

## 微晶硅锗太阳能电池本征层纵向结构的优化\*

曹宇 张建军<sup>†</sup> 李天微 黄振华 马峻 倪攀 耿新华 赵颖

(南开大学光电子薄膜器件与技术研究所, 光电信息技术科学教育部重点实验室, 光电子薄膜器件与技术天津市重点实验室, 天津 300071)

(2012年6月2日收到; 2012年9月4日收到修改稿)

采用射频等离子体增强化学气相沉积技术, 研究了辉光功率对微晶硅锗材料结构特性和光电特性的影响, 提出使用功率梯度的方法制备微晶硅锗薄膜太阳能电池本征层. 优化后的微晶硅锗本征层不仅保持了晶化率纵向分布的均匀性, 而且形成了沿生长方向由宽到窄的渐变带隙分布, 使电池的填充因子和短路电流密度都得到了提高. 采用此方法制备的非晶硅/微晶硅锗双结叠层电池转换效率达到了 9.54%.

**关键词:** 微晶硅锗, 辉光功率, 带隙调节, 太阳能电池

**PACS:** 61.43.Dq, 88.40.jj, 88.40.jp

**DOI:** 10.7498/aps.62.036102

## 1 引言

硅基薄膜太阳能电池因其低成本和弱光响应好等特点, 近年来得到了广泛的应用和发展<sup>[1-7]</sup>. 开发研究多结叠层电池技术是进一步提高硅基薄膜太阳能电池转换效率和稳定性的重要途径. 美国联合太阳能公司 (United Solar) 研究的 nc-Si:H/a-SiGe:H/nc-Si:H 三结叠层太阳能电池结构, 获得了硅基薄膜太阳能电池迄今为止最高的 16.3% 的初始效率<sup>[1]</sup>. 目前为止, 硅基薄膜叠层太阳能电池主要使用微晶硅作为底电池的吸收层材料<sup>[3,4]</sup>. 但是, 微晶硅材料的吸收系数低, 一般需要很厚的本征层厚度 (大于 2  $\mu\text{m}$ ) 才能达到各结子电池电流的匹配. 然而过厚的本征层不仅会减弱电池的内建电场, 影响电池的性能, 还会导致器件的制备时间过长, 不利于工业化生产<sup>[8]</sup>.

与微晶硅薄膜相比, 微晶硅锗薄膜具有较高的吸收系数和较窄的光学带隙, 被认为是叠层电池中底电池本征层的理想材料<sup>[9]</sup>. 通过改变薄膜中的 Ge 组分, 可以使微晶硅锗材料的光学带隙在 0.67—1.1 eV 范围内连续可调; 并且微晶硅锗材料吸收系数高, 使微晶硅锗薄膜太阳能电池在本征层厚

度较薄的情况下, 就可以实现较高的光谱响应. 因此得到了许多研究机构和公司的关注<sup>[10-14]</sup>. 日本的 AIST 研究小组<sup>[14-16]</sup> 采用甚高频等离子体增强化学气相沉积的方法制备的微晶硅锗单结太阳能电池, 在本征层的 Ge 组分为 20%, 厚度为 1  $\mu\text{m}$  的情况下, 就获得了比厚度为 2  $\mu\text{m}$  的微晶硅电池还要高的短路电流密度. 但由于 Ge 的掺入具有抑制晶化的作用<sup>[9]</sup>, 常规方法制备的微晶硅锗本征层具有较厚的非晶孵化层, 并且晶化率沿纵向分布的不均匀性较大. 另外, 微晶硅锗太阳能电池一般采用掺杂的微晶硅材料作为电池的 P 层和 N 层, 而微晶硅掺杂层与微晶硅锗本征层在界面处会产生带隙的不匹配, 使界面处缺陷态密度增多, 从而影响光生载流子的输运. 因此, 改善微晶硅锗材料晶化率纵向分布的均匀性和降低界面缺陷态密度是提高微晶硅锗太阳能电池性能的关键.

本文在研究分析等离子辉光功率对微晶硅锗材料结构特性和光电特性影响的基础上, 提出采用功率梯度的方法<sup>[17]</sup> 来优化微晶硅锗电池本征层的纵向结构. 通过拉曼光谱和二次离子质谱 (SIMS) 的测试发现, 优化后的本征层纵向结构既保持了晶化率分布的均匀性, 又具有渐变带隙的结构, 使单结微晶硅锗太阳能电池的性能得到了有效的改善,

\* 国家重点基础研究发展计划 (批准号: 2011CBA00705, 2011CBA00706, 2011CBA00707)、天津市应用基础及前沿技术研究计划 (批准号: 12JCQNJC01000) 和中央高校基本科研业务费专项资金资助的课题.

