

目 录

摘要

Abstract

第一章 引言	1
§ 1 太阳能电池的发展历史及现状	1
§ 2 高效单晶硅太阳能电池的历史及现状	3
§ 3 研究的任务和意义	4
第二章 同质结太阳能电池的基本原理	5
§ 1 光电转换过程	5
§ 2 半导体中的复合过程	6
§ 3 同质结太阳能电池的基本原理	10
§ 4 太阳光谱	16
第三章 全铝背场结构高效电池的研究	17
§ 1 电池正面结构的设计	17
§ 2 BCSC 的工艺研究	21
§ 3 电池的测试	24
§ 4 铝背表面场的作用	26
第四章 局域背接触结构高效电池的研究	31
§ 1 局域背接触结构的分析	31
§ 2 局域背接触结构的设计和工艺研究	33
§ 3 对背面局部扩散电池的初步尝试	38
第五章 高效太阳能电池反射谱的研究与分析	40
§ 1 减反射结构的设计和反射谱分析	40
§ 2 背反射结构的分析	44
第六章 太阳能级硅高效电池的研究	47
§ 1 硅中氧、碳及金属杂质的物理行为	47
§ 2 太阳能级硅 BCSC 的工艺研究与电池性能	48
第七章 结论	52
参考文献	54
致谢	

摘 要

进一步提高效率和降低成本是光电池今后发展的趋势。本文对高效激光刻槽埋栅电池的设计、工艺,特别是背面结构作了探讨和研究,以适应光电池发展的要求。针对激光刻槽电池的特点,采用了大间距的正面电极图形;通过模拟,选择了深结、适中掺杂浓度的发射区设计;通过实验对比,对材料和工艺进行了选择。在合理设计和优化工艺的基础上制作的区熔硅材料、全铝背场激光刻槽电池效率达到 18.6% ($V_{OC}=663.8\text{mV}$, $J_{SC}=34.84\text{mA}/\text{cm}^2$, $FF=0.8058$, 电池面积 25.5cm^2 , AM1.5 光谱测试), CZ 材料电池效率亦达到 17.2%。这些结果都接近目前国际上同类电池的最好水平。

分析了全铝背场结构在电池中的作用。通过分析和模拟显示,在采用低阻材料、背表面高复合情况下,背表面场提高电池性能的作用是有限的。本文对局域背接触结构电池也进行了研究,重点是背面电极的设计和部分工艺上的改进。获得的电池效率达到 17.3% ($V_{OC}=650.4\text{mV}$, $J_{SC}=33.15\text{mA}/\text{cm}^2$, $FF=0.8014$), 较高的填充因子显示电池的结构设计是成功的。这些结果为进一步的研究提供了良好的基础。

对与高效电池正、背表面结构相关的电池光学特性作了测量,由此优化了电池的减反射结构。通过对吸收限外红外光反射率的测量,确认了局域背接触结构电池良好的背面光内反射作用。并发现与随机绒面结构相配的局域背接触结构具有最佳的陷光作用。

另外,为适应激光刻槽电池降低成本和产业化发展的需要,本文也对与光电池有关的低成本材料问题作了一些探讨。通过针对性的优化工艺,制作的太阳能级硅材料激光刻槽电池效率达到 16.6%,接近半导体级硅材料电池的水平并远远超过采用相同材料的常规丝网印刷电池,显示工艺的改进可以部分弥补材料带来的不利影响,同时显示了这类电池巨大的产业化潜力。

Abstract

The wide use of solar cells will be a feasible way to solve the energy and environmental protection problems. The development of solar cells is showing a tendency to improve efficiency and reduce cost.

The design and processing of buried contact solar cell (BCSC) are studied in this thesis. Based on theoretical calculations, experiments and computer simulations, wide-space fingers, emitter with deep junction and medium carrier density, optimized antireflection layer and texture structure are adopted in cell designing and accomplished by processing improvement. With the optimized processing parameters, 18.6% conversion efficiency ($V_{oc}=663.8\text{mV}$, $J_{sc}=34.84\text{mA/cm}^2$, $FF=0.8058$, $\text{area}=25.5\text{cm}^2$, $AM=1.5G$, confirmed by NREL) has been achieved on $0.2\ \Omega\text{cm}$, FZ silicon material solar cell. And the efficiency for a cell made on CZ material reaches 17.2%. These results are all close to the best level in the world.

BCSC with localized rear contact structure is also studied, since the analysis and simulation show that a cell with Al-BSF can hardly achieve higher efficiency because of the high recombination and bad light-trap effect in rear surface. Through reflection index measurements for infrared light, it is learned that the localized rear contact structure, as a good rear reflector, could increase light absorption. These measurements also show that this structure combined with random texture has the best light-trap effect. The localized rear contact cell with 17.3% conversion efficiency has been fabricated. High fill factor (> 0.8) shows that the main task, rear contact design, is successful. All these results lay a good foundation for further work.

To satisfy the needs of cost reduction and industrialization and to enhance cell's performance, the physical behavior of oxygen and carbon impurities in low cost solar-grade silicon is discussed, and processing conditions are optimized. The best conversion efficiency of 16.6% has been obtained from solar-grade silicon cells. It shows that low cost material BCSC has great potentialities.

第一章 引言

1.1 太阳电池的发展历史及现状

太阳电池是直接将太阳能转化为电能的光电器件。由于它利用各种类型势垒的光生伏特作用，所以也称光生伏特电池，简称光电池。

光生伏特效应是 1839 年由 Becquerel 在电解槽中发现的。1883 年，Fritts 描述了第一个用硒制造的光生伏特电池。1941 年，Ohl 提出了硅 p-n 结光伏器件^[1]，在此基础上，美国贝尔实验室于 1954 年制出了第一个实用的硅扩散 p-n 结太阳电池^[2]。此后，对非晶硅、GaAs、CdTe、CdS 等其他材料太阳电池的研究也不断展开，并取得了大量突破性的成果。如 GaAs 太阳电池的效率早已突破 20% 并有一定的应用；CdTe 薄膜电池的效率已达到 15.8%^[3] 等等。然而 GaAs 等 III-V 族材料不易制备，价格高昂，因而在地面上难以推广应用；CdTe 等电池中含有危险的重金属元素，与环保宗旨相悖；非晶硅电池虽然具有一定的效率并且材料价格低廉，但使用中的效率衰减是其致命弱点。晶体硅材料相对廉价，不会污染环境，基本无效率衰减问题。因而，当今太阳电池研究及产业化领域都主要采用晶体硅材料，未来薄膜电池的发展也有此倾向。

在太阳电池发展的前 30 年里，由于发电成本过高，因而应用不广。光伏发电主要在航天、通讯、农业灌溉等领域作为补充能源。进入 80 年代后，由于能源危机和环境恶化，可持续发展的观念日渐深入人心，寻求新的洁净能源，解决能源与环境两大问题成为即将进入 21 世纪的人类所面临的迫切任务。因此，光伏发电技术作为可解决这两大问题的可行途径，引起世界各国，特别是发达国家的高度重视。由于政策上的引导、大量资金的投入、技术上的突破和产业化规模的扩大，80 年代后期以来，世界光伏产品市场一直高速增长（图 1.1），而光伏发电成本不断下降（图 1.2）。预计到本年度，世界光伏市场的规模将为 90 年代初的 3-4 倍，而发电成本降至 2 美元/峰瓦的水平。太阳能正从常规能源的补充向替代能源转化。

