

界面缺陷态密度与衬底电阻率取值对硅异质结 光伏电池性能的影响*

周 骏^{1)2)†} 邸明东²⁾ 孙铁国³⁾ 孙永堂²⁾ 汪 昊²⁾

1) (宁波大学光学与光电子技术研究所, 宁波 315211)

2) (江苏大学光信息科学与技术系, 镇江 212013)

3) (常州亿晶光电科技有限公司, 常州 213223)

(2010 年 2 月 25 收到, 2010 年 5 月 4 日收到修改稿)

在异质结前界面缺陷态密度 D_{it1} 和异质结背界面缺陷态密度 D_{it2} 均取不同值时, 对 p 型单晶硅 (c-Si(p)) 为衬底的硅异质结太阳能电池的衬底电阻率 ρ 与电池性能的关系进行了数值研究. 结果表明: 衬底电阻率的最优值 ρ_{op} 取决于前界面缺陷态密度 D_{it1} , 且 ρ_{op} 随着 D_{it1} 的增大而增大; 当 $\rho > \rho_{op}$ 时, 背界面缺陷态密度 D_{it2} 对衬底电阻率的取值范围具有较大影响, D_{it2} 越大衬底电阻率的取值范围越小.

关键词: 硅异质结太阳能电池, 衬底电阻率, c-Si(p)/a-Si:H 界面缺陷

PACC: 7340L, 8630J, 6185

1. 引 言

对于以 p 型单晶硅为衬底的硅异质结 (SHJ) 太阳能电池, 异质结界面特性对电池性能有显著的影响^[1, 2]. 如衬底电阻率可变时异质结界面态对太阳能电池性能的作用与衬底 p 型单晶硅 (c-Si(p)) 层耗尽区 (SCR) 厚度的变化有关^[3]. 然而, 在异质结界面态与太阳能电池性能的关系中, 对 c-Si(p) 衬底电阻率的作用目前研究还不够深入. 长期以来都是将 $\rho = 1.0 \Omega\text{cm}$ 作为衬底电阻率的最优值, 而将 $\rho = 1.0\text{--}25.0 \Omega\text{cm}$ 视为可用的衬底电阻率^[4, 5]. 最近, 文献[6]研究了前异质结界面缺陷态密度取不同值时衬底电阻率与电池性能的关系, 指出衬底电阻率最优值 ρ_{op} 的取值将随着前界面缺陷态密度 D_{it1} 的降低而减小, 改变了人们一直以来认为 $\rho = 1.0 \Omega\text{cm}$ 为衬底最佳电阻率的看法. 但是, 文献[6]设计的电池结构有一些缺点, 如采用的铝背面场要在高于 800°C 的温度下制备, 这对 SHJ 太阳能电池的能量转换效率的提高有一定的限制. 此外, 文献[6]对衬底电阻率与背异质结界面缺陷态密度的关系和对

电池性能的影响没有加以研究. 实际上, 氢化非晶硅 (a-Si:H) 和氢化微晶硅 ($\mu\text{c-Si:H}$) 因其低温制备特点以及对衬底的钝化作用而被用于 SHJ 太阳能电池的背面场^[7, 8]. 文献[9, 10]的研究表明: 在不使用本征型氢化非晶硅 (a-Si:H(i)) 的情况下通过衬底表面的预处理得到较好的钝化效果, 并在以 c-Si(p) 为衬底的 SHJ 太阳能电池中得到超过 17% 的能量转换效率.

为了研究异质结前界面缺陷态密度 D_{it1} 和背界面缺陷态密度 D_{it2} 均取不同值时衬底电阻率与电池性能的关系, 需要建立前后界面缺陷态模型. 关于前界面缺陷态, 大量研究表明: SCR 的复合产生较大的结漏电流是影响电池开路电压的主要因素^[11]; 光生载流子在 SCR 中的复合影响电池的光生载流子的收集和电池的填充因子^[12]. 由此, 许多理论研究使用类 c-Si 界面模型计算前界面缺陷态对电池性能的影响, 并得到了相关的实验验证^[13-15]. 但是到目前为止, 关于背界面缺陷态物理模型的研究进展缓慢. 有研究表明: 一方面, 背界面缺陷态增强了光生少数载流子在背界面的复合, 提高了电池中的漏电流并降低了开路电压^[16]; 另一方面, 背界面缺

* 国家自然科学基金 (批准号: 60977048)、浙江省“钱江人才计划” (批准号: 2007R10015)、宁波市重点实验室基金 (批准号: 2007A22006) 和宁波大学王宽成幸福基金资助的课题.

