

# 初始晶硅多层薄膜光电响应及载流子输运特性

于威\*, 朱海荣, 赵一, 孙宇凯, 卢海江, 傅广生

河北大学物理科学与技术学院, 保定 071002

\* 联系人, E-mail: yuwei@hbu.edu.cn

2011-09-26 收稿, 2012-02-17 接受

国家自然科学基金(60878040, 60940020)资助

**摘要** 采用等离子体化学气相沉积技术, 通过交替改变  $H_2$  流量, 制备了多层结构的氢化初始晶硅薄膜, 利用拉曼(Raman)散射、傅里叶变换红外(FTIR)透射光谱和光电流谱等技术研究了薄膜的微观结构和光电响应特性. 微观结构分析揭示, 薄膜呈现为由纳米晶硅和非晶硅两相组成的初始晶硅结构, 薄膜光学带隙随晶化度提高逐渐降低. 光电流谱的结果显示, 纳米晶硅晶粒对薄膜内部光生载流子的空间分离可有效降低其非辐射复合几率, 导致薄膜光电响应峰值随晶化度的提高向短波方向移动, 然而纳米晶硅晶粒界面缺陷对载流子的空间限制使薄膜长波谱段的光电响应显著降低. 外加偏压下, 观察到 350~1000 nm 范围的光电响应, 表明外加偏压可促进光生载流子的有效收集. 分析表明, 纳米晶硅晶粒内部电子-空穴对的空间分离及界面载流子激发的共同作用, 导致薄膜光电响应及外量子效率大幅增加和峰位的红移. 实验结果为初始晶硅高效太阳能电池的载流子输运控制提供了基础数据.

## 关键词

初始晶硅  
光电响应  
载流子传输  
晶化度

非晶硅太阳能电池因其成本低、重量轻、转换效率较高和低温沉积<sup>[1]</sup>等优势, 已经成为产业化硅基薄膜太阳能电池的主要结构之一. 然而, 受材料本征光致衰减特征的限制, 光电转换的不稳定性使该结构电池的实际应用受到极大影响<sup>[2]</sup>. 处于非晶与微晶过渡区的初始晶硅(pc-Si:H)具有低衰退和快速稳定等特点<sup>[3]</sup>, 近年来在太阳能电池中的潜在应用已备受关注. 研究发现<sup>[4,5]</sup>, 由于 pc-Si:H 内部存在纳米晶硅晶粒, 光照下所对应的载流子空间分离效应可有效抑制薄膜中的缺陷产生, 电池转换效率可迅速趋于稳定, 并在长时间光照下不发生衰退. 同时, 由于纳米晶硅晶粒可使 pc-Si:H 光学带隙相对非晶硅显著增加<sup>[4,6]</sup>, 采用 pc-Si:H 作为叠层电池的顶层材料可扩展太阳光谱的利用范围. 因此, pc-Si:H 薄膜的结构控制及光电特性研究对高效硅基光伏器件设计具有重要意义.

对 pc-Si:H 薄膜微观结构和光电特性的分析是

近年来该材料研究的重要方向, 结果显示, pc-Si:H 薄膜作为非晶硅到微晶硅过渡形式, 其微观结构由镶嵌有少量纳米晶硅晶粒的氢化非晶硅组成. 在一定条件下, 氢稀释比的增加可促使非晶硅中纳米晶硅晶粒的形成, 诱导薄膜结构从无序到有序的转变<sup>[7]</sup>. 由于纳米晶硅晶粒与非晶硅带隙及带结构不同, 二者之间有几个原子层厚的晶界存在<sup>[8]</sup>, 在纳米晶相与非晶相之间将形成晶界势垒. 作为由纳米晶相、晶粒边界及非晶相组成的复合材料, pc-Si:H 薄膜的载流子传输机制较复杂. 纳米晶硅晶粒相对缺陷较高的载流子捕获截面导致非晶成分中非辐射复合几率的减小<sup>[1]</sup>, 这将有利于光电响应的提高, 且有助于材料光致衰退的抑制. 但是, 纳米晶硅晶粒的边界区域及相应缺陷浓度将随薄膜晶化度的提高显著增加<sup>[9]</sup>, 纳米晶硅晶粒本身的载流子复合作用和缺陷对载流子的捕获都将显著影响薄膜的光电响应特性. 因此, 为充分开发 pc-Si:H 薄膜在太阳能电池中的应用, 需要合理控制

**引用格式:** 于威, 朱海荣, 赵一, 等. 初始晶硅多层薄膜光电响应及载流子输运特性. 科学通报, 2013, 57: 385-391

**英文版见:** Yu W, Zhu H R, Zhao Y, et al. Photoresponse and carrier transport of protocrystalline silicon multilayer films. Chin Sci Bull, 2012, 57: 2624-2630, doi: 10.1007/s11434-012-5190-3

薄膜结构,同时,对薄膜的光生载流子输运机制进行深入研究.