未来光伏产业将有更快的发展。据美国世界观察研究所的报告预测，21 世纪光伏产业将与资讯、通信产业一起，成为全球发展最快的产业。到 21 世纪中叶，光伏发电量将占世界总发电量的 1/5，从而使太阳能成为常规能源的重要替

代者。

目前，光伏领域研究的重点主要在晶体硅太阳电池和薄膜电池两个方面。除非晶硅电池外，大多数薄膜电池由于生产成本低或技术问题还无法实现产业化，但具有良好的应用前景。对晶体硅太阳电池的研究热点则集中在高效太阳电池和产业化技术两个方向上。产业化技术主要研究廉价的硅材料和简化电池的制造工艺，目的是降低成本；而对高效电池的研究作为这一领域的尖端，不唯可以提高太阳电池的效率，满足空间应用等特定领域的需要，而且可以加强对光电池理论的认识，促进研究与产业化发展。

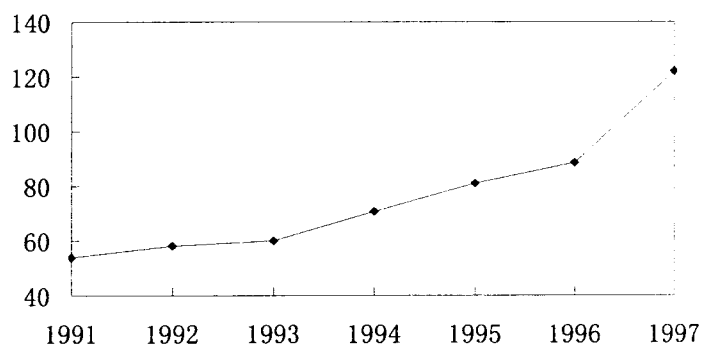


图 1.1 世界光伏组件的销售量 (MW)

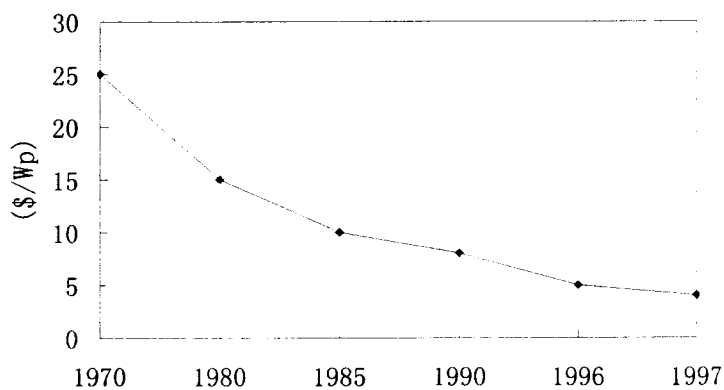


图1.2 光伏发电成本的变化

1.2 高效单晶硅太阳能电池的历史及现状

单晶硅太阳能电池经历了三个重要的发展时期（参见图 1.3）。1954 年贝尔实验室的 p-n 结光电池效率为 6%。4 年后这一效率达到 14%。在这一时期，随着电子工业的起步，对硅材料和通用工艺的研究日新月异，带动了太阳电池效率的攀升。此后，由于材料和工艺研究的成熟，太阳电池的效率在 15% 左右长期无法提高。

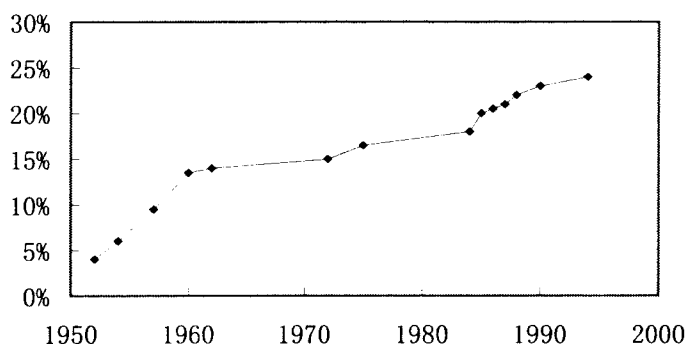


图1.3 硅光电池效率的变化

1972 年，出现了背电场（BSF）电池^[4]，使电池效率有了明显改观。同年，出现了浅结的“紫电池”^[5]，有效降低了正表面复合带来的影响。1974 年，又发展了所谓“黑电池”^[6]，其具有的绒面结构有效增加了光吸收，使电池短路电流有了显著提高。

1985 年，钝化发射极太阳电池（PESC）出现。由于采用了有效的热氧化表面钝化技术、V 型槽和背表面铝吸杂技术，其效率迅速突破了 20%^[7]。其后，高效电池的改进集中在背表面结构上，目的是减少背表面复合和提高电池的红外光吸收。在此基础之上，加之 TCA 氧化技术、双层减反射膜技术的发展，单晶硅太阳电池的效率有了显著提高。其中，有澳大利亚新南威尔士大学的效率为 23% 的钝化发射极和背表面电池（PERC）^[8]，及效率为 24.4% 的钝化发射极和背面局部扩散电池（PERL）^[9]。德国 Fraunhofer 研究所与 PERL 结构类似的电池效率也超过了 23%^[10]。日本夏普能量转换实验室的高效电池，采用 Si/ μ c-Si:H P⁺P 结的背表面结构，获得了 21.4% 的转换效率^[11]。此外，“浮结”（Floating Junction）的采用亦可有效减少背表面的复合，在此基础上获得了高达 720 mV 的开路电压

(V_{oc})^[12]。在 PERL 电池的基础上,在不久的将来,发展效率突破 25%的硅太阳电池亦非没有可能。

在上述高效电池发展的基础上,也发展了一些适应产业化发展的高效太阳电池,激光刻槽埋栅电池(BCSC)是其中最重要的一种。目前,常规 BCSC 的效率最高达到 19.6%,而采用了 PERL 电池背面结构的 BCSC 效率则达 21.5%^[13]。由于 BCSC 采用了适应产业化的技术和具有较高的转换效率,单位功率成本已与常规丝网印刷电池相当^[14],具有良好的应用背景。

1.3 研究的任务和意义

进一步提高效率、降低成本是对所有太阳电池,也是对单晶硅光电池的迫切要求。同时,这也是光伏产业能否具有良好前景的关键。这对单晶硅光电池的结构、材料、工艺等提出了一系列的新课题。

分析表明,在少数载流子寿命大大提高和有发射区钝化的基础上,发生在光电池背表面的复合和背表面对光的内反射作用成为影响光电池效率能否进一步提高的关键。在为降低成本而减少电池厚度的趋势下,这一影响就更加显著。因此,要进一步提高电池效率,对背表面结构的研究就十分重要。

本文对激光刻槽埋栅电池进行了研究,重点是电池的设计、工艺和背表面结构的分析与改进。通过合理的设计、工艺的优化和结构上的改进,提高电池的光吸收,减小各类复合,以提高电池的效率。另外,为适应降低成本的趋势,对与低成本材料电池相关的物理问题和工艺也做了研究,以通过工艺的改进减少材料质量带来的不利影响。

第二章 同质结太阳能电池的基本原理

§ 1 光电转换过程

与半导体光电池相关的光电转换大致包括三个物理过程：(1)光在空气-半导体界面上的反射与折射；(2)光子激发产生电子-空穴对；(3) 非平衡载流子的扩散和漂移，并被势场分离。下面分别描述这三个过程。