† E-mail: ejzhou@yahoo.com.cn

陷态增强了光生多数载流子的复合,降低了电池短路电流^[17].

本文采用透明导电氧化物(TCO)/a-Si:H(n)/c-Si(p)/a-Si:H(p)/TCO电池结构,针对不同的异质结前界面缺陷态密度 D_{it1} 和背界面缺陷态密度 D_{it2} ,应用 AFORS-HET 软件和类 c-Si 界面缺陷态模型数值研究背界面缺陷态的作用以及衬底电阻率对电池性能的影响,并与文献[16, 17]的实验结果进行比较.

2. 物理模型

稳态下半导体材料中的电场和电流分布的物理模型由下面的 Poisson 方程和电流连续性方程描述^[18]:

$$\frac{dE}{dx} = \frac{q}{\epsilon}(p - n + q_{\text{trap}} + N_D - N_A), \quad (1)$$

$$\frac{dJ_n}{dx} = q(U_n - G), \quad (2)$$

$$\frac{dJ_p}{dx} = -q(U_p - G), \quad (3)$$

其中 E 为电场强度, J_n 和 J_p 分别为电子和空穴的电流密度, q 为电子电荷, ϵ 为介电常数, p 为空穴密度, n 为电子密度, q_{trap} 为带间净陷阱电荷, N_D 为电离施主密度, N_A 为电离受主密度, U_n 和 U_p 分别为电子和空穴的净复合率, G 为光生载流子净产生率. 模型中同时考虑电子和空穴的直接隙间复合、俄歇复合和通过陷阱产生的 Shockley-Read-Hall 复合.

金属半导体接触模型使用电压控制边界条件,将前接触($x = 0$)的电势固定为零电势,这样背接触($x = l$)的电势即为外加电压. 前接触的边界条件和背接触的边界条件如下^[8]:

$$\varphi(0) = 0, \quad (4)$$

$$\varphi(l) = \phi_f - \phi_b + V, \quad (5)$$

$$J_n(0) = qS_n^f(n(0) - n_{\text{eq}}(0)), \quad (6)$$

$$J_n(l) = -qS_n^b(n(l) - n_{\text{eq}}(l)), \quad (7)$$

$$J_p(0) = -qS_p^f(p(0) - p_{\text{eq}}(0)), \quad (8)$$

$$J_p(l) = qS_p^b(p(l) - p_{\text{eq}}(l)), \quad (9)$$

其中 φ 为电势, ϕ_f 和 ϕ_b 分别为前接触和背接触金属的功函数, V 为外加电压, S_n^f, S_p^f 和 S_n^b, S_p^b 分别为前接触界面和背接触界面上对应载流子的复合速率, n_{eq} 和 p_{eq} 分别为平衡状态下电子密度和空穴

密度.

此外,前接触界面和背接触界面缺陷层中的连续缺陷态密度 D_{it} 可以表示为^[17]

$$D_{it} = [G_{\text{MGD}}(E_{\text{DA}} - E_V) + G_{\text{MGA}}(E_C - E_{\text{DA}})]x_0, \quad (10)$$

其中 G_{MGD} 为单位能级上的施主体缺陷态密度, G_{MGA} 为单位能级上的受主体缺陷态密度, E_{DA} 为施主体缺陷态与受主体缺陷态的界限能级, E_C 和 E_V 分别为导带能级和价带能级, x_0 为类 c-Si 界面层厚度. 由公式(10)可知,对于 $G_{\text{MGD}} = G_{\text{MGA}}$ 的情况,则有 $D_{it} = G_{\text{MGD}}(E_C - E_V)x_0$.

3. 电池结构

电池结构如图 1 所示. n 型重掺杂非晶硅(a-Si:H(n^+))为异质结电池的发射层, p 型重掺杂非晶硅(a-Si:H(p^+))为背面场. 为了减少非晶硅层的厚度以达到最大化量子效率,发射层、背面场与衬底 c-Si(p)之间没有沉积本征非晶硅(a-Si:H(i))缓冲层. 为了得到较低的电阻率,在 a-Si:H(n^+)和 a-Si:H(p^+)表面都沉积了一层 TCO. 最后,在电池前端制备了铝金属栅线电极,在电池背面制备了一层铝金属层背电极.