<sup>†</sup> 通讯作者. E-mail: jjzhang@nankai.cn

并获得了高效率的非晶硅/微晶硅锗双结叠层太阳能电池.

## 2 实验

微晶硅锗材料和电池的制备均在线列式七室连续射频等离子体增强化学气相沉积 (RF-PECVD) 系统中进行. 本征微晶硅锗材料所采用的反应源气体为硅烷 ( $\text{SiH}_4$ )、锗烷 ( $\text{GeH}_4$ ) 和氢气 ( $\text{H}_2$ ). 具体沉积参数如下: 本底真空优于  $3 \times 10^{-4}$  Pa, 压力为 400 Pa, 衬底温度保持在  $200^\circ\text{C}$ , 硅锗浓度  $(\text{S}+\text{G})\text{C} = ([\text{SiH}_4] + [\text{GeH}_4])/([\text{SiH}_4] + [\text{GeH}_4] + [\text{H}_2]) = 1.5\%$ , 锗烷浓度  $\text{GC} = [\text{GeH}_4]/([\text{SiH}_4] + [\text{GeH}_4]) = 4\%$ , 功率变化范围为 30—120 W. 微晶硅锗材料的 Ge 组分由 PANALYTICAL 公司生产的 Magix PW2403 全自动 X 射线荧光光谱仪 (XRF) 测量. 材料的光、暗电导率测量采用共面 Al 电极法, 使用 KEITHLEY 617 万用表测试光、暗电流, 其中光电导率在  $25^\circ\text{C}$ , AM1.5,  $100 \text{ mW}/\text{cm}^2$  条件下测量. 采用 Jobin Yvon 公司的型号为 LabRam HR800 的拉曼光谱仪对样品进行拉曼谱测试, 激发波长为 488 nm, 测量深度约为 50 nm. 采用 CAMECA 公司制造的 IMS-4F 型二次离子质谱仪, 一次离子源使用  $\text{O}^+$ , 对制备在硅片上的微晶硅锗电池进行 SIMS 测试.

微晶硅锗单结太阳能电池结构为: glass/ZnO/p- $\mu\text{c-Si:H}/\text{i-}\mu\text{c-SiGe:H}/\text{n-a-Si:H}/\text{Al}$ , 其中前电极采用经湿法腐蚀的 ZnO 衬底; 非晶硅/微晶硅锗双结叠层太阳能电池的结构为: glass/ $\text{SnO}_2:\text{F}/\text{p-a-SiC:H}/\text{i-a-Si:H}/\text{n-}\mu\text{c-Si:H}/\text{p-}\mu\text{c-Si:H}/\text{i-}\mu\text{c-SiGe:H}/\text{n-a-Si:H}/\text{ZnO}/\text{Ag}$ , 其中前电极采用  $\text{SnO}_2:\text{F}$  透明导电玻璃 (Asahi U-type). 太阳能电池的  $J$ - $V$  特性在  $25^\circ\text{C}$ , AM1.5,  $100 \text{ mW}/\text{cm}^2$  条件下测量.

## 3 结果与讨论

### 3.1 辉光功率对微晶硅锗材料特性的影响

在 PECVD 沉积工艺中, 辉光功率是影响材料特性的重要参数之一<sup>[18]</sup>. 其变化将直接影响  $\text{SiH}_4$  和  $\text{GeH}_4$  这两种反应气体在等离子体中的分解. 为了研究辉光功率对微晶硅锗材料特性的影响, 我们将辉光功率从 30 W 逐渐增加到 120 W, 制备了一系列微晶硅锗材料.