2.1.1 光的反射与折射

一束单色光入射到半导体表面后，其中一部分将被反射，反射光与入射光强度之比称反射系数 R ，其余部分透射入半导体内。显然，透射系数

$$\tau = 1 - R \quad (2.1)$$

对半导体这类光吸收材料，折射率 n_c 可写为

$$n_c = n - ik \quad (2.2)$$

其中， n 为普通折射率， k 为消光系数， n_c 、 n 、 k 都是入射光波长 λ 的函数。

当光垂直入射到折射率和消光系数分别为 n 、 k 的介质上时，反射系数与 n 、 k 的关系：

$$R = \frac{(n-1)^2 + k^2}{(n+1)^2 + k^2} \quad (2.3)$$

在光电池感兴趣的波长范围内（300-1100nm）， $n > 3.5$ ，相当于 $R > 30\%$ 。对非垂直入射情况，也有类似结果。

2.1.2 半导体中的光吸收

半导体受到光照时，价带中的电子受光子激发而跃迁到导带，同时在价带中留下一个空穴。这一过程称半导体的本征吸收过程。发生本征吸收的条件是光子能量大于或等于半导体禁带宽度，即 $h\nu \geq E_g$ 。因而不同半导体材料都存在各自的吸收限：

$$\lambda_0 = hc/E_g \quad (2.4)$$

波长大于 λ_0 的光则无法被吸收。对硅而言，这一吸收限 $\lambda_0 \approx 1100\text{nm}$ 。

半导体内亦存在其它形式的光吸收过程，如杂质吸收、激子吸收、自由载流子吸收等等。对一般光电池而言，感兴趣的主要是本征吸收。

由于光吸收作用, 射入半导体内的光强随射入深度而衰减。在 dx 距离内被吸收的光强为 $\alpha(\lambda) \phi(x) dx$, 其中 α 定义为吸收系数。这样在半导体内深度为 x 处的光强与 $x=0$ 处光强 ϕ_0 的关系为

$$\phi(x) = \phi_0 e^{-\alpha x} \quad (2.5)$$

吸收系数 α 与消光系数 k 有如下关系:

$$\alpha = 4\pi k / \lambda \quad (2.6)$$

上式结合 (2.3) 式表明, 吸收系数大时, 半导体对该波长光的反射也高。

对于 GaAs 一类直接带隙半导体而言, 由于本征吸收过程不需声子参与, 因而吸收系数较大。而对 Si 一类间接带隙半导体而言, 其本征吸收过程一般需声子参与, 跃迁发生几率较低, 因而吸收系数也较小。

2.1.3 PN 结的光生伏特效应

如果 $h\nu > E_g$ 的光子照射具有 PN 结结构的半导体表面, 半导体内将产生电子—空穴对。这些非平衡载流子运动到 PN 结的边界便马上被 PN 结的内建电场所分离。在 P 区和 N 区分别产生空穴和电子的积累, 从而在 PN 结两边建立光生电动势。这一效应称为光生伏特效应。

当有回路连接 PN 结两端时, 由于光生电压的作用, 回路中有电流出现, 并在负载上输出电功率。太阳电池正是在此种情况下工作的。

§ 2 半导体中的复合过程

半导体中的复合过程大致可以分为: (1)直接复合。即导带电子跃迁到价带与空穴直接复合; (2)通过复合中心的复合。即电子、空穴在复合中心上完成的复合。复合过程中产生的能量可以以产生光子的形式释放, 也可以以热能形式传递给晶格。

表征产生、复合过程的物理量有产生率 G 、复合率 R 以及净复合率 U 。单位时间、单位体积内复合的电子—空穴对数称复合率。同时产生的电子—空穴对数称产生率。净复合率为二者之差。显然, 热平衡时产生率与复合率相等; 而在非平衡时, 净复合率不为零。非平衡少数载流子的平均生存时间称少数寿命

$$\tau = \Delta p(\text{或} \Delta n) / U \quad (2.7)$$

2.2.1 直接复合

直接复合的复合率显然与导带电子数和价带空穴数成正比, 即

$$R = \beta np \quad (2.8)$$

其中, β 为比例系数。

热平衡时的产生率与复合率相等, 即

$$G_{th} = R_{th} = \beta n_0 p_0 \quad (2.9)$$

在非平衡稳态下, 净复合率

$$U = R - G_{th} = \beta(n_0 + \Delta n)(p_0 + \Delta p) - \beta n_0 p_0$$

考虑到 $\Delta p = \Delta n$ 以及小注入情况, 对 n 型半导体

$$U = \beta n_{n0} \Delta p \quad (2.10)$$

相应的直接复合寿命

$$\tau_p = \frac{1}{\beta n_{n0}} \quad (2.11)$$

对 GaAs 一类直接带隙半导体, 直接复合占主导地位。而对间接带隙半导体而言, 由于需声子参与, 因而直接复合的几率不大。这类半导体中的主要复合过程是通过禁带中局域能级而完成的。

2.2.2 间接复合

图 2.1 表示了通过中间能级进行复合的四种跃迁过程:

(1) 电子俘获。即一导带电子被空的复合中心俘获。

显然, 俘获率与导带电子数 n 及未被电子占据的复合中心数 N_t 成正比。即

$$R_a \sim n N_t (1-F)$$

其中 F 为费米分布函数。比例常数可写成 $v_{th} \sigma_n$, 即载流子热运动速率和复合中心的电子俘获截面之积。这样,

$$R_a = v_{th} \sigma_n n N_t (1-F) \quad (2.12)$$

(2) 电子发射 即复合中心向导带发射电子的过程。发射率表为

$$R_b = e_n N_t F \quad (2.13)$$

式中比例常数 e_n 称电子的发射几率, 可以导出

$$e_n = v_{th} \sigma_n n_i e^{(E_t - E_i)/KT} \quad (2.14)$$

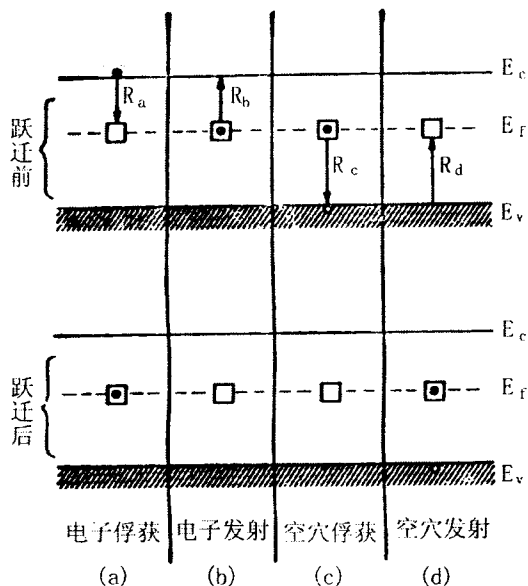


图 2.1 热平衡时的间接产生-复合过程

(3)空穴俘获 即被电子占据的复合中心俘获价带空穴的过程。空穴俘获率

$$R_c = v_{th}\sigma_p p N_t F \quad (2.15)$$

(4)空穴发射 即复合中心向价带发射空穴的过程，相当于价带电子跃迁至复合中心。发射率为

$$R_d = e_p N_t (1 - F) \quad (2.16)$$

其中比例系数 e_p 为空穴发射几率，可以导出

$$e_p = v_{th}\sigma_p n_i e^{(E_i - E_t)/KT} \quad (2.17)$$

在稳态非平衡情况下， $R_a - R_b = R_c - R_d$ ，可以得到净复合率

$$U = R_a - R_b = \frac{v_{th}\sigma_n\sigma_p N_t (p_n n_n - n_i^2)}{\sigma_p [p_n + n_i e^{(E_i - E_t)/KT}] + \sigma_n [n_n + n_i e^{(E_t - E_i)/KT}]} \quad (2.18)$$