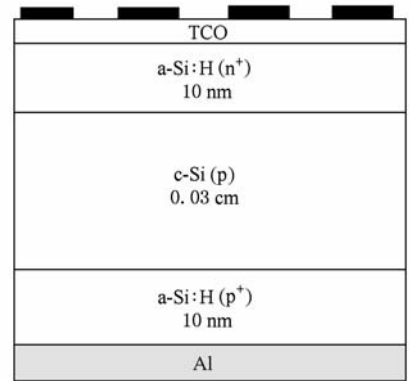


图 1 模拟中使用的 SHJ 太阳电池结构

模拟计算中使用的部分参数如表 1 所列. 这些结构参数中除了可变参数外,均取自 AFORS-HET 软件的默认值. 另外,参照文献[6, 19]中关于缺陷态的参数对各层和界面层的缺陷态进行设置. 取衬底 c-Si(p)层中由氧引入的体缺陷态位于带隙中距价带边缘 0.55 eV 处,体缺陷态密度为 10^9 cm^{-3} . 非晶硅具有 Urbach 带尾态, a-Si:H(n^+)层中导带和价带特征能量分别为 0.07 和 0.1 eV, 指数因子

为 $2 \times 10^{21} \text{ cm}^3 \cdot \text{eV}^{-1}$; a-Si:H(p⁺)层中导带和价带特征能量分别为 0.035 和 0.075 eV, 指数因子为 $2 \times 10^{21} \text{ cm}^3 \cdot \text{eV}^{-1}$. a-Si:H(n⁺)和 a-Si:H(p⁺)层中电子迁移率和空穴迁移率皆为扩展态迁移率, 不考虑带尾态附近浅缺陷态引起的漂移迁移率. a-Si:H(n⁺)层和 a-Si:H(p⁺)层中带隙定域缺陷态按双高斯分布. 对于 a-Si:H(n⁺), 取类施主缺陷态密度为 $1 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$, 高斯峰峰值能量(距价带顶的能量)为 0.46 eV, 峰的半高宽为 0.22 eV;

取类受主缺陷态密度为 $1 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$, 高斯峰峰值能量为 0.66 eV, 峰的半高宽为 0.23 eV. 对于 a-Si:H(p⁺), 取类施主缺陷态密度为 $4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, 高斯峰峰值能量为 1.1 eV, 峰的半高宽为 0.23 eV; 取类受主缺陷态密度为 $4 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$, 高斯峰峰值能量为 1.2 eV, 峰的半高宽为 0.23 eV. 另外, 前后金属和半导体接触均被设置为平带接触, 反射率分别为 0.1 和 1.0. 模拟光照条件为 $100 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$.

表 1 模拟中使用的 SHJ 太阳能电池参数

结构参数	c-Si(p)	界面层	a-Si:H(n ⁺)	a-Si:H(p ⁺)
厚度/nm	3×10^5	5	10	10
介电常数 ϵ	11.9	11.9	11.9	11.9
电子亲和势/eV	4.05	4.05	4.05	4.05
能带间隙/eV	1.12	1.12	1.74	1.72
光学带隙/eV	1.12	1.12	1.74	1.72
有效导带能态密度/ cm^{-3}	2.8×10^{19}	2.8×10^{19}	1×10^{20}	1×10^{20}
有效价带能态密度/ cm^{-3}	1.04×10^{19}	1.04×10^{19}	1×10^{20}	1×10^{20}
电子迁移率/ $\text{cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \text{ s}^{-1}$	可变	1040	5	5
空穴迁移率/ $\text{cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \text{ s}^{-1}$	可变	412	1	1
受主型掺杂浓度/ cm^{-3}	可变	1.5×10^{16}	0	1×10^{20}
施主型掺杂浓度/ cm^{-3}	0	0	1×10^{20}	0
电子漂移速率/ $\text{cm} \cdot \text{s}^{-1}$	1×10^7	1×10^7	1×10^7	1×10^7
空穴漂移速率/ $\text{cm} \cdot \text{s}^{-1}$	1×10^7	1×10^7	1×10^7	1×10^7
层密度/ $\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$	2.328	2.328	2.328	2.328
电子俄歇复合系数/ $\text{cm}^{-6} \text{ s}^{-1}$	2.2×10^{-31}	0	0	0
空穴俄歇复合系数/ $\text{cm}^{-6} \text{ s}^{-1}$	9.9×10^{-32}	0	0	0
直接带隙复合系数/ $\text{cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$	1.1×10^{-14}	0	0	0