本工作采用等离子体化学气相沉积技术,通过交替改变氢稀释比制备了不同晶化度的多层结构 pc-Si:H 薄膜.在薄膜制备中,通过增加氢稀释比在非晶层表面实现纳米晶硅的制备.一方面非晶硅层为纳米晶硅的生长限定了相同初始环境,可显著提高纳米硅晶粒尺寸及结构的均匀性;另一方面,交替的非晶硅层-纳米晶硅层结构也有利于薄膜中载流子输运过程的控制.利用拉曼(Raman)散射光谱、傅里叶变换红外(FTIR)透射谱等技术对薄膜微观结构与键合特性进行分析,在此基础上,制备了玻璃/ZnO:Al/pc-Si:H 多层/Al 肖特基二极管结构,通过对比分析不同晶化度薄膜样品光电响应的实验结果,重点研究了纳米硅晶粒对载流子收集作用的贡献及载流子传输特性的影响.

### 1 实验

采用等离子体化学气相沉积技术制备 pc-Si:H 薄膜.以 SiH<sub>4</sub> 和 H<sub>2</sub> 为反应气体,射频频率 240 W,衬底温度 250 °C.实验中 SiH<sub>4</sub> 流量固定为 0.6 sccm (standard-state cubic centimeters per minute),H<sub>2</sub> 流量从 27 sccm(非晶硅层)到 60 sccm 交替改变.薄膜沉积过程中,非晶硅层的生长时间固定为 2 min(厚度为 10 nm),纳米晶硅层的生长时间分别控制为 2, 3, 4 和 5 min,以调整薄膜的微结构,所制备样品分别称为 M1, M2, M3 和 M4,通过调整纳米晶硅的层数将所有样品厚度控制在 300 nm 左右.通过蒸发 Al 电极制备了玻璃/ZnO:Al/pc-Si:H 多层/Al 肖特基二极管,器件结构如图 1 所示.为了对实验结果进行比较分析,采

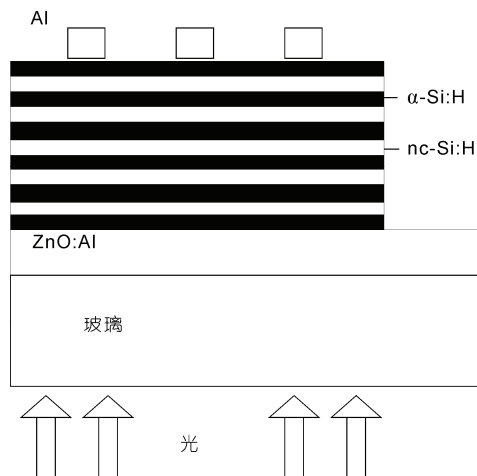


图 1 多层薄膜样品结构示意图

用单层非晶硅薄膜制备了相同结构器件作为参考样品.采用 JYT64000 型显微 Raman 光谱仪分析了玻璃衬底上样品的 Raman 光谱,激发光源为氩离子激光 (532 nm),功率小于 1 mW;采用 Bio-Rad 60V 型傅里叶变换红外透射光谱仪测量了 Si 衬底上所沉积薄膜的 FTIR 光谱,通过对特征红外吸收谱的拟合分析薄膜的组成和键合结构;利用 Solar Cell Scan 100 系统对肖特基二极管结构样品进行光电响应及量子效率测试.

### 2 结果与分析

#### 2.1 Raman 分析

图 2(a)给出了多层 pc-Si:H 薄膜和单层 a-Si:H 薄膜的 Raman 散射谱,扫描范围 400~550 cm<sup>-1</sup>.相对于非晶硅薄膜,多层薄膜在 515 cm<sup>-1</sup> 处开始出现弱的 Raman 散射峰,且峰强随着纳米晶硅层生长时间的