上式表明，离禁带中心越近的杂质能级，越是有效的复合中心。

考虑到小注入， E_t 接近 E_i 的情况

$$U = v_{th}\sigma_p N_t \Delta p \quad (2.19)$$

相应少数寿命为

$$\tau_p = \frac{1}{v_{th}\sigma_p N_t} \quad (2.20)$$

此式说明，间接复合的少数寿命与多数载流子浓度，即掺杂浓度无关，而与

复合中心的浓度成反比。

2.2.3 俄歇复合

电子与空穴复合后,除将能量以发射光子形式释放,还可将能量传递给导带中的另一个电子(或价带中另一个空穴),这种复合称俄歇复合。

假定能量传递给了一个导带电子,则复合率

$$R_a = r_a n^2 p \quad (2.21)$$

其产生过程为一个高能电子激发一个电子—空穴对的过程,故产生率

$$G_a = r_a' n \quad (2.22)$$

热平衡时 $G_a = R_a$, 即 $r_a' = r_a n_i^2$, 故非平衡时, 净复合率

$$U_a = r_a [n^2 p - n_i^2 n] \quad (2.23)$$

考虑小注入情况, 可得到小注入时俄歇复合的少子寿命

$$\tau_{na} = \frac{1}{r_a} \cdot \frac{1}{n_0^2} \quad (2.24)$$

即俄歇复合的少子寿命与掺杂浓度的平方成反比。对硅而言, 当掺杂浓度不高时(如 $n_0 < 10^{18} \text{cm}^{-3}$), 俄歇复合作用不明显。而高掺杂时, 俄歇复合则占主导地位。

2.2.4 表面复合

在半导体表面, 由于晶格结构失去了连续性, 因而存在大量的局部能态和产生—复合中心。这些能态可以大大增加表面区域的复合率。

单位时间、单位面积内载流子的表面复合率可用类似(2.18)的形式表示

$$U_s = \frac{v_{th} \sigma_n \sigma_p N_{st} (p_s n_s - n_i^2)}{\sigma_p [p_s + n_i e^{(E_i - E_t)/KT}] + \sigma_n [n_s + n_i e^{(E_t - E_i)/KT}]} \quad (2.25)$$

在小注入及 $n_s \gg n_i e^{(E_t - E_i)/KT}$ 的情况下,

$$\begin{aligned} U_s &= v_{th} \sigma_p N_{st} \Delta p_{ns} \\ &= S_r \Delta p_{ns} \end{aligned} \quad (2.26)$$

其中 $S_r = v_{th} \sigma_p N_{st}$, 具有速度量纲, 称之为小注入时的表面复合速度。

§ 3 同质结太阳能电池的基本原理

2.3.1 理想 PN 结的伏安特性

在小注入、耗尽区内无产生—复合电流的情况下，PN 结电流密度

$$J = J_s(e^{qV/KT} - 1) \quad (2.27)$$

称为 PN 结的理想方程。其中 J_s 为饱和电流密度：

$$J_s = \frac{qD_p p_{n0}}{L_p} + \frac{qD_n n_{p0}}{L_n} \quad (2.28)$$

式中 D 为载流子扩散系数， L 为扩散长度， L 与 D 、 τ 间的关系为

$$L_p = \sqrt{D_p \tau_p}, L_n = \sqrt{D_n \tau_n} \quad (2.29)$$

当耗尽区内存在产生或复合电流时， J 可用以下经验公式表示

$$J = J_s(e^{qV/\eta KT} - 1) \quad (2.30)$$

η 称为理想因子，表征耗尽区中产生或复合电流的影响。当耗尽区存在产生或复合电流时， $\eta > 1$ 。

2.3.2 同质结太阳能电池的基本结构与工作原理

图 2.2 表示了一个硅 PN 结太阳能电池的基本结构。它由在表面上形成的 PN 结及正、背面引出电极构成。高效电池中还包括减反射层、表面钝化层等结构。

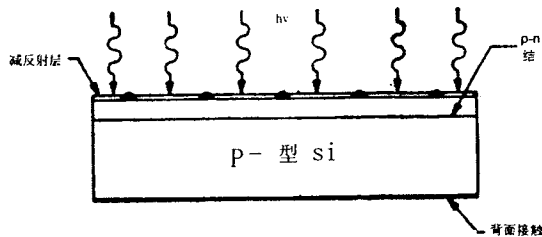


图 2.2 硅 PN 结太阳能电池示意图

当有光射入半导体时，由于光生伏特效应，在 PN 结两侧形成光电压。图 2.3 显示了不同状态下 PN 结的能带图。(a)无光照时，PN 结势垒高度为 qV_D 。(b)半导体受稳定光照且处于开路状态，两端电压为 V_{OC} 。这时 PN 结处于正偏状态，费米能级分裂宽度为 qV_{OC} ，结势垒高度为 $q(V_D - V_{OC})$ 。(c)有光照且 PN 结处于

短路状态, PN 结两端积累的光生载流子在外电路复合形成短路电流 I_{SC} 。光电压消失, 结势垒高度为 qV_D 。(d) 有光照和外接负载时, PN 结两端电压等于负载上的电压 V , 结势垒高度为 $q(V_D - V)$ 。太阳电池正是工作在此种状态下, 并在负载上输出功率。

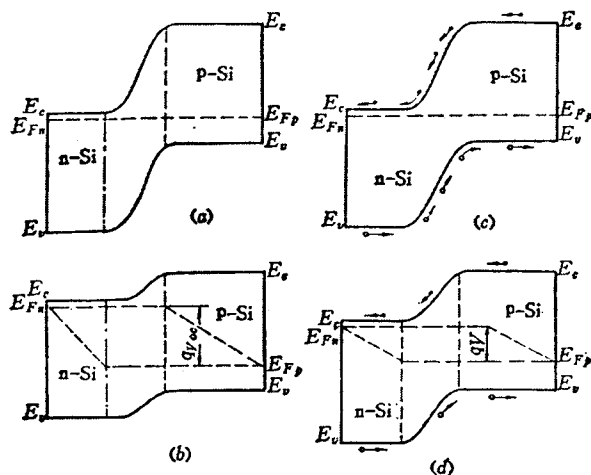


图 2.3 不同状态下硅光电电池的能带图

2.3.3 同质结太阳电池的基本特征

(1) 光电流

考虑到光的反射、材料吸收、载流子产生率后, 光电电池的光生电流密度表为

$$J_L = \int_0^\infty \int_0^W q G_L(x, \lambda) dx d\lambda \quad (2.31)$$

其中,

$$G_L(x, \lambda) = \phi_0(\lambda) \cdot Q \cdot [1 - R(\lambda)] \alpha(\lambda) e^{-\alpha(\lambda) \cdot x}$$

$\phi_0(\lambda)$ 为单位时间投射到单位面积光电电池上的光子数。 Q 为量子产额, 即每一能量大于 E_g 的光子产生电子—空穴对的几率。 $R(\lambda)$ 为表面反射率。 $\alpha(\lambda)$ 为材料吸收系数。 W 为电池厚度。 $G_L(x, \lambda)$ 即在距电池表面 x 处光生载流子的产生率。

上式为理想情况下的光电流密度, 亦即光电流的最大可能值。

为求得有复合、扩散、漂移等各因素影响后的光生电流表达式, 我们先作以下假定:

1. 光电电池各区满足小注入条件;

2. 耗尽区宽度 < 扩散长度 L;
3. 结平面无限大, 不考虑边缘效应;
4. 基区少子扩散长度 L > 电池厚度 W;
5. 各区均匀掺杂, PN 结为突变结。

在一维情况下, 描述光电池工作状态的基本方程为:

$$\text{电流密度方程: } J_p = q\mu_p p_n \varepsilon_n - qD_p \frac{dP_n}{dx} \quad (2.32)$$

$$J_n = q\mu_n n_p \varepsilon_p + qD_n \frac{dn_p}{dx} \quad (2.33)$$

$$\text{连续性方程: } \frac{dp_n}{dt} = G_L - U_n - \frac{1}{q} \cdot \frac{dJ_p}{dx} \quad (2.34)$$

$$\frac{dn_p}{dt} = G_L - U_p + \frac{1}{q} \cdot \frac{dJ_n}{dx} \quad (2.35)$$

$$\text{泊松方程: } \frac{d\varepsilon}{dx} = \frac{q}{\varepsilon_r \varepsilon_0} (N_D - N_A + p + n) \quad (2.36)$$

下面分别考虑各区的情况:

① n 区 稳态条件下, $\frac{\partial p_n}{\partial t} = 0$, 于是(2.34)成为

$$G_n - U_n - \frac{1}{q} \frac{dJ_p}{dx} = 0 \quad (2.37)$$

由于均匀掺杂, $\varepsilon_n = 0$, 将(2.32)对 x 求导, 得到:

$$\frac{\partial J_p}{\partial x} = qD_p \frac{\partial^2 p_n}{\partial x^2} \quad (2.38)$$

量子产额为 1 时, $G_n(x) = \phi_0(\lambda)\alpha(1-R)e^{-\alpha x}$ (2.39)

$$U_n = \frac{\Delta p}{\tau_p} \quad (2.40)$$

将(2.38)—(2.40)代入 (2.37), 得到:

$$D_p \frac{\partial^2 p_n}{\partial x^2} - (1-R)\phi_0(\lambda)\alpha e^{-\alpha x} - \frac{\Delta p}{\tau_p} = 0 \quad (2.41)$$

为解上述方程，需考虑 n 区的边界条件：

1. 在 $x=0$ 处，复合率正比于表面复合速度，即

$$D_p \frac{d(p_n - p_{n0})}{dx} \Big|_{x=0} = S_p(p_n - p_{n0}) \quad (2.42)$$

2. 在靠近 PN 结空间电荷区边缘 x_n 处

$$p_n - p_{n0} = p_{n0}(e^{qV/KT} - 1) \quad (2.43)$$

考虑 (2.42)、(2.43) 后，可得到 (2.41) 的解。即到达 PN 结边缘的空穴电流密度为

$$J_p = \frac{q\phi_0(1-R)\alpha L_p}{\alpha^2 L_p^2 - 1} \cdot \left[\frac{(S_p L_p / D_p + \alpha L_p) - e^{-\alpha x_n} \left(\frac{S_p L_p}{D_p} ch \frac{x_n}{L_p} + sh \frac{x_n}{L_p} \right)}{\frac{S_p L_p}{D_p} sh \frac{x_n}{L_p} + ch \frac{x_n}{L_p}} - \alpha L_p e^{-\alpha x_n} \right] \quad (2.44)$$

②P 区 考虑到与 N 区类似的边界条件和基本方程，可以得到

$$J_n = \frac{q\phi_0(1-R)\alpha L_n}{\alpha^2 L_n^2 - 1} e^{-\alpha(x_n + w')} \left\{ \alpha L_n - \left[\frac{\frac{S_n L_n}{D_n} (ch \frac{H}{L_n} - e^{-\alpha H}) + sh \frac{H}{L_n} + \alpha L_n e^{-\alpha H}}{\frac{S_n L_n}{D_n} sh \frac{H}{L_n} + ch \frac{H}{L_n}} \right] \right\} \quad (2.45)$$

其中 H 为 P 区厚度。

③耗尽区 由于耗尽区存在较强的漂移电场，且宽度 w' 很小，可以认为耗尽区中产生的光生载流子均可被电场分离，所以

$$J_c(\lambda) = \int_0^{w'} q\phi_0(1-R)e^{-\alpha x} dx \\ \approx q\phi_0(1-R)e^{-\alpha x_n}(1 - e^{-\alpha w'}) \quad (2.46)$$

光电池光生电流 $J_L(\lambda)$ 即上述三区光电流密度之和。将 $J_L(\lambda)$ 积分，即得到总的光生电流密度：

$$J_L = \int_0^\infty J_L(\lambda) d\lambda = \int_0^\infty [J_n(\lambda) + J_p(\lambda) + J_c(\lambda)] d\lambda \quad (2.47)$$

PN 结短路时，短路电流 $J_{sc} = J_L$ 。

从 n 区、p 区及耗尽区光电流表达式可以看出， J_{sc} 与光生载流子产生率 $G_L(x)$ 、各区及表面复合有关，可以表示成

$$J_{sc} = q \int_0^w G_L dx - q \int_{P\text{区}} \frac{\Delta n}{\tau_n} dx - q \int_{N\text{区}} \frac{\Delta p}{\tau_p} dx - q \int_{c\text{区}} U dx - q \Delta p S_p - q \Delta n S_n \quad (2.48)$$

因此, 提高 J_{sc} 的途径在于提高光生载流子产生率 G_L 、增加各区少子寿命和减少表面复合。

(2) 光电压

光照使 PN 结两端出现光电压。光电压与内建电场方向相反, 降低了势垒高度, 并使耗尽区变薄。光电压使光电池中出现由 P 区向 N 区的结电流 I_D 。在开路状态时, I_D 与光生电流方向相反, 大小相等, 即

$$J_L = J_D = J_0 (e^{-qV/\eta KT} - 1) \quad (2.49)$$

开路时, $V = V_{OC}$, 即:

$$V_{OC} = \frac{\eta KT}{q} \ln\left(\frac{J_L}{J_0} + 1\right) \quad (2.50)$$

一般 $J_L \gg J_0$, 故可取 $V_{OC} = \frac{\eta KT}{q} \ln(J_L/J_0)$ 。

由于反向饱和电流密度

$$J_0 = qD_n \frac{n_i^2}{N_A L_n} + qD_p \frac{n_i^2}{N_D L_p} \text{ 以及 } n_i^2 = N_A N_D e^{-qV_D/KT}$$

$$J_0 = J_{00} e^{-qV_D/KT} \quad (2.51)$$

$$\text{其中 } J_{00} = qD_n \frac{N_D}{L_n} + qD_p \frac{N_A}{L_p} \quad (2.52)$$

当 $\eta=1$ 时, 有

$$V_{OC} = V_D - \frac{KT}{q} \ln \frac{J_{00}}{J_L} \quad (2.53)$$

因而, 一般增加 V_{OC} 的途径有减少复合以减小反向饱和电流, 增加各区掺杂浓度以提高 V_D 等等。

2.3.4 光电池的输出特性

图 2.4 为 PN 结太阳能电池的等效电路图。 R_s 、 R_{sh} 分别为光电池中的串、并联电阻, R_L 为负载。

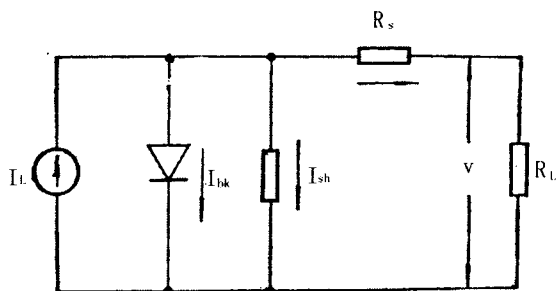


图 2.4 光电池的等效电路

这样，流经负载 R_L 的电流 I 为

$$I = I_L - I_D - I_{sh} = I_L - I_D - \frac{I(R_s + R_L)}{R_{sh}} \quad (2.54)$$