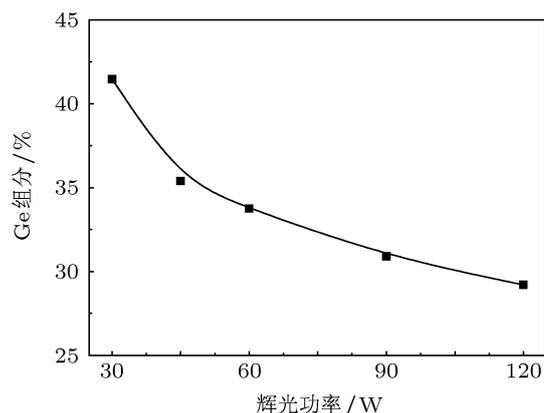


图 1 微晶硅锗材料的 Ge 组分随辉光功率的变化

对上述样品进行 XRF 测试, 获得了不同辉光功率下制备的微晶硅锗材料的 Ge 组分, 结果如图 1 所示. 从图中可以看出, 随着功率的升高, 材料中的 Ge 组分逐渐降低. 由于反应气体中的  $\text{SiH}_4$  和  $\text{GeH}_4$  的浓度是保持不变的, 因此我们分析认为, 随辉光功率升高而引起的材料中 Ge 组分的变化, 主要是由于反应气体中的  $\text{SiH}_4$  和  $\text{GeH}_4$  的分解率发生变化造成的. 从两种反应气体的特性来看,  $\text{SiH}_3\text{-H}$  的键能为  $384.1 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ , 而  $\text{GeH}_3\text{-H}$  的键能只有  $348.9 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ <sup>[19]</sup>,  $\text{GeH}_4$  的分解能比  $\text{SiH}_4$  低. 当辉光功率为 30 W 时, 生长的微晶硅锗材料的 Ge 组分为 41.4%, 远大于反应气体中 4% 的锗烷浓度. 这说明反应气体中的  $\text{GeH}_4$  在较低的辉光功率下就已经充分分解, 而  $\text{SiH}_4$  有很大一部分未被分解. 所以功率的增加只会促进等离子体中未分解的  $\text{SiH}_4$  分解并参与成膜, 使融入薄膜中的 Si 增多, 相应地使材料中的 Ge 组分降低. 所以, 功率是调节微晶硅锗材料 Ge 组分的有效参数之一.

图 2 给出不同辉光功率下制备的微晶硅锗材料的拉曼图, 其中 Ge—Ge 键, Si—Ge 键和 Si—Si 键的横光学模式 (TO) 的振动峰分布在  $280, 400$  和  $500 \text{ cm}^{-1}$  附近<sup>[13]</sup>. 从图中可以看出, 随着功率的升高, Ge—Ge 键和 Si—Ge 键特征峰的峰值逐渐减弱, 说明材料中的 Ge 组分逐渐降低, 这与之前的 XRF 测试结果相符合. 同时随着功率的升高,  $480 \text{ cm}^{-1}$  处的非晶硅特性峰的峰值逐渐减弱, 说明材料的晶化率在逐渐增加. 这是由于功率的提高可以为反应前驱物在薄膜生长表面的迁移提供更多的能量, 使微晶硅锗材料的有序度提高, 晶化率得以增加.

图 3 给出微晶硅锗材料的光、暗电导率与光敏性随辉光功率变化的曲线. 随着辉光功率由 30 W 逐渐增加到 120 W, 材料的光电导率在

$4.3 \times 10^{-5} \text{ S/cm}$  和  $1.8 \times 10^{-4} \text{ S/cm}$  之间变化, 材料晶化率的增加使暗电导率由  $1.3 \times 10^{-8} \text{ S/cm}$  上升到了  $5 \times 10^{-7} \text{ S/cm}$ . 由于材料的暗电导率的升高, 使材料的光敏性随辉光功率的增加由  $1.1 \times 10^4$  下降到了  $3.7 \times 10^2$ . 从太阳能电池吸收层材料角度来看, 这个系列材料的光敏性均能满足制备太阳能电池器件级材料的要求.