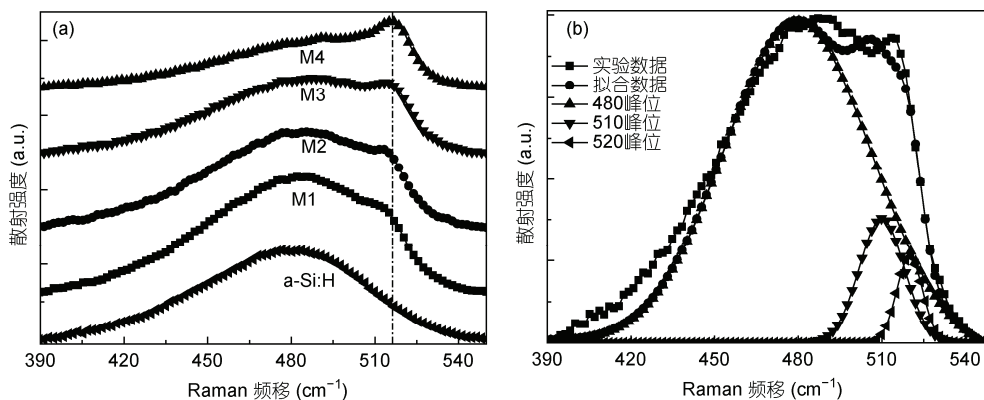


图 2 (a) 多层薄膜 M1, M2, M3 和 M4 及单层 a-Si:H 薄膜的拉曼散射谱; (b) 多层薄膜 M3 的拉曼拟合谱

增加而增加. 这些细微的结构变化, 表明样品内部蕴含着比较小的纳米晶硅颗粒, 与以前报道<sup>[10-12]</sup>的初始晶硅薄膜相比, 本文制备的多层薄膜具有较高含量的晶态成分.

为确定所制备多层 pc-Si:H 薄膜的晶化程度及纳米硅晶粒的尺寸, 将薄膜 Raman 散射谱的 TO 振动模通过 3 个高斯峰进行拟合, 如图 2(b) 所示. 薄膜的 TO 振动模可分别拟合为峰位在  $520\text{ cm}^{-1}$  附近的晶态散射  $I_c$ , 峰位在  $510\text{ cm}^{-1}$  附近的纳米小晶粒散射成分  $I_m$ , 以及  $480\text{ cm}^{-1}$  附近的非晶硅 Raman 散射  $I_a$ <sup>[13]</sup>, 采用式(1)给出样品的晶化度( $X_c$ ):

$$X_c = (I_c + I_m)/(I_c + I_m + I_a), \quad (1)$$

式中,  $I_c$ ,  $I_m$  和  $I_a$  分别为峰位在  $520$ ,  $510$  和  $480\text{ cm}^{-1}$  处的积分强度. 通过 TO 振动模的峰位移动, 由式(2)给出纳米硅晶粒的尺寸:

$$\Delta\omega(D) = -A(a/D)^\gamma, \quad (2)$$

其中  $\Delta\omega(D)$  是直径为  $D$  的纳米硅晶粒的 Raman 散射频移,  $a$  为 Si 的晶格常数 ( $0.543\text{ nm}$ ),  $A(47.41\text{ cm}^{-1})$  和  $\gamma(1.44)$  是描述纳米球中声子限制的拟合参数<sup>[14]</sup>. 表 1 给出了所制备薄膜的 Raman 散射峰位和由式(1)和(2)所计算的晶化度、晶粒大小等参数. 可以看出, 薄膜的晶化度和纳米硅晶粒尺寸都随纳米晶硅层生

长时间的增加而单调增大. 当纳米晶硅层生长时间从  $2\text{ min}$  增加到  $4\text{ min}$  时, 多层薄膜的晶化度由  $5\%$  提高到  $13\%$ , 当生长时间增加到  $5\text{ min}$  时, 薄膜的晶化度达到了  $39\%$ , 此时的薄膜已为纳米晶硅薄膜. 因此, 可以认为, 纳米晶硅层生长时间为  $2, 3, 4\text{ min}$  时所制备的多层薄膜为较高晶化度的多层 pc-Si:H 薄膜.

## 2.2 薄膜键合特性

采用 FTIR 谱对多层 pc-Si:H 薄膜的键合结构进行了分析. 如图 3(a) 所示, 多层 pc-Si:H 薄膜的 FTIR 谱主要包含以下 3 个振动吸收区:  $630\text{ cm}^{-1}$  左右 Si-H 键的摇摆振动模式区、 $880\text{ cm}^{-1}$  附近 Si-H 键的弯曲振动模式区和  $2000\text{ cm}^{-1}$  附近 Si-H 键的伸缩振动模式区<sup>[15,16]</sup>. 随着纳米晶硅层生长时间的增加, 多层 pc-Si:H 薄膜在  $2100\text{ cm}^{-1}$  附近出现肩峰且强度逐渐增加. 为理解薄膜的结构特性, 将  $1900\sim 2200\text{ cm}^{-1}$  范围所对应的红外吸收谱分解为  $2000$  和  $2080\text{ cm}^{-1}$  两个高斯吸收峰(图 3(b)内插图), 其中前者为 Si-H 键振动吸收, 后者源于双氢键 (Si-H<sub>2</sub>) 基团或晶粒边界区的 Si-H 键团簇伸缩振动吸收<sup>[1]</sup>. 对所有样品进行拟合并计算积分强度比, 结果示于图 3(b). 结果显示,