负载输出电功率为

$$P = IV = [I_L - I_0(e^{q(V-IR_s)/\eta KT} - 1) - \frac{I(R_s + R_L)}{R_{sh}}] \cdot V \quad (2.55)$$

负载特性曲线如图 2.5。图中曲线上任一点称工作点。当负载调节至某一值 R_m 时，对应得到负载输出最大：

$$P_m = I_m V_m$$

则 I_m 、 V_m 分别称最佳工作电流和最佳工作电压。 R_m 称最佳负载，相应工作点为最佳工作点。

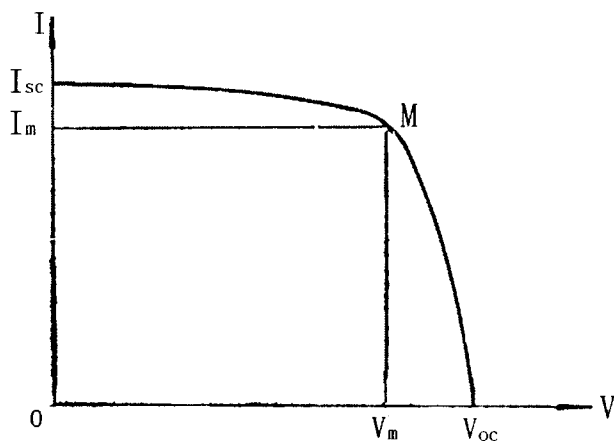


图 2.5 负载特性曲线

最大输出功率 P_m 与 $(V_{oc} \times I_{sc})$ 之比称填充因子 FF, 即

$$FF = \frac{P_m}{V_{oc} I_{sc}} = \frac{V_m I_m}{V_{oc} I_{sc}} \quad (2.56)$$

因而, 单位面积太阳电池的效率可以表为

$$\eta = \frac{FF \cdot V_{oc} \cdot I_{sc}}{\int_0^\infty \phi_0(\lambda) \frac{hc}{\lambda} d\lambda} \quad (2.57)$$

§ 4. 太阳光谱

由于大气的散射和吸收作用, 在不同时间、地点, 地球表面的太阳光强度和光谱分布都有很大不同。为便于进行电池特性的比较, 必须规定一个地面上的测量标准。

太阳辐射到达地面的衰减程度主要取决于穿过大气的光程长度。由此提出“大气质量”的概念

$$\text{大气质量} = D/d = 1/\cos\theta \quad (2.58)$$

其中 D 为大气层厚度, d 为太阳光穿过大气层的光程, θ 相当于太阳的天顶角。因而, 当太阳垂直入射时, 大气质量为 1, 相应的太阳光谱称 AM1 光谱; 以天顶角 48.2° 入射时, 相应光谱为 AM1.5 光谱。另外, 定义在太阳与地球平均距离 (距地球 $1.495 \times 10^8 \text{km}$) 处的光谱为 AM0 光谱。空间电池的测试采用 AM0 光谱。地面电池的测试则常用 AM1、AM1.5、AM2 光谱。

上述几种光谱不仅总辐照强度不同, 而且能谱分布也有所不同。一般情况下, 太阳电池采用 AM1—2 光谱测量的效率要比用 AM0 光谱测量的值高一些, 这是由于二者能谱分布不同造成的。

第三章 全铝背场结构高效电池的研究

背表面场的概念提出于 70 年代^[1]。它的出现显著提高了当时高效电池的性能。在其后二十多年中,对背表面场的认识一直存在争议。背表面结构是电池最重要的结构之一,对它的认识和研究有助于提高电池的效率。

本章将着重讨论全铝背场的原理、作用,并对全铝背场激光刻槽电池的整体结构设计、工艺作一全面阐述。

§ 1. 电池正面结构的设计

光电池的正面结构主要包括减反射层、正面引出电极和扩散形成的 PN 结。PN 结是光电池最基本的结构,其重要性不言而喻。良好的电极设计可以最大限度地减少损耗,改善电池的输出性能。减反射结构的设计对光电池也十分重要,这一部分将在第五章予以说明。

3.1.1 正面电极设计

正面电极图形设计需满足两个要求:1)电极遮光面积要尽可能少;2)要使光电流到达电极前和在电极上的损耗尽量少。这两个要求对电极栅线疏密的要求是矛盾的。良好的正面电极设计要在二者中寻求最佳结合点。

对短路电流密度为 J_{sc} 、表面扩散层薄层电阻为 $R_{\square}$ 的光电池而言,需要电极栅间距^[2]

$$d < \sqrt{12KT/(qJ_{sc}R_{\square})} \quad (3.1)$$

这时,认为由于扩散层电阻引起的电压降小于 KT/q ,而不致使电池性能严重退化。

对我们的 BCSC 而言,假定 J_{sc} 的上限为 36mA, $R_{\square}$ 上限为 250 $\Omega/\square$,要求 $d < 0.186\text{cm}$ 。

实际电池中,我们选择电极栅距为 0.18cm。电极图形见图 3.1。电极设计遮光面积仅 2.7%,实际遮光面积不足 4%。

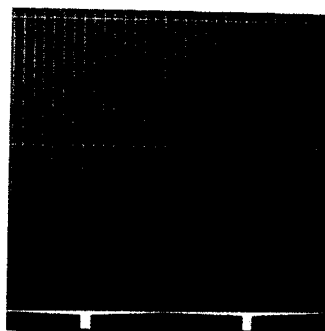


图 3.1 激光刻槽埋栅电池的正面图形

这样大间距的电极图形设计，可以增加电池有效光照面积而不使损耗增加。例如，我们将电极栅间距由 0.16cm 增加至 0.18cm 后电池性能的比较（表 3.1）可以说明这一点。

表 3.1 正面电极栅线间距对电池参数的影响

栅线间距(cm)	$I_{sc}(mA)$	$V_{oc}(mV)$	FF	η
0.16	835	627.2	0.7852	16.29%
0.18	849.6	627.4	0.776	16.36%

正面电极金属化系统的选择也是一个需要考虑的问题。在 BCSC 中，我们选择 Ni/Cu/Ag 金属系统。Cu 的电阻率较小 ($\rho=1.7 \times 10^{-6} \Omega cm$)，以它作为导电的主要部分。然而 Cu 在 Si 中的扩散系数过大 (80℃时，为 $1.35 \times 10^{-9} cm^2/s$)，因而，须在 Cu、Si 之间用 Ni 作扩散阻挡层 (200℃下，Ni 的扩散系数仅为 $2 \times 10^{-16} cm^2/s$)。最后，在 Cu 上镀一层 Ag 以满足电池封装的需要。

Ni/Si 界面的肖特基势垒可能对电池性能的影响非常大^[3]。然而，由于电极下高掺杂的隧穿效应，加上适当温度的烧结以形成 Ni/Si 化合物，可以使接触电阻大幅度下降^[4]。