4 结果及讨论

在 D_{il} 和 D_{i2} 取不同值时, 电池的能量转换效率 η 与 c-Si(p) 衬底电阻率 ρ 的关系如图 2 所示. 从图 2 可以看出, 随着 ρ 的变化, η 存在最大值. 对应 η 最大值的 c-Si(p) 衬底电阻率 ρ 为最优电阻率 ρ_{op} . 当 ρ 在不同范围内取值时, η 的变化曲线呈现出两种规律. 当 $\rho < \rho_{\text{op}}$ 且 ρ 减小时, η 的变化曲线呈现直线下降的趋势; 当 $\rho > \rho_{\text{op}}$ 且 ρ 增大时, η 的变化曲线呈现缓慢下降的趋势. 另外, 在 ρ 的所有可取值范围内 (0—15 Ωcm), η 与 D_{il} 和 D_{i2} 存在着密切关系. 从图 2 可以看出: D_{il} 的增大可以引起 η 较大的损失, D_{il} 决定着 η 取得最大值时衬底电阻率的最佳

值 ρ_{op} , 且 ρ_{op} 的取值会随着 D_{il} 的增大而增大; 同时, D_{i2} 的增大也会给 η 造成损失, 而在 $\rho > \rho_{\text{op}}$ 时, D_{i2} 增大会引起 η 的较大损耗.

实际上, 电池的能量转换效率 η 之所以会呈现上述变化趋势, 取决于 D_{il} 和 D_{i2} 取不同值时电池开路电压 V_{oc} 和短路电流密度 J_{sc} 与衬底电阻率 ρ 的关系 (图 3). 在图 3(a) 中, 当 D_{i2} 和 ρ 不变, D_{il} 由 10^{11} cm^{-2} 上升至 10^{12} cm^{-2} 时, 开路电压 V_{oc} 下降了约 100 mV. 因为较大的前界面缺陷态密度增强了对载流子的复合, 增大了结漏电流, 所以开路电压 V_{oc} 随之下降. 另外, 对不同的 D_{il} 和 D_{i2} 取值, 电池的开路电压 V_{oc} 随着 ρ 的变化均能取得最大值, 其对应的衬底电阻率为 ρ_{op} . 一般情况下, ρ 的减小会引起 J_{sc} 增大和结处的势垒减小, 从而导致 V_{oc} 增大^[19]. 但是, 当 D_{il}