表 1 由 Raman 分析得出的样品参数

样品	nc-Si 层沉积时间(min)	$X_c(\%)$	晶粒尺寸(nm)	Raman 峰( $\text{cm}^{-1}$ )
a-Si:H	0	0	0	480
M1	2	5	2.9	511.8
M2	3	8	3.0	512.5
M3	4	13	3.2	513.5
M4	5	39	4.2	516.5

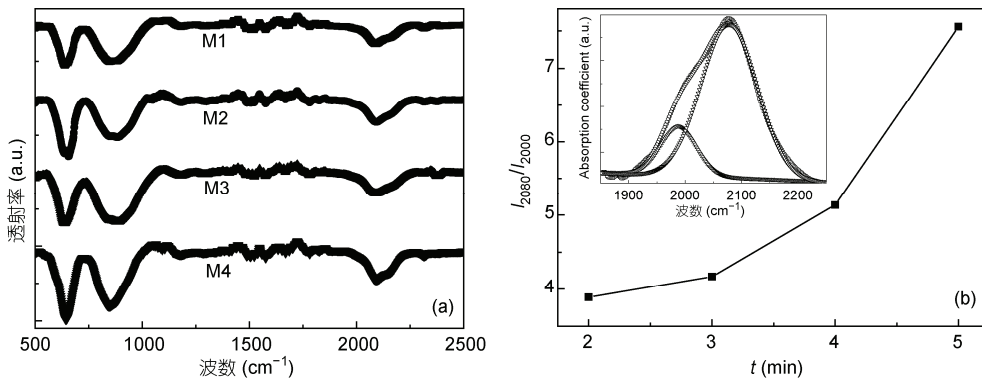


图 3 (a) 多层薄膜 M1, M2, M3 和 M4 的 FTIR 透射谱; (b) 多层薄膜峰位  $2100\text{ cm}^{-1}$  处拟合积分强度比 (b)内插图图为多层薄膜 M3 的拟合谱

随着纳米晶硅层生长时间的增加, 2080  $\text{cm}^{-1}$  吸收峰相对 2000  $\text{cm}^{-1}$  吸收峰的积分强度比显著增加. 因此, 2080  $\text{cm}^{-1}$  吸收峰可归为纳米硅晶粒边界的 Si-H 团簇吸收. 代表薄膜有序度的 880  $\text{cm}^{-1}$  附近 Si-H 振动峰强度的增加以及 630  $\text{cm}^{-1}$  峰位的移动和强度的增加, 也支持这一结论(图 3(a)). 表明纳米硅晶粒边界的 Si-H 团簇密度随薄膜晶化度提高而显著增加. 结合薄膜的 Raman 分析可知, 随着纳米晶硅层生长时间的增加, 纳米硅晶粒密度和粒径逐渐增加, 具有终止纳米硅表面作用的 Si-H 键团簇密度也随之增加.

### 2.3 光电响应特性

为了研究 pc-Si:H 薄膜的载流子传输特性, 采用紫外可见吸收光谱对所制备 pc-Si:H 薄膜的光学带隙进行分析, 并对玻璃/ZnO:Al/pc-Si:H 多层/Al 肖特基结二极管器件进行了光电响应测试. 图 4 给出了多层 pc-Si:H 薄膜和单层 a-Si:H 的光学带隙  $E_g$  及无序度因子  $B$ . 由图 4 可以看出, 随着非晶硅中纳米硅晶粒的出现, pc-Si:H 薄膜的光学带隙显著增加, 这与 pc-Si:H 中纳米晶硅出现引起的微观结构无序程度变化紧密相关. 伴随着纳米硅晶粒的出现和生长, 薄膜的整体无序度必然减小. 另外, 随着纳米晶硅层生长时间的增加, 标志薄膜整体结构无序程度的  $B$  因子呈现增加的趋势. 以上结果可作如下解释, 由于微观结构无序度的减小, 薄膜能带的带尾分布随之变窄, 导致光学带隙相对非晶硅增大. 然而, 随着纳米晶硅层生长时间的增加, 薄膜中平均纳米硅晶粒尺寸单调增加, 且非晶硅所占比例在减小, 因此, 纳米硅较小的量子限制效应导致薄膜的光学带隙减小.