3.1.2 发射区设计

对 P 型衬底太阳能电池，发射区设计要满足：

(1) 发射区贡献的饱和电流 J_{0E} 尽量小。

$$J_{0E} = \frac{qn_i^2}{N_D} \sqrt{D_p / \tau_p} \quad (3.2)$$

在发射区掺杂浓度 N_D 适中 ($10^{17} - 10^{18} \text{ cm}^{-3}$) 的情况下, $\tau_p \propto \frac{1}{N_D}^{[5]}$ 。因此

$$J_{0E} \propto \sqrt{\frac{1}{N_D}}$$

(2) 发射区横向电阻引起的功率损失尽可能小。横向电阻功率损失 P_l 表为^[6]

$$P_l = R_{\square} (S - W)^2 J_{mp} / 12 V_{mp} \quad (3.3)$$

其中, S 、 W 分别为电极栅间距和栅宽, J_{mp} 、 V_{mp} 为最佳工作点的电流密度、电压, $R_{\square}$ 为发射区薄层电阻。

从以上两个要求来看, 发射区掺杂浓度应当高一些。然而, 重掺杂会在扩散区形成大量缺陷; 另外, 由于俄歇复合的特征寿命 $\propto \frac{1}{N_D^2}$, 当 $N_D > 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 后, 俄歇复合便成为发射区主要复合机制。这时, 少子寿命将随掺杂浓度的平方而急剧下降, 甚至形成“死层”, 电池的短波光响应必然明显下降。同时, 重掺杂也会使禁带变窄, 从而使 J_{0E} 上升。

综合以上考虑, 发射区的表面掺杂浓度应在 $10^{18} - 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 之间, 结深可以较大 ($1 \mu\text{m}$ 或以上)。结深较深的原因在于, 可以在掺杂浓度不高的情况下, 保持 $R_{\square}$ 不增大, 从而使横向电阻造成的功率损失不增加。

尽管有一些结果不太一致, 发射区掺杂的模拟^{[7][8]}还是显示, 掺杂浓度和结深在上述范围时可以给出较佳的电池性能。一些实验事实也说明了这一点^{[9][10]}, 虽然和理论计算结果有一定出入。

值得注意的是, 发射区的设计要充分考虑到正表面复合的影响。我们利用 PC1D 程序模拟了 (模拟参数见表 3.2) 扩散区薄层电阻不变时 ($R_{\square} = 150 \Omega / \square$) 不同正表面复合情况下电池效率和结深之间的关系 (图 3.2)。图中可以发现, 当正表面复合速度较小 ($S_f = 1000 \text{ cm/s}$) 时电池效率随结深的变化不明显, 仅在结深非常浅或非常深 ($x_j \leq 0.2 \mu\text{m}$ 或 $x_j \geq 2 \mu\text{m}$) 时略有下降。然而, 表面复合速度相当大时 ($S_f = 10^5 \text{ cm/s}$), 结深越浅 (由于 $R_{\square}$ 不变, 结深越浅相当于掺杂浓

度越高)，则电池效率越高，且变化十分明显。这说明在表面复合极高的情况下，必须采用浅结来增加光电流收集几率，而对表面有良好钝化层的电池而言，则不需如此。因而，我们的电池可以采用较深的扩散层。

表 3.2 PC1D 模拟时的基本参数

材料	P 型硅	背表面 P ⁺ P 结	无
衬底电阻率	0.2 $\Omega \text{ cm}$	测试温度	24°C
电池厚度	300 $\mu \text{ m}$	正表面反射	5%
正表面复合速度	1000 cm/s	电极电阻	无
背表面复合速度	0 cm/s	背反射面	无
发射区表面掺杂浓度	$4.7 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$	少子体寿命	50 $\mu \text{ s}$
发射区结深	1 $\mu \text{ m}$		
发射区浓度分布	Gauss 分布		

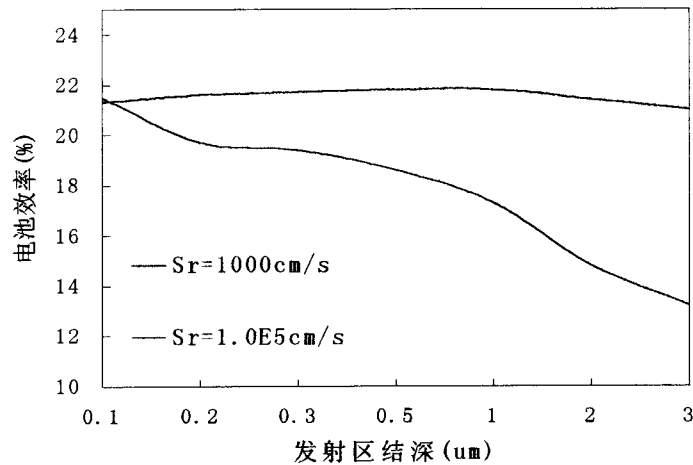


图 3.2 不同正表面复合下效率与结深的关系
(扩散层 $R_{\square}=150\Omega/\square$)

3.1.3 正面电极下的重扩层

我们的 BCSC 在正面电极下，有一 $R_{\square} \sim 10\Omega/\square$ 的重扩散层。重扩散层有三

个主要作用：利用重掺杂降低 Ni（实际上是 NiSi 化合物）和 Si 之间的接触电阻；降低 Ni/Si 界面复合；适当减少电池表面的横向电阻。

重扩层的设计原则上要有较高浓度和一定结深即可。值得注意的是掺杂水平过高时，横向扩散会引起扩散区掺杂浓度的改变。

§ 2 BCSC 的工艺研究

3. 2. 1 材料选择

我们选择不同电阻率的 P 型、(100)晶向的直拉（CZ）或区熔（FZ）单晶硅作衬底。材料的电阻率对电池参数影响较大。较低电阻率的电池由于掺杂较重，少子寿命会低一些，导致短路电流较低。但由于结势垒的提高减少了暗电流，同时，体电阻和接触电阻较小，开路电压和填充因子会有改善。

我们研究了不同电阻率材料对电池参数的影响（表 3.3）。发现在我们的电池中， V_{oc} 确实随材料电阻率的下降而上升，但 J_{sc} 几乎不随材料的电阻率而改变，与预期不一致。这很可能是由于样品中正面电极制作和减反射结构制作工艺未优化造成的。

表 3.3 电池参数与材料电阻率的关系

电阻率($\Omega\text{ cm}$)	$I_{sc}(\text{mA})$	$V_{oc}(\text{mV})$	FF	$\eta(\%)$
0.17-0.23	842.6	659.8	0.8046	17.71
0.425-0.525	841.2	640	0.793	16.89
0.85-1.15	840.7	622.5	0.794	16.46

实际电池制作中，我们选择了 0.2, 0.4-0.5, 0.8-1.2 Ωcm 三种不同电阻率的 FZ 材料和 0.8 Ωcm 的 CZ 材料作衬底。

3. 2. 2 工艺流程与工艺研究

(1)工艺流程 电池制作的工艺依次为：

硅片清洗→绒面制备→扩散制结→氧化→激光刻槽→去除槽内沉积物→槽内重扩散→背面蒸镀铝→烧结→电极制作→去边→减薄氧化层。

在工艺过程中，有四次高温过程，即一次氧化，二次扩散和一次烧结过程。四次高温过程对电池性能有重要影响。下面分别加以讨论。

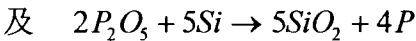
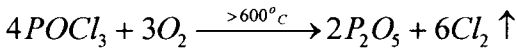
(2) 氧化过程