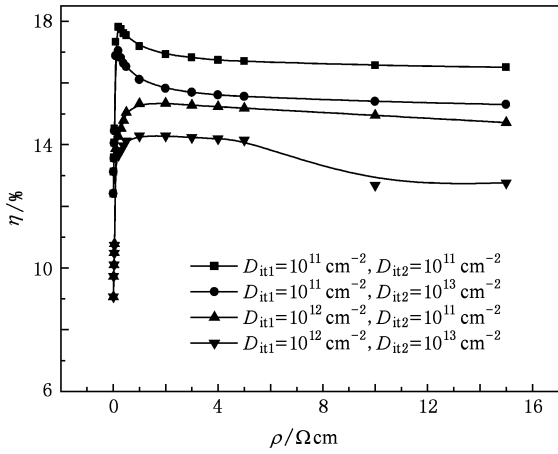


图2 D_{it1} 和 D_{it2} 取不同值时,能量转换效率与衬底电阻率的关系

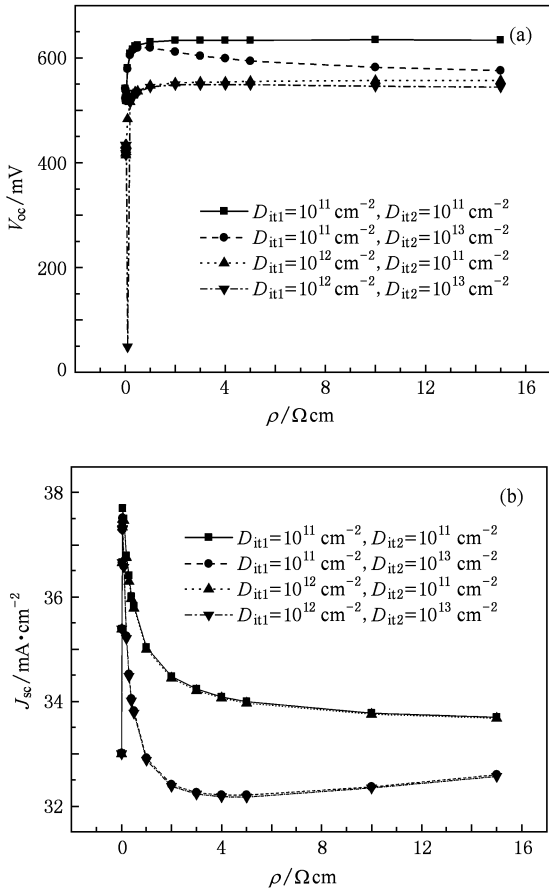


图3 D_{it1} 和 D_{it2} 取不同值时 V_{oc} 和 J_{sc} 与 ρ 的关系 (a) V_{oc} 与 ρ 的关系, (b) J_{sc} 与 ρ 的关系

致结漏电流增大, V_{oc} 迅速下降. 而当 D_{it1} 不变且 $\rho > \rho_{opv}$ 时, 对于不同的 D_{it2} , 开路电压 V_{oc} 将出现不同程度的下降, D_{it2} 越大, V_{oc} 下降越多. 这说明在 $\rho > \rho_{opv}$ 时, D_{it2} 对 V_{oc} 的影响比 $\rho < \rho_{opv}$ 时 D_{it2} 对 V_{oc} 的影响大, 并且这种影响在 D_{it1} 较小时更加明显, 因为 D_{it2} 增大而增强的表面复合增大了电池背界面附近的结漏电流, 同时开路电压 V_{oc} 还受到 D_{it2} 变化引起的短路电流密度 J_{sc} 的影响. 如图 3(b) 所示, 当衬底电阻率 ρ 变化时, 短路电流密度 J_{sc} 存在一个最大值, 其对应的衬底电阻率为 ρ_{opj} . 从图 3(b) 还可看出, 电池的短路电流密度 J_{sc} 不随 D_{it1} 变化, 主要受到 D_{it2} 的一定影响, 如 D_{it2} 由 10^{11} cm^{-2} 增至 10^{13} cm^{-2} 时, J_{sc} 减少约 $2 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$. 实验研究已经证明: 界面复合不仅发生在 c-Si(p)/a-Si:H(i) 界面上, 而且也发生在高缺陷态密度的 a-Si:H(p⁺) 层中^[20]. 这说明背界面特性不仅受到 c-Si(p)/a-Si:H(i) 界面处衬底 c-Si(p) 层 SCR 中的背界面缺陷态复合的影响, 还受到 a-Si:H(p⁺) 层中界面附近体缺陷态复合的影响.

SHJ 太阳电池的内量子效率 (IQE) 与背界面缺陷态密度 D_{it2} 的关系如图 4 所示. 由图 4 可见, 在长波段 (600—1100 nm) 光谱范围, D_{it2} 增大使得 IQE 减小. 因为当 D_{it2} 增大时, 光生载流子在背界面缺陷态中的复合增强, 阻碍了异质结背界面附近光生载流子的收集, 降低了长波段光的 IQE 对 J_{sc} 的贡献.

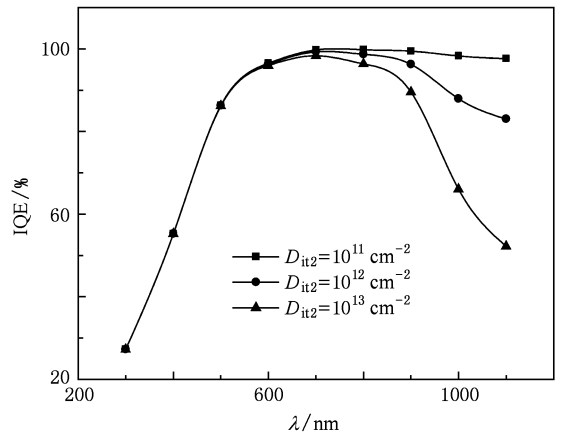


图4 D_{it2} 取不同值时 SHJ 太阳电池的 IQE

和 D_{it2} 不变且 $\rho < \rho_{opv}$ 时, 随着 ρ 的减小, V_{oc} 却直线下降. 因为当 ρ 减小至 ρ_{opv} 时, 前界面 c-Si(p) 耗尽区宽度减至很薄, c-Si(p) 耗尽区的薄层化加强了光生载流子在前界面缺陷态 D_{it1} 中的表面复合, 导