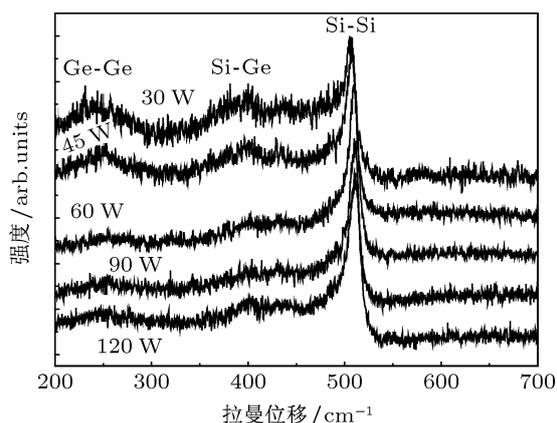


图2 不同辉光功率下微晶硅锗材料的拉曼图

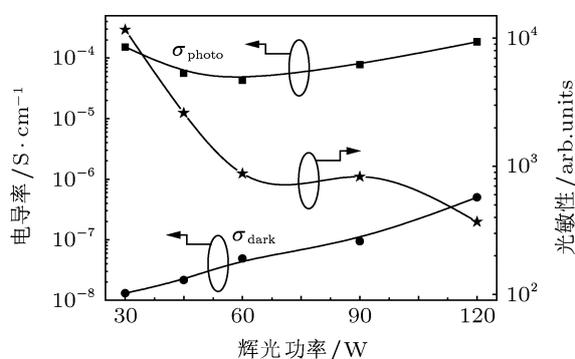


图3 微晶硅锗材料光、暗电导率与光敏性随辉光功率的变化

### 3.2 微晶硅锗太阳能电池本征层纵向结构的优化

在微晶硅太阳能电池的研究中, 通常使用梯度调整制备参数的方法<sup>[20,21]</sup>抑制非晶孵化层的产生, 使本征层沿纵向保持合适的晶化率. 这样不仅可以减少本征层的缺陷态密度, 还有利于光生载流子的输运, 从而使微晶硅电池的性能得到优化. 此外, 在二元合金薄膜太阳能电池的研究中, 以非晶硅锗太阳能电池为例, 常利用改变其本征层 Ge 组分的分布<sup>[22,23]</sup>来设计非晶硅锗本征层的带隙结构, 以

达到改善电池界面特性, 优化电池内建电场的作用.

通过上一节的分析, 在电学特性保持良好的情况下, 辉光功率可以同时调节微晶硅锗材料的晶化率和 Ge 组分这两个重要参数. 因此我们提出使用功率梯度的方法来优化微晶硅锗本征层, 辉光功率随本征层制备时间的变化如图 4 所示. 期望在本征层沉积的初始阶段采用高功率促使材料迅速晶化, 以减少非晶孵化层. 之后分阶段降低功率, 期望在生长末期采用低功率防止晶化率高引起的空洞等缺陷的增多, 以保持本征层晶化率纵向分布的均匀性. 与此同时, 功率的调制可以使薄膜中的 Ge 组分沿着生长方向逐渐增加, 从而使带隙逐渐减小, 在保证微晶硅锗窄带隙拓宽光谱吸收范围的同时, 使微晶硅锗本征层在 p/i 界面处的带隙最大, 减少与 p 型微晶硅层带隙失配的影响.

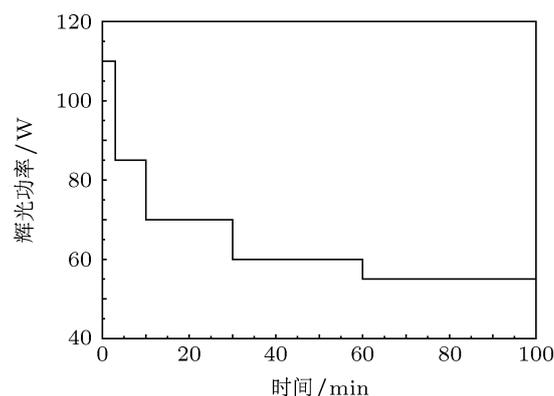


图4 微晶硅锗本征层沉积过程中辉光功率随时间的梯度变化

图 5 为使用功率恒定的方法 (辉光功率为 60 W) 和使用功率梯度的方法制备的不同厚度微晶硅锗材料的拉曼图, 为了保证材料的结构特性与电池本征层的特性相同, 我们将材料沉积在制备好的 glass/ZnO/p- $\mu\text{c-Si:H}$  衬底上. 材料的厚度是通过改变沉积时间控制的. 图 5(a) 为使用功率恒定的方法制备的不同厚度微晶硅锗材料的拉曼图. 从图中可以看出, 功率恒定法制备的微晶硅锗材料在成膜的初始阶段呈非晶态, 随着厚度的增加晶化率逐渐增加. 这说明功率恒定法生长的微晶硅锗材料存在较厚的非晶孵化层, 在纵向生长方向存在晶化率分布的不均匀性.