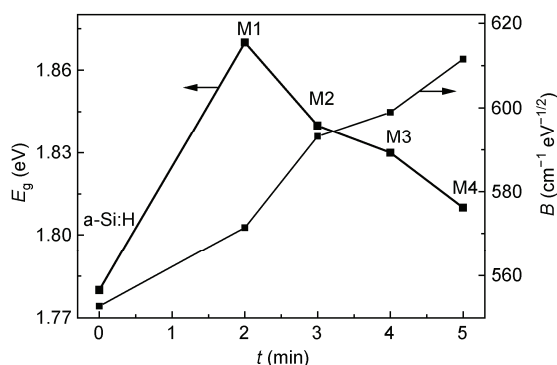


图 4 多层薄膜 M1, M2, M3 和 M4 及单层 a-Si:H 薄膜的带隙  $E_g$  及无序度因子  $B$

图 5(a)和(b)为对应薄膜光电器件的光电响应及量子效率曲线. 由于多层 pc-Si:H 薄膜相对非晶硅具有较高的光学带隙, 其光电器件的光谱响应范围必然向短波方向移动. 从图 5(a)中可以看出, M1 样品肖特基结器件表现出较大的光电响应, 而且, 相对于非晶硅样品, 光谱响应的峰位蓝移. 该结果与薄膜中纳米硅晶粒的存在紧密相关. 由上面的微观结构分析结果可知, 多层薄膜是由许多孤立的纳米硅晶粒和非晶硅所组成, 由于非晶硅层具有高的光学吸收强度和宽的光学带隙<sup>[4]</sup>, 并考虑非晶硅占有较高比例, 可以认为, 多层薄膜中短波区光子的吸收主要发生在非晶硅区域. 考虑到纳米硅晶粒间的平均距离为非晶硅层厚度(10 nm)与纳米晶硅孕育层厚度(几纳米)之和, 其值远小于非晶硅中载流子的双极扩散长度( $>100 \text{ nm}$ )<sup>[4]</sup>, 所以, 非晶硅层所产生的光生载流子很容易扩散到纳米硅层界面. 扩散机制控制的载流子寿命反比于捕获半径, 由于纳米硅晶粒的载流子捕获半径(与晶粒尺寸相当)远大于非晶硅中的悬键缺陷的捕获半径(约为几埃)<sup>[17]</sup>, 它们较易捕获界面的光生载流子而减少非辐射复合几率, 使其实现快速的空间分离. 同时, 非晶边界易于聚集载流子导致非晶硅的能带在纳米硅界面处呈现下弯趋势<sup>[8]</sup>, 该效应也将促进光生载流子的扩散与捕获. 因此, 纳米硅晶粒的存在, 可促使光生载流子发生快速空间分离而被有效收集, 空间复合几率减小, 短波区 pc-Si:H 能够获得较大的光电响应. 然而, 从图 5(a)还可看出, 相对非晶硅样品, M1 长波处的光电响应呈现减小趋势, 该结果反映了纳米硅晶粒边界对载流子传输的阻碍作用. 由于纳米硅相对非晶硅具有较小的带隙, 长波区光子所激发的载流子将被限制在纳米硅晶粒内部以及其界面缺陷处, 导致光生载流子的辐射复合几率增加和光电响应信号的减小. 该结果可由图 5(b)中样品的外量子效率曲线清楚的给出, 可以看出, 相对于非晶硅样品, M1 在短波谱段具有更高的外量子效率, 而在长波谱段, 该样品的外量子效率显著降低.

对比不同晶化度的 pc-Si:H 薄膜, 样品 M1, M2, M3 整体的光电响应信号及外量子效率都依次减弱. 该结果揭示了 pc-Si:H 中纳米硅晶粒表面缺陷对载流子的捕获作用. 根据前面的拉曼及红外特性分析可知, 随着纳米晶硅层生长时间的增加, 多层薄膜的晶化度及晶粒尺寸都在依次增加. 由于孤立的纳米