当 $\rho > \rho_{opj}$ 时, SHJ 太阳电池的 IQE 与衬底电阻率 ρ 的关系如图 5 所示. 由图 5 可见, 当 $\rho > \rho_{opj}$ 且 ρ 减小时, 在 300—400 nm 波段范围内光被电池发射层吸收, ρ 的变化并不会引起耗尽区宽度的很大改

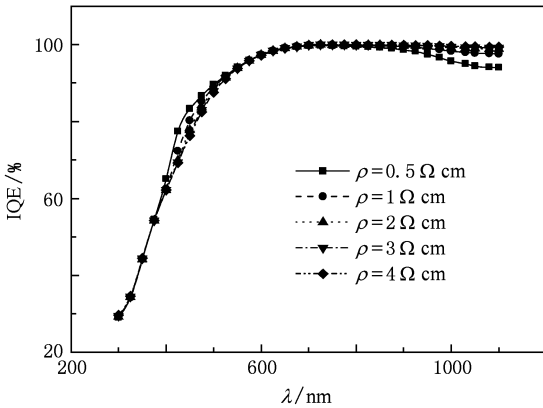


图5 当 $D_{i1} = 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ 和 $D_{i2} = 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ 时,在 $\rho > \rho_{op}$ 情况下 IQE 与 ρ 的关系

变,对发射层没有明显影响,所以 IQE 不随 ρ 的变化而改变. 在 400—600 nm 光波段范围内光主要由异质结前界面耗尽区吸收, IQE 增强,从而导致 J_{sc} 的增加. 我们知道,当 ρ 减小时,前界面 c-Si 耗尽区宽度将会减小^[3],使得前界面 a-Si:H 耗尽区宽度增大,使前异质结界面耗尽区整体变宽,此处的光谱响应增强^[21]. 在 600—1100 nm 波段范围内,光主要由衬底和异质结背界面耗尽区吸收,而 ρ 的减小对异质结背界面耗尽区的影响较小,但可以降低衬底中载流子有效扩散长度 L_{eff} ,使电池的 IQE 降低.

当 $\rho < \rho_{op}$ 时,SHJ 太阳电池的 IQE 与衬底电阻率 ρ 的关系如图 6 所示. 从图 6 可见,当 $\rho < \rho_{op}$ 且 ρ 减小时,在 500—1100 nm 波段范围内 IQE 减小,从而导致 J_{sc} 的减小. 因为当 ρ 降低时,衬底中 L_{eff} 随之减小,背界面 c-Si 耗尽区宽度同时减小,使得 D_{i2} 在背界面引起的光生载流子的表面复合大大增强,电池的 J_{sc} 也随之迅速降低. ρ 的减小对耗尽区和发射层会产生较大影响,在减小前界面 c-Si 耗尽区宽度的同时也增大前界面 a-Si:H 耗尽区宽度,即增大前界面 a-Si:H 耗尽区在发射层中的厚度. 当 ρ 减小到小于 ρ_{op} 时,前界面 a-Si:H 耗尽区宽度将与发射层总厚度相当,原来被发射层吸收的 300—400 nm 波长范围内的光,此时主要被异质结前界面耗尽区吸收,原来被异质结前界面耗尽区吸收的 400—600 nm 波长范围内的光,一部分(400—500 nm 波段)仍被耗尽区吸收,另一部分(500—600 nm 波段)因耗尽区的整体上移而被衬底吸收. 因此,当 ρ 进一步减小到小于 ρ_{op} 时,300—500 nm 波段的光谱响应因耗尽区宽度的增大而增强,500—600

nm 波段的光谱响应则因衬底中 L_{eff} 的减小而出现较小的衰减.

