测试结果表明退火后薄膜的面电阻率降低, 说明适宜的退火温度能提高薄膜的电学性能. 当氧离子注入剂量从 10^{14} cm^{-2} 增加到 10^{15} cm^{-2} 时, 薄膜中的 Si-V 发光强度增强, 面电阻率增大. Raman 光谱测试结果表明, 薄膜中缺陷数量的增多会增强其中 Si-V 中心的发光强度.

- [1] Liu J M, Shi W M, Su Q F, Wang L J, Xia Y B 2006 *Acta Phys. Sin.* **5** 2518 (in Chinese) [刘建敏, 史伟民, 苏青峰, 王林军, 夏义本 2006 物理学报 **55** 2518]
- [2] Chen G C H, Fan R Y, Lv F X, Ou-Yang X P, Tang W Z H, Wang L, Wang W, Zhang Z H B 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 2170 (in Chinese) [陈广超, 范如玉, 吕反修, 欧阳晓平, 唐伟忠, 王兰, 王伟, 张忠兵 2006 物理学报 **55** 2170]
- [3] Prins J F 2000 *Diamond Relat. Mater.* **9** 1275
- [4] Prins J F 1982 *Appl. Phys. Lett.* **41** 950
- [5] Hu X J, Ye J S, Liu H J 2011 *J. Appl. Phys.* **109** 053524
- [6] Hu X J, Ye J S, Zheng G Q, Cao H Z, Tan H C 2006 *Chin. Phys.* **15** 2170
- [7] Hu X J, Li R B, Shen H S, Dai Y B, He X C 2004 *Carbon* **42** 1501
- [8] Edmonds A M, Newton M E, Martineau P M, Twitchen D J, William S D 2008 *Phys. Rev. B* **77** 245205
- [9] Neu E, Steinmetz D, Riedrich Moeller J, Gsell S, Fischer M, Schreck M, Becher C 2011 *New J. Phys.* **13** 025012
- [10] Turukhin A V, Liu C H, Gorokhovskiy A A, Alfano R R, Phillips W 1996 *Phys. Rev. B* **54** 16448
- [11] Feng T, Schwartz B D 1993 *J. Appl. Phys.* **73** 1415
- [12] Vlasov I I, Barnard A S, Ralchenko V G, Lebedev O I, Kanzyuba M V, Saveliev A V, Konov V I, Goovaerts E 2009 *Adv. Mater.* **21** 808
- [13] Basov A A, Rahn M, Pars M, Vlasov I I, Sildos I, Bolshakov A P, Golubev V, Ralchenko V G 2009 *Phys. Status Solidia.* **206** 2009-11
- [14] Liu C Y, Liu C 2003 *Acta Phys. Sin.* **52** 1479 (in Chinese) [刘存业, 刘畅 2003 物理学报 **51** 1479]
- [15] Prins J F 2000 *Appl. Phys. Lett.* **76** 2095
- [16] Prins J F 2003 *Nucl. Instrum. Meth. A* **514** 69
- [17] Prins J F 1998 *Diamond Film Technol* **8** 181
- [18] Zhang H X, Jiang Y B, Meng Q B, Fei Y J, Zhu P R, Lin Z D, Feng K A 1999 *Appl. Surf. Sci.* **150** 43
- [19] Goss J P, Jones R, Breuer S J, Briddon P R, Oberg S 1996 *Phys. Rev. Lett.* **77** 3041
- [20] Vlasov Lgor I, Barnard Amanda S, Ralchenko Victor G, Lebedev Oleg I, Kanzyuba Mikhail V, Saveliev Alexey V, Konov Vitaly I, Etienne Goovaerts 2009 *Adv. Mater.* **21** 808
- [21] Ferrari A C, Robertson J 2000 *Phys. Rev. B* **61** 14095
- [22] Sails S R, Gardiner D J, Bowden M, Savage J, Rodway D 1996 *Diam Relat Mater.* **5** 589
- [23] Hu X J, Dai Y B, He X C, Shen H S, Li R B 2002 *Acta Phys. Sin.* **51** 1388 (in Chinese) [胡晓君, 戴永斌, 何贤昶, 沈何生, 李荣斌 2002 物理学报 **51** 1388]
- [24] Davies G, Lawson S C, Collins A T, Mainwood A, Sharp S J 1992 *Phys. Rev. B* **46** 13137
- [25] Mainwood A 1999 *Phys. Stat. Sol.* **172** 25
- [26] Favennec P N, Lharidon H, Moutonnet D, Salvi M, Gauneau M 1990 *J. Appl. Phys.* **29** 524

Microstructural and photoelectrical properties of oxygen-ion-implanted microcrystalline diamond films*

Wang Feng-Hao Hu Xiao-Jun[†]

(College of Chemical Engineering and Material Science, Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310014, China)

(Received 16 February 2013; revised manuscript received 29 March 2013)

Abstract

The influences of oxygen ion dose and annealing temperature on the microstructural and photoelectrical properties of microcrystalline diamond films with Si-V luminescence centers were systematically investigated. Results show that high temperature annealing prefers to increase the Si-V luminescence intensity in oxygen-ion-implanted microcrystalline diamond films. With oxygen ion dose increasing from 10^{14} to 10^{15} cm^{-2} , the Si-V luminescence intensity of the films enhances. Hall effects measurement show that the resistivity of the films becomes lower after annealing. At different annealing temperatures, the oxygen-ion-implanted microcrystalline diamond films with stronger Si-V luminescence intensity exhibit larger resistivity, indicating that the Si-V luminescence centers are not favorable to the enhancement of the conductivity of films. Results of Raman spectroscopy show that the increase of defects in films will enhance Si-V luminescence intensity and decrease the conductivity of the films.

Keywords: diamond films, oxygen ion implantation, electrical properties, Si-V defects

PACS: 81.05.ug, 81.15.Jj, 73.61.-r

DOI: 10.7498/aps.62.158101

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 50972129, 50602039, 51211120188), and the Qianjiang Talent Project of Zhejiang Province of China (Grant No. 2010R10026).

[†] Corresponding author. E-mail: huxj@zjut.edu.cn