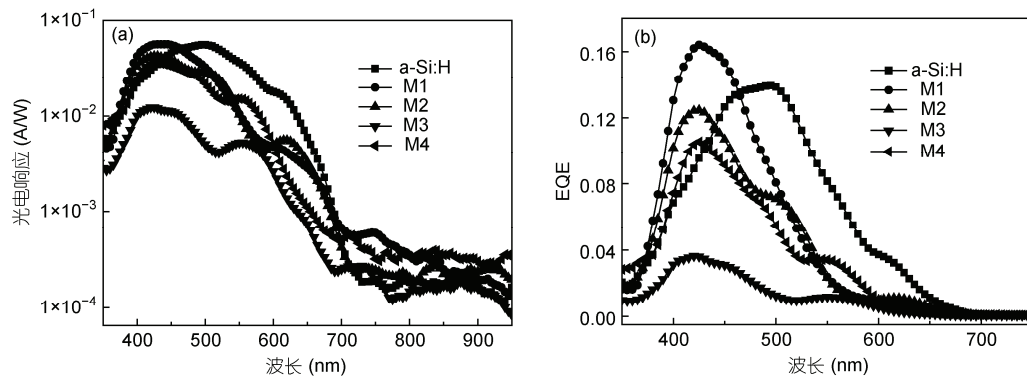


图5 (a) 多层薄膜 M1, M2, M3, M4 及单层 a-Si:H 薄膜的光电响应谱; (b) 多层薄膜 M1, M2, M3, M4 及单层 a-Si:H 的外量子效率

硅晶粒可视为捕获载流子的辐射复合中心<sup>[5]</sup>, 这会增加载流子的复合几率, 致使光电响应和量子效率的减小; 而且晶粒密度的增加也会相应增大晶粒边界的缺陷比例<sup>[9]</sup>, 而界面缺陷是非辐射复合的中心, 也会造成光电响应及量子效率的降低. 另一方面, 随着纳米晶硅层生长时间的增加, 多层薄膜中非晶硅层厚度相对变小, 减小的非晶硅吸收比例也会对 pc-Si:H 薄膜的整体光电响应产生一定影响. 然而, 对纳米晶硅层生长时间为 5 min 的样品 M4, 由图中可以看出, 相对 M3 其光电响应信号及外量子效率呈现增加的趋势且峰值微向长波方向移动. 由拉曼谱分析得知, 此时多层薄膜晶化度高达 39%, 已经成为纳米晶硅薄膜, 在此情形下, 光生载流子的输运可通过晶粒与晶粒之间的隧穿实现. 因此, 纳米硅晶粒界面势垒对载流子输运的阻碍效应减弱, 界面缺陷的复合几率将降低, 使得薄膜光电响应信号增大.

## 2.4 偏压光电响应分析

以上外量子效率分析结果显示, 多层 pc-Si:H 薄膜中光生载流子的收集有限. 根据三相模型<sup>[1,4]</sup>, 初始晶硅薄膜可看作由纳米级晶粒以及具有一定尺度的晶粒间界和非晶硅组合而成. 纳米硅与非晶硅带隙及带结构不同, 结果界面区形成异质结, 低带隙纳米晶硅可视为势阱层, 高带隙的非晶硅为势垒层. 由于量子阱区对载流子的限制作用, 载流子将在量子阱区聚集, 同时, 纳米硅与非晶硅的界面缺陷会造成载流子的捕获. 外加偏压下, 增加的电场使得量子阱的倾斜增加, 载流子的限制和捕获作用将会显著减小, 这将有利于载流子的传输与提取. 不同外加偏压下样品 M3 的光电响应及外量子效率测试结果示于

图 6. 从图中可以看出, 偏压下光生载流子收集明显提高, 表明光生载流子的复合与捕获已显著降低. 从图 6(a)中可以看出, 偏压下长波谱段器件的光电响应信号迅速增强, 尤其是在 650~800 nm 波长范围内, 其光电响应增强达两个数量级. 为分析其中的载流子传输机制, 图 6(a)内插图给出了不同偏压下光电响应增益  $G = (I_v - I_0)/I_0$  随波长的变化(其中  $I_v, I_0$  分别为不同外加偏压下及零偏压下的光电响应值), 从图中可观察到 700, 770 及 515 nm 三个明显的增益峰值. 从图 4 中的能带分析可知, 样品 M3 的光学带隙为 1.83 eV, 考虑到纳米晶硅带隙小于初始晶硅薄膜, 700 nm 增益峰值反映了纳米硅晶粒对薄膜内光生载流子收集及空间分离几率的增加. 在初始晶硅中, 纳米晶硅所收集的载流子及自身形成的电子-空穴对在晶粒内呈现为激子态<sup>[18]</sup>, 外加电场可促使这些束缚激子分离成为自由的载流子而被有效传输(如图 6(b)内插图中的 1 过程). 770 nm 增益峰可归为晶粒边界缺陷相关的光电响应信号增强. 纳米硅晶粒与非晶硅界面处在其导带下方 0.28 eV 处的缺陷能级已多有报道<sup>[19]</sup>. 在小于带隙能量的光子激发下, 纳米硅晶粒的价带电子激发到缺陷态而形成捕获载流子, 外加偏压下, 受限载流子易于通过隧穿激发到导带而贡献于载流子传输, 导致薄膜光电响应的增强(如图 6(b)内插图中的 2 过程). 除 700 及 770 nm 增益峰外, 515 nm 附近也出现了一个较弱的增益峰值, 该峰出现表明, 外加偏压对于高于带隙的光生载流子传输增强也有一定贡献, 而其相对 700 及 770 nm 较低的增益值表明高于带隙的光生载流子已被有效收集. 以上分析说明, 外加电场下薄膜的光电响应增强可以理解成纳米硅晶粒内部电子-空穴对的空间分离和