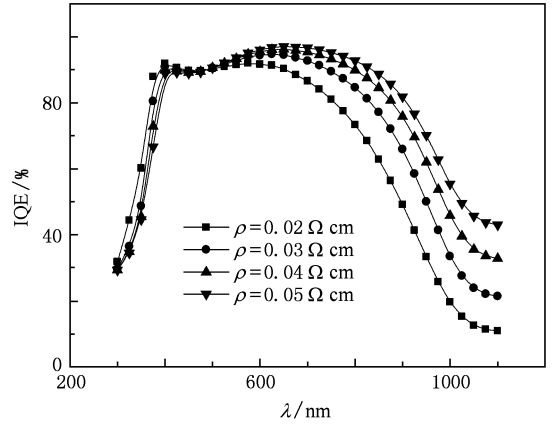


图6 当 $D_{i1} = 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ 和 $D_{i2} = 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ 时,在 $\rho < \rho_{op}$ 情况下 IQE 与 ρ 的关系

通过上述对电池开路电压 V_{oc} 和短路电流密度 J_{sc} 与衬底电阻率 ρ 关系的分析可知:当 $\rho < \rho_{op}$ 且 ρ 减小时, η 的直线下降是由于 ρ 减小使前界面 c-Si 耗尽区薄层化,增强了光生载流子在前界面缺陷态 D_{i1} 中的表面复合,增大了结漏电流,降低了开路电压 V_{oc} . 这正是 D_{i1} 决定最优衬底电阻率 ρ_{op} 的原因. 当 $\rho > \rho_{op}$ 且 ρ 增大时, η 的变化曲线呈现缓慢下降趋势,这是因为大的 ρ 对应较小的 J_{sc} 和 V_{oc} . 当 $\rho > \rho_{op}$ 且 ρ 继续增大时, η 随着 D_{i2} 的增大而急剧下降,这是因为 D_{i2} 的增加不仅会减小 J_{sc} ,同时也会引起 V_{oc} 的下降,对电池的转换效率 η 造成较大的影响,说明 $\rho > \rho_{op}$ 时电池的转换效率 η 的衰减程度决定于 D_{i2} .

5. 结 论

对于 TCO/a-Si:H(n^+)/c-Si(p)/a-Si:H(p^+)/TCO 的 SHJ 太阳电池,以 a-Si:H(p^+) 为背面场,没有 a-Si:H(i) 本征薄膜缓冲层,使用类 c-Si 界面缺陷态模型,应用 AFORS-HET 软件数值研究了不同前界面缺陷态密度 D_{i1} 和背界面缺陷态密度 D_{i2} 情况下衬底电阻率 ρ 与电池性能的关系. 研究结果表明:衬底电阻率的取值与前界面缺陷态密度 D_{i1} 和背界面缺陷态密度 D_{i2} 有关. 首先, D_{i1} 决定衬底电阻率的最佳值 ρ_{op} ,且 ρ_{op} 随着 D_{i1} 的增大而增大. 其次,当 $\rho > \rho_{op}$ 时, D_{i2} 对电池的主要性能参数 η , V_{oc} , J_{sc} 影响较大,特别是在 D_{i1} 较小时影响更为突

出. 当 $\rho < \rho_{\text{op}}$ 时, 取 $D_{\text{i2}} = 10^{11} \text{ cm}^{-2}$, 衬底电阻率 ρ 的增大并不会显著降低电池的性能. 因此, 在电池

结构的设计中 ρ 应当在大于 ρ_{op} 的一个较小范围内取值.