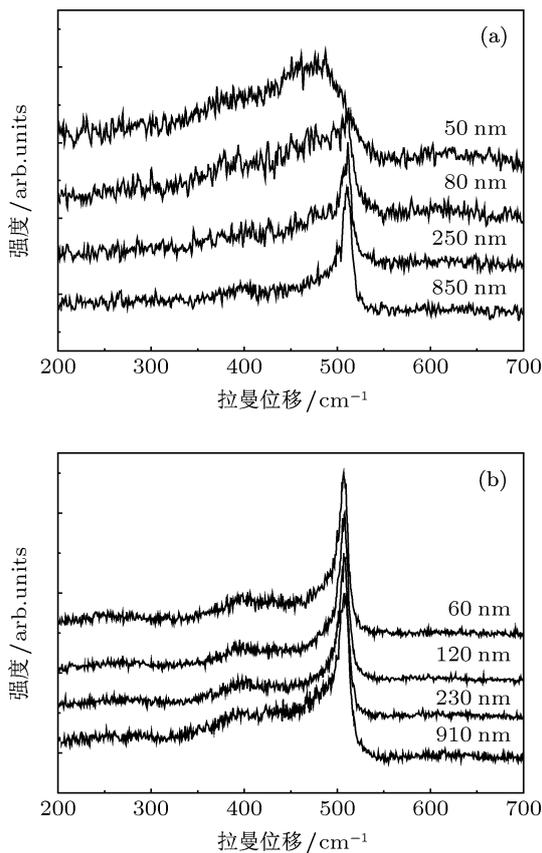


图5 不同厚度微晶硅锗材料的拉曼图 (a) 功率恒定的方法制备的材料; (b) 功率梯度的方法制备的材料

图 5(b) 为使用功率梯度的方法制备的不同厚度的微晶硅锗材料的拉曼图. 如图所示, 不同厚度材料的晶化率基本相同, 说明沉积初始阶段所使用的高功率抑制了非晶孵化层的产生. 随后逐渐降低功率, 使材料晶化率的纵向分布得到了良好的调控. 将功率梯度法制备的微晶硅锗本征层应用到了电池中, 对电池进行 SIMS 测试, 得到了 Si 元素和 Ge 元素离子产额的深度剖析图, 结果如图 6(a) 所示. 为了定量分析功率梯度法制备的微晶硅锗电池本征层 Ge 组分的深度分布, 我们假设材料中元素的浓度和其离子产额成正比例关系, 通过引入比例因子  $\alpha$  来计算硅锗材料中的 Ge 组分 [24]:

$$X_{Ge} = \frac{\alpha I_{Ge}}{I_{Si} + \alpha I_{Ge}}, \quad (1)$$

式中  $X_{Ge}$  为 Ge 组分,  $\alpha$  为比例因子,  $I_{Si}$  和  $I_{Ge}$  分别为 Si 元素和 Ge 元素的离子产额. 通过使用 XRF 测得的 60 W 功率下制备的微晶硅锗材料的 Ge 组分和深度在 0.4  $\mu\text{m}$  与 0.6  $\mu\text{m}$  之间 (对应功率为 60 W 制备本征层的阶段) Si 元素和 Ge 元素的平均离子产额作为参考值, 计算出  $\alpha$  为 0.618, 再根据 Si, Ge 元素离子产额的深度剖析数据, 计算出 Ge 组

分的深度分布, 结果如图 6(b) 所示. 从图 6(b) 中可以看出, 在本征层生长的初始阶段采用高功率, 使 Ge 组分最小, 一定程度上减少了 p/i 界面带隙的不匹配程度. 然后通过短时间内将功率由 110 W 降低到 70 W, 使 Ge 组分随着反应气体中  $\text{SiH}_4$  的分解率的降低而迅速升高. 之后将功率由 70 W 缓慢降低到 55 W, 本征层的 Ge 组分沿生长方向梯度缓慢增加. 在本征层沉积过程中, 随着功率的降低, 材料中的 Ge 组分逐渐增加, 晶化率保持不变, 所以使微晶硅锗本征层沿生长方向形成了由宽到窄的渐变带隙结构. 综合上述研究发现, 微晶硅锗本征层的纵向结构的优化结果与我们的预期是一致的.