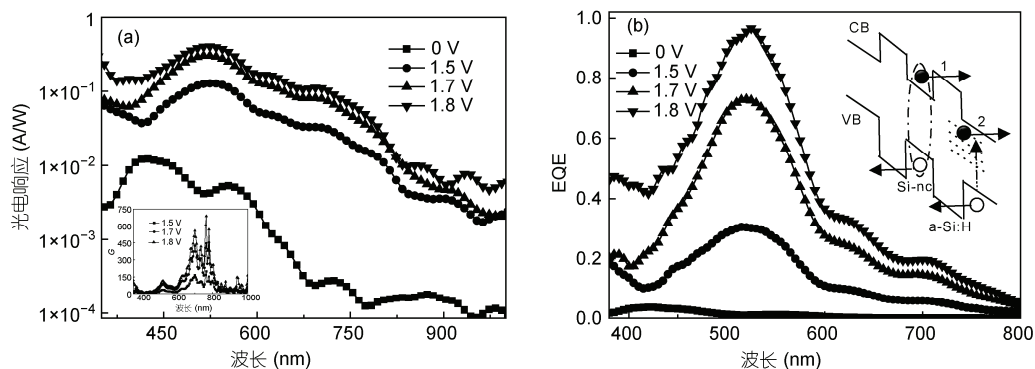


图6 (a) 多层薄膜 M3 在不同外加偏压下的光电响应谱; (b) 多层薄膜 M3 在不同外加偏压下的外量子效率  
(a)内插图为不同外加偏压下的光电响应增益谱; (b)内插图为偏压下的载流子传输过程示意图

界面电荷激发的共同作用。

纳米硅晶粒表面缺陷对初始晶硅的光电转换过程具有重要作用。由于纳米硅界面缺陷辅助光吸收,外加偏压下小于纳米硅晶粒带隙范围的光电响应信号显著增加,从图 6(b)可以看出, M3 器件具有较高外量子效率的光谱范围已扩展到 800 nm。因此,对实际初始晶硅电池,通过纳米硅晶粒表面缺陷态密度分布调整可以获得特定光谱范围的光电转换效率提高。另一方面,纳米粒子表面的缺陷能级对短波长光激发下薄膜内载流子传输也有显著影响。首先,由于界面缺陷对非晶硅和纳米晶硅层中光生载流子的捕获效应导致薄膜光电响应信号的降低,因此,在偏压作用下,捕获载流子的激发将贡献于光电响应信号的增强(如图 6(a)所示);其次,由于捕获载流子在薄膜内部产生与外偏压方向相反的内建电场,因此,捕获载流子的激发将会提高多层结构的能级倾斜,进而加速载流子的迁移效应。由图 6(b)可以看出,随着外加电场的增加, M3 器件外量子效率中心峰位发生红移。因此,通过适当偏压对缺陷态能级载流子捕获过程进行合理控制,可实现初始晶硅电池短波长光生载流子的有效收集。

### 3 结论

采用等离子体化学气相沉积技术制备了多层结构 pc-Si:H 薄膜,通过控制其纳米晶硅层的生长时间,实现了薄膜的微观结构和能级特征的调整。Raman 散射光谱、傅立叶变换红外透射光谱分析得出,所制备的 pc-Si:H 多层薄膜由纳米硅晶粒和非晶硅边界两相结构组成,并对多层薄膜样品在零偏压和加偏压条件下的光电响应测试结果进行了分析。结果表明,由于初始晶硅薄膜中的纳米硅晶粒比非晶硅界面具有更大的捕获截面,其对光生载流子的快速捕获和空间分离,使得光生载流子的非辐射复合几率减小,导致短波处光子产生的载流子收集效率较高;然而由于界面势垒对长波区光生载流子的限制作用,薄膜光电响应信号变小。外加偏压有助于光生载流子的空间分离,受限于纳米硅晶粒以及界面缺陷处的载流子能够有效传输,使得初始晶硅薄膜的光电响应信号及外量子效率大幅增加,且中心峰位发生红移。总之,本文对 pc-Si:H 薄膜中光电响应及载流子的传输特性进行了研究,纳米硅晶粒的引入是改善非晶硅太阳能电池光伏性能的有效途径,该结果对制备新型高效太阳电池具有一定的参考价值。