-
- [1] Jagannathan B, Anderson W A 1996 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **44** 165
- [2] Tardon S, Rosch M, Brüggemann R, Unold T, Bauer G H 2004 *J. Non-Cryst. Solids* **338—340** 444
- [3] Jagannathan B, Anderson W A, Coleman J 1997 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **46** 289
- [4] Gudovskikh A S, Kleider J P, Damon-Lacoste J, Cabarrocas P R I, Veschetti Y, Muller J C, Ribeyron P J, Rolland E 2006 *Thin Solid Films* **511—512** 385
- [5] Ok Y W, Seong T Y, Kim D W, Kim S K, Lee J C, Yoon K H, Song J S 2007 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **91** 1366
- [6] Zhao L, Li H L, Zhou C L, Diao H W, Wang W J 2009 *Solar Energy* **83** 812
- [7] Page M R, Iwaniczko E, Xu Y, Wang Q, Yan Y, Roybal L, Branz H M, Wang T H 2006 *Conference Record of the IEEE 4th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion* (Hawaii: IEEE) pp1485—1488
- [8] Zhao L, Zhou C L, Li H L, Diao H W, Wang W J 2008 *Acta Phys. Sin.* **57** 3213 (in Chinese) [赵 雷、周春兰、李海玲、刁宏伟、王文静 2008 物理学报 **57** 3212]
- [9] von Maydell K, Windgassen H, Nositschka W A, Rau U, Rostan P J, Henze J, Schmidt J, Scherff M, Fahrner W, Borchert D, Tardon S, Brüggemann R, Stiebig H, Schmidt M 2005 *Proceedings of the 20th European Photovoltaic Solar Energy Conference* (Barcelona; WIP-Renewable Energies) pp822—825
- [10] Conrad E, von Maydell K, Angermann H, Schubert C, Schmidt M 2006 *Conference Record of the IEEE 4th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion* (Berlin: IEEE) pp1263—1266
- [11] Jensen N, Rau U, Hausner R M, Uppal S, Oberbeck L, Bergmann R B, Werner J H 2000 *J. Appl. Phys.* **87** 2639
- [12] Froitzheim A, Brendel K, Elstner L, Fuhs W, Kliefoth K, Schmidt M 2002 *J. Non-Cryst. Solids* **299—302** 663
- [13] Gudovskikh A S, Kleider J P, Stangl R, Schmidt M, Fuhs W 2004 *Proceedings of 19th European Photovoltaic Solar Energy Conference* (Paris: WIP-Renewable Energies) pp697—700
- [14] Stangl R, Froitzheim A, Schmidt M, Fuhs W 2003 *Proceedings of the 3rd World Conference on Photovoltaic Energy Conversion* (Osaka: IEEE) pp1005—1008
- [15] Froitzheim A, Stangl R, Elstner L, Schmidt M, Fuhs W 2002 *Conference Record of the 29th IEEE Photovoltaic Specialists Conference* (New Orleans: IEEE) pp1238—1241
- [16] Hussein R, Borchert D, Grabosch G, Fahrner W R 2001 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **69** 123
- [17] Hernández-Como N, Morales-Acevedo A 2008 *Proceedings of the 5th International Conference on Electrical Engineering, Computing Science and Automatic Control* (Mexico City: IEEE) pp449—454
- [18] Green M A 1987 *Solar Cells: Operating Principles, Technology and System Applications* (Englewood Cliffs: Prentice-Hall) p54
- [19] Zhao L, Zhou C L, Li H L, Diao H W, Wang W J 2008 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **92** 673
- [20] Yang W J, Ma Z Q, Tang X, Feng C B, Zhao W G, Shi P P 2008 *Solar Energy* **82** 106
- [21] De Wolf S, Beaucarne G 2006 *Appl. Phys. Lett.* **88** 022104

Effects of substrate resistivity and interface defect density on performance of solar cell with silicon heterojunctions *

Zhou Jun^{1)2)†} Di Ming-Dong²⁾ Sun Tie-Tun³⁾ Sun Yong-Tang²⁾ Wang Hao²⁾

1) (*Institute of Optics and Optoelectronics, Ningbo University, Ningbo 315211, China*)

2) (*Department of Optical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China*)

3) (*Changzhou Yijing Optical-electronic Company Limited, Changzhou 213223, China*)

(Received 25 February 2010; revised manuscript received 4 May 2010)

Abstract

For silicon heterojunction solar cell with p-type a-Si:H back surface field, the effects of substrate resistivity on the performance of solar cell with different defect densities on the front and the rear surfaces of the p-type c-Si wafer are investigated numerically by computer simulation. The results indicate that the optimized resistivity of the substrate (ρ_{op}) is related to the interface defect density on the front surface of c-Si wafer (D_{i1}), and ρ_{op} increases with the increase of D_{i1} . The value scale of resistivity of substrate is influenced greatly by the interface defect density on the rear surface of c-Si wafer (D_{i2}) for $\rho > \rho_{op}$, and the larger the value of D_{i2} , the smaller will the range of acceptable ρ value be.

Keywords: Si heterojunctions solar cell, substrate resistivity, defects on the interface of c-Si(p)/a-Si:H

PACC: 7340L, 8630J, 6185

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 60977048), the "Qianjiang Talents Program" of Zhejiang Province, China (Grant No. 2007R10015), the Foundation of Key Laboratory of Ningbo, China (Grant No. 2007A22006) and the K. C. Wong Magna Foundation of Ningbo University, China.

† E-mail: ejzhou@yahoo.com.cn