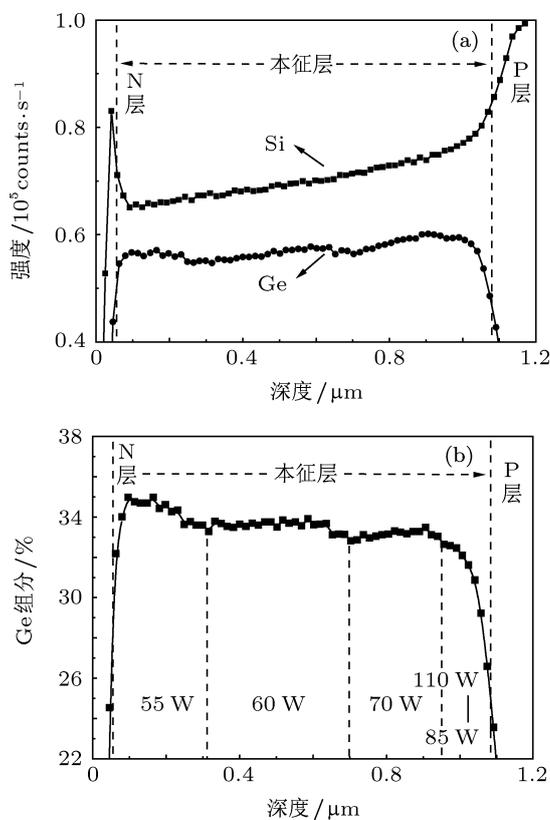


图6 功率梯度的方法制备的微晶硅锗电池 (a) Si 元素和 Ge 元素离子产额的深度剖析图; (b) Ge 组分的深度剖析图

我们进一步研究了微晶硅锗本征层纵向结构的优化对电池性能的影响. 图 7 为功率梯度的方法制备的微晶硅锗电池 (电池 A) 与功率恒定的方法制备的微晶硅锗电池 (电池 B) 的  $J$ - $V$  曲线和  $QE$  曲线. 电池的填充因子 (FF) 由 0.43 提高到 0.54, 我们分析认为是由于微晶硅锗电池本征层纵向结构的优化抑制了高电阻的非晶孵化层的产生, 同时也减小了 p/i 界面带隙不匹配带来的漏电的影响. 从电池的  $QE$  曲线看, 电池 A 的  $QE$  响应比电池 B 的

QE 响应在短波波段处和中波波段处均有所提高,短波波段响应的提高是由于 p/i 界面的改善使缺陷态密度减小,光生载流子复合减少;而中波波段响应的增强则是由于本征层质量的提高所致. 电池 A 的开路电压 ( $V_{oc}$ ) 比电池 B 有略微降低,这是由于电池 A 的本征层在初始阶段就已经晶化,其初始阶段的带隙要比具有非晶孵化层的电池 B 的带隙窄,从而导致了  $V_{oc}$  的下降. 综上,微晶硅锗本征层纵向结构的优化使电池的转换效率从 3% 提高到 3.9%.

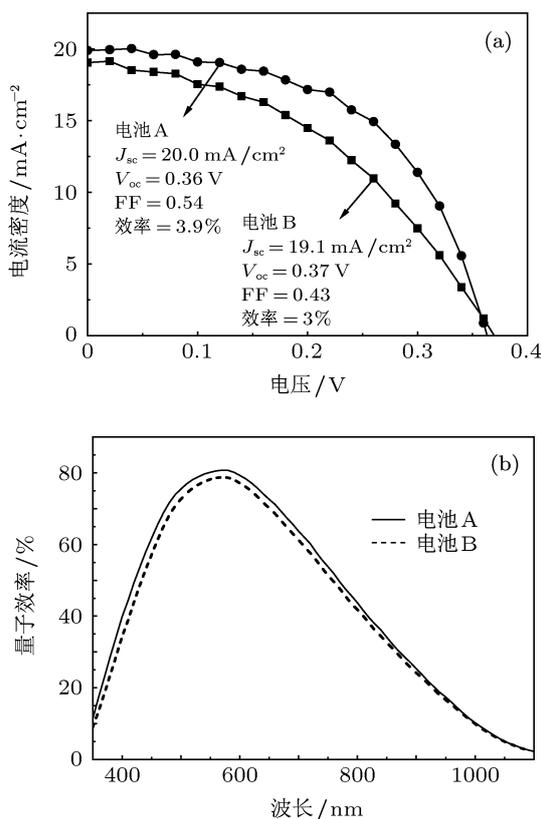


图7 功率梯度的方法和功率恒定的方法制备的微晶硅锗电池 (a)  $J$ - $V$  曲线; (b)  $QE$  曲线

最后,我们将优化后的微晶硅锗电池作为底电池应用到非晶硅/微晶硅锗叠层电池中,并采用 ZnO/Ag 背反射电极来进一步提高电池的陷光性能,使微晶硅锗底电池本征层仅  $1 \mu\text{m}$  厚就达到了顶、底子电池电流的匹配,叠层电池的转换效率达 9.54% ( $V_{oc} = 1.2 \text{ V}$ ,  $J_{sc} = 11.2 \text{ mA/cm}^2$ ,  $FF = 0.71$ ),其  $J$ - $V$  曲线和  $QE$  曲线如图 8 所示. 微晶硅锗底电池在本征层较薄的环境下,就得到了较大的底电池

电流 ( $11.2 \text{ mA/cm}^2$ ), 与传统的非晶硅/微晶硅叠层电池相比,有效的减薄了电池的厚度,显示出了微晶硅锗作为叠层电池底电池吸收层的优势.