### 参考文献

- 1 Lim K S, Kwak J H, Kwon S W, et al. Highly and rapidly stabilized protocrystalline silicon multilayer solar cells. Mater Res Soc Symp Proc, 2005, 862: A11.2.1–A11.2.12
- 2 Staebler D L, Wronski C R. Reversible conductivity changes in discharge-produced amorphous Si. Appl Phys Lett, 1997, 31: 292–294
- 3 Kwon S W, Kwak J, Myong S Y, et al. Characterization of the protocrystalline silicon multilayer. J Non-Crystal Solids, 2006, 352: 1134–1137

- 4 Myong S Y, Kwon S W, Kondo M, et al. Development of a rapidly stabilized protocrystalline silicon multilayer solar cell. *Semicond Sci Technol*, 2006, 21: L11–L15
- 5 Myong S Y, Kwon S W, Lim K S, et al. Inclusion of nanosized silicon grains in hydrogenated protocrystalline silicon multilayers and its relation to stability. *Appl Phys Lett*, 2006, 88: 083118
- 6 Yoon J H, Lee C H. Stability of undoped hydrogenated amorphous silicon multilayer film grown with alternating substrate temperature. *Appl Phys Lett*, 1996, 69: 1250–1252
- 7 Zhang R, Chen X Y, Zhang K, et al. Photocurrent response of hydrogenated nanocrystalline silicon thin films. *J Appl Phys*, 2006, 100: 104310
- 8 Gao X Y, Zhao J T, Liu Y F, et al. Characterized microstructure and electrical properties of hydrogenated nanocrystalline silicon films by Raman and electrical conductivity spectra. *Acta Phys Polon A*, 2009, 115: 738–741
- 9 Han D X, Wang K D, Owens J M, et al. Hydrogen structures and the optoelectronic properties in transition films from amorphous to microcrystalline silicon prepared by hot-wire chemical vapor deposition. *J Appl Phys*, 2003, 93: 3776–3783
- 10 Ahn J Y, Jun K H, Lim K S, et al. Stable protocrystalline silicon and unstable microcrystalline silicon at the onset of a microcrystalline regime. *Appl Phys Lett*, 2003, 82: 1718–1720
- 11 Zhang S B, Liao X B, Xu Y Y, et al. Microstructure of the silicon film prepared near the phase transition regime from amorphous to nanocrystalline. *Mat Res Soc Symp Proc*, 2003, 737: F8.11.1–F8.11.7
- 12 Wu X L, Tong S, Liu X N, et al. X-ray diffraction study of alternating nanocrystalline silicon/amorphous silicon multilayers. *Appl Phys Lett*, 1997, 70: 838–840
- 13 Gracin D, Sancho-Paramon J, Juraic K, et al. Analysis of amorphous-nano-crystalline multilayer structures by optical, photo-deflection and photo-current spectroscopy. *Micron*, 2009, 40: 56–60
- 14 Viera G, Huet S, Boufendi L. Crystal size and temperature measurements in nanostructured silicon using Raman spectroscopy. *J Appl Phys*, 2001, 90: 4175–4183
- 15 Jun K H, Ouwens J D, Schropp R E I. Low degradation and fast annealing effects of amorphous silicon multilayer processed through alternate hydrogen dilution. *J Appl Phys*, 2000, 88: 4881–4888
- 16 Han D X, Wang K D, Owens J M, et al. Hydrogen structures and the optoelectronic properties in transition films from amorphous to microcrystalline silicon prepared by hot-wire chemical vapor deposition. *J Appl Phys*, 2003, 93: 3776–3783
- 17 Kamei T, Stradins P, Matsuda A. Effects of embedded crystallites in amorphous silicon on light-induced defect creation. *Appl Phys Lett*, 1999, 74: 1707–1709
- 18 Zhang R, Chen X Y, Lu J J, et al. Photocurrent of hydrogenated nanocrystalline silicon thin film/crystalline silicon heterostructure. *J Appl Phys*, 2007, 102: 123708
- 19 He Y L, Hu G Y, Yu M B, et al. Conduction mechanism of hydrogenated nanocrystalline silicon films. *Phys Rev B*, 1999, 59: 15352–15357