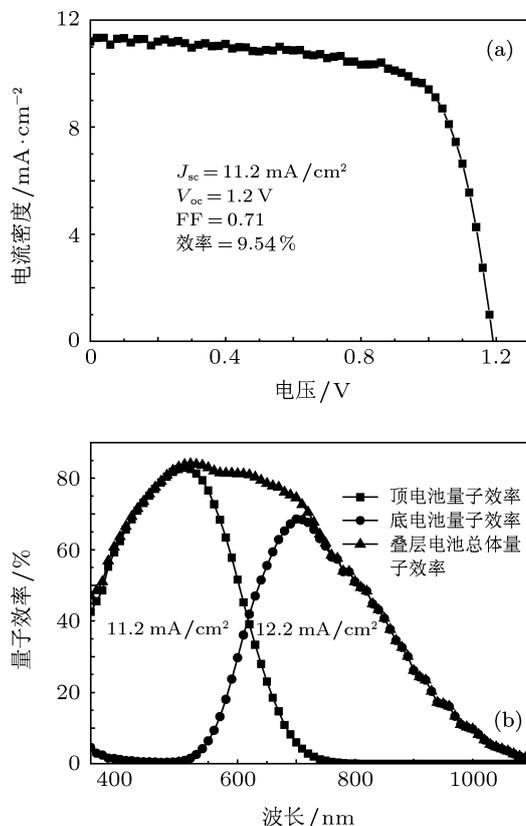


图8 非晶硅/微晶硅锗双结叠层电池 (a)  $J$ - $V$  曲线; (b)  $QE$  曲线

## 4 结论

鉴于辉光功率对微晶硅锗材料晶化率和 Ge 组分的调控作用,采用功率梯度的方法优化了微晶硅锗薄膜太阳能电池本征层的纵向结构. 一方面保证了微晶硅锗本征层晶化率分布的纵向均匀性,提高了本征层的质量;另一方面调控了本征层带隙的分布,优化了电池的界面特性. 优化后的电池  $FF$  和  $J_{sc}$  得到明显改善,转换效率比未优化的电池提高了 30%. 将优化好的电池应用到叠层电池底电池中,在微晶硅锗底电池厚度仅为  $1 \mu\text{m}$  的情况下,获得了初始效率为 9.54% 的非晶硅/微晶硅锗叠层太阳能电池.

- [1] Yan B, Yue G, Sivec L, Yang J, Guha S, Jiang C S 2011 *Appl. Phys. Lett.* **99** 113512
- [2] Zhang X D, Zheng X X, Wang G H, Xu S Z, Yue Q, Lin Q, Wei C C, Sun J, Zhang D K, Xiong S Z, Geng X H, Zhao Y 2010 *Acta Phys. Sin.* **59** 8231 (in Chinese) [张晓丹, 郑新霞, 王光红, 许盛之, 岳强, 林泉, 魏长春, 孙建, 张德坤, 熊绍珍, 耿新华, 赵颖 2010 物理学报 **59** 8231]
- [3] Zheng X X, Zhang X D, Yang S S, Wang G H, Xu S Z, Wei C C, Sun J, Geng X H, Xiong S Z, Zhao Y 2011 *Acta Phys. Sin.* **60** 068801 (in Chinese) [郑新霞, 张晓丹, 杨素素, 王光红, 许盛之, 魏长春, 孙建, 耿新华, 熊绍珍, 赵颖 2011 物理学报 **60** 068801]
- [4] Saito K, Sano M, Okabe S, Sugiyama S, Ogawa K 2005 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **86** 565
- [5] Hou G F, Xue J M, Yuan Y J, Zhang X D, Sun J, Chen X L, Geng X H, Zhao Y 2012 *Acta Phys. Sin.* **61** 058403 (in Chinese) [侯国付, 薛俊明, 袁育杰, 张晓丹, 孙建, 陈新亮, 耿新华, 赵颖 2012 物理学报 **61** 058403]
- [6] Li G J, Hou G F, Han X Y, Yuan Y J, Wei C C, Sun J, Zhao Y, Geng X H 2009 *Chin. Phys. B* **18** 1674
- [7] Deng X, Cao X, Ishikawa Y, Du W, Yang X, Das C, Vijn A 2006 *Conference Record of the 2006 IEEE 4th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion* Hawaii, U.S.A, May, 2006 p1461
- [8] Matsui T, Jia H, Fujiwara H, Kondo M 2008 *23rd European Photovoltaic Solar Energy Conference* Valencia, Spain, September, 2008 p2113
- [9] Ganguly G, Ikeda T, Nishimiya T, Saitoh K, Kondo M, Matsuda A 1996 *Appl. Phys. Lett.* **69** 4224
- [10] Zhang L P, Zhang J J, Zhang X, Shang Z R, Hu Z X, Zhang Y P, Geng X H, Zhao Y 2008 *Acta Phys. Sin.* **57** 7338 (in Chinese) [张丽平, 张建军, 张鑫, 尚泽仁, 胡增鑫, 张亚萍, 耿新华, 赵颖 2008 物理学报 **57** 7338]
- [11] Zhang L P, Zhang J J, Shang Z R, Hu Z X, Geng X H, Zhao Y 2008 *Chin. Phys. B* **17** 3448
- [12] Rath J K, Tichelaar F D, Schropp R E I 2002 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **74** 553
- [13] Isomura M, Nakahata K, Shima M, Taira S, Wakisaka K, Tanaka M, Kiyama S 2002 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **74** 519
- [14] Matsui T, Chang C W, Takada T, Isomura M, Fujiwara H, Kondo M 2009 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **93** 1100
- [15] Matsui T, Chang C W, Takada T, Isomura M, Fujiwara H, Kondo M 2008 *Appl. Phys. Express* **1** 031501
- [16] Matsui T, Jia H, Kondo M, Mizuno K, Tsuruga S, Sakai S, Takeuchi Y 2010 *2010 35th IEEE Photovoltaic Specialists Conference (PVSC)*, Hawaii, U.S.A, June, 2010 p000311
- [17] Cao Y, Zhang J J, Ni J, Wang X B, Huang Z H, Sun J, Geng X H, Zhao Y 2010 *the 11<sup>th</sup> China Solar PV Conference and Exhibition* Nanjing, China, November, 2010 p600 (in Chinese) [曹宇, 张建军, 倪华, 王先宝, 黄振华, 孙建, 耿新华, 赵颖 2010 第十一届中国太阳能光伏会议暨展会南京 2010 第 600 页]
- [18] Amanatides E, Stamou S, Mataras D 2001 *J. Appl. Phys.* **90** 5786
- [19] Luo Y 2005 *Comprehensive Handbook of Chemical Bond Energies* (Beijing: Science Press) p300 (in Chinese) [罗渝然 2005 化学键能数据手册 (北京: 科学出版社) 第 300 页]
- [20] Han X Y, Hou G F, Zhang X D, Wei C C, Li G J, Zhang J J, Chen X L, Zhang D K, Sun J, Zhao Y, Geng X H 2010 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **94** 254
- [21] Yan B, Yue G, Yang J, Guha S, Williamson D L, Han D, Jiang C S 2004 *Appl. Phys. Lett.* **85** 1955
- [22] Lundszen D, Finger F, Wagner H 2002 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **74** 365
- [23] Guha S, Yang J, Pawlikiewicz A, Glatfelter T, Ross R, Ovshinsky S R 1989 *Appl. Phys. Lett.* **54** 2330
- [24] Jiang Z X, Kim K, Lerma J, Corbett A, Sieloff D, Kottke M, Gregory R, Schauer S 2006 *Appl. Surf. Sci.* **252** 7262

# Optimization of the longitudinal structure of intrinsic layer in microcrystalline silicon germanium solar cell\*

Cao Yu Zhang Jian-Jun<sup>†</sup> Li Tian-Wei Huang Zhen-Hua Ma Jun  
Ni Jian Geng Xin-Hua Zhao Ying

(Institute of Photo-electronic Thin Film Devices and Technique of Nankai University, Key Laboratory of Photo-electronics Thin Film Devices and Technique of Tianjin, Key Laboratory of Opto-electronic Information Science and Technology of Ministry of Education, Tianjin 300071, China)

(Received 2 June 2012; revised manuscript received 4 September 2012)

## Abstract

Using radio-frequency plasma enhanced chemical vapor deposition, based on the influences of discharge power on structural and photoelectric properties of  $\mu\text{c-SiGe:H}$  thin films, RF power profiling technique is developed during the deposition of  $\mu\text{c-SiGe:H}$  intrinsic layer. The optimized  $\mu\text{c-SiGe:H}$  intrinsic layer not only maintains homogeneity of the crystalline volume fraction along the depth profile, but also forms a band gap profiling configuration from wide to narrow in the direction of growth. By this method, the fill factor and the short-circuit current density of  $\mu\text{c-SiGe:H}$  solar cell are significantly improved, and an efficiency of 9.54% for the a-Si:H/ $\mu\text{c-SiGe:H}$  tandem solar cell is achieved.

**Keywords:** microcrystalline silicon germanium, discharge power, band gap modulation, solar cell

**PACS:** 61.43.Dq, 88.40.jj, 88.40.jp

**DOI:** 10.7498/aps.62.036102

---

\* Project supported by the National Basic Research Program of China (Grant Nos. 2011CBA00705, 2011CBA00706, 2011CBA00707), the Natural Science Foundation of Tianjin, China (Grant No. 12JCQNJC01000), and the Fundamental Research Funds for the Central Universities, China.

<sup>†</sup> Corresponding author. E-mail: jjzhang@nankai.cn