扩散制结后的氧化有四个目的：作重扩散的阻挡层；作电极制作时的阻挡层；减薄后作减反射层；减少电池制作过程中沾污的影响。由于前两个作用特别是第二个作用，氧化层的厚度不能少于 $3000 \text{ \AA}$ 。然而，有绒面情况下过厚的氧化层会引起表面损伤^[11]。因此，我们的氧化层控制在 $4000 \text{ \AA}$ 以下。

氧化层的钝化作用在高效电池中十分重要。因此，我们采用 TCA（三氯乙烷）干氧氧化。TCA 在高温下分解的 Cl 离子可以减少金属离子沾污、钝化 SiO_2 中 Na^+ 活性、抑制或消除热氧化缺陷^[12]，从而产生极低的界面态密度^[13]，同时有利于保持衬底原有的少子寿命。

(3) 扩散

扩散采用液态源（ POCl_3 ）和固态源扩散两种方法。固态源扩散系统简单，有害气体排放较少；液态源扩散则是利用 POCl_3 在高温有氧条件下的反应：



来实现掺杂目的，其优点是液态源中杂质含量较低，并适用于大规模生产。两种扩散方式在我们的实验中都有应用。

我们也对比了二者对电池性能的影响（表 3.4）。在 10 个样品中，液态源扩散电池性能都优于采用固态源扩散的电池。

表 3.4 扩散方式对电池参数的影响（多个样品的平均结果）

扩散方式	$I_{sc}(\text{mA})$	$V_{oc}(\text{mV})$	FF	$\eta(\%)$
液态源	869.7	623	0.7756	16.65
固态源	785.3	619.6	0.7866	15.15

扩散时通过调节温度、时间、气流等参数以获取设计所需的浓度分布。但是，后续高温过程会引起浓度分布发生很大的变化。实验中发现， 980°C 、5 小时的高温会使扩散区表面浓度从 $4 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 降至 $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ，同时结深由 $0.24 \mu\text{m}$ 增至 $0.82 \mu\text{m}$ 。因此，扩散时要考虑后续高温过程的影响。

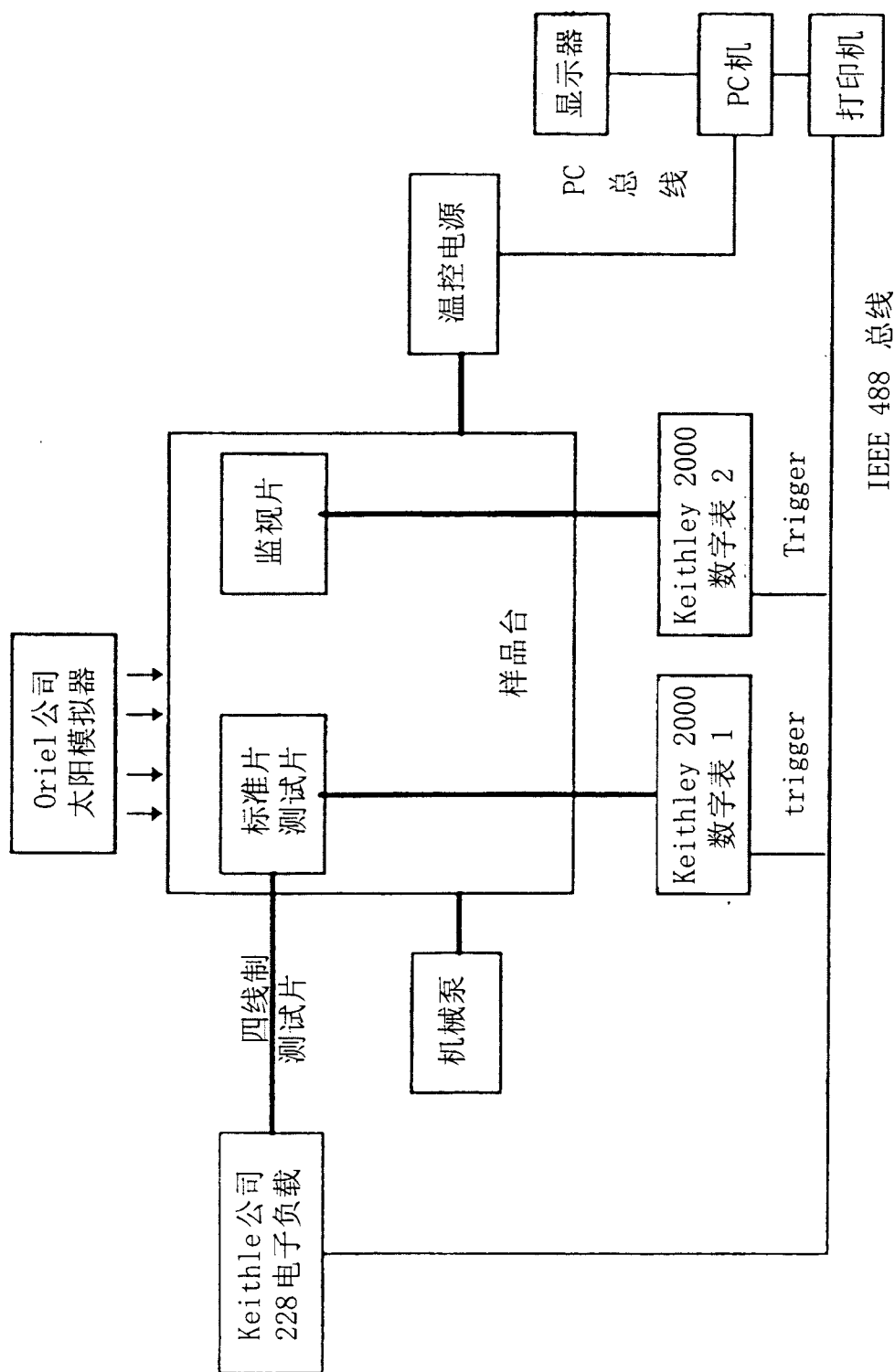


图 3.3 光电池的测试系统

(4) 烧结过程

高温过程后材料的少子寿命都难以避免降低。这种结果一方面来自高温前材料表面的杂质在高温过程中的扩散；一方面来自于高温过程中的沾污。后者显然与高温过程的时间是正相关的。然而，有吸杂作用的高温过程则不受此影响。我们曾比较了高温铝烧结时间（从几小时至十几小时）对电池性能的影响，发现没有明显的差异。关于烧结过程的作用，在下文中还有论述。

§ 3. 电池的测试

3.3.1 光电池效率的测试系统

光电池的测试利用北京太阳能研究所的测试系统（图 3.3）。这套系统经过了二级标准电池的标定，主要包括太阳模拟器、电学参数测试和数据采集系统。

3.3.2 电池性能

经过优化工艺，分别得到了采用 FZ、CZ 材料的最佳性能光电池（电池结构见图 3.4），电池的 IV 曲线见图 3.5 及 3.6。FZ 材料（ $0.2\Omega\text{cm}$ ）电池的效率达到 18.6%（ $V_{OC}=663.8\text{mV}$ ， $J_{SC}=34.84\text{mA}/\text{cm}^2$ ， $FF=0.8058$ ，电池面积 25.5cm^2 ，AM1.5 光谱，经美国国家可再生能源实验室测试）， $0.8\Omega\text{cm}$ CZ 材料电池亦达到 17.2% 的效率（ $V_{OC}=622.9\text{mV}$ ， $J_{SC}=34.88\text{mA}/\text{cm}^2$ ， $FF=0.7927$ ），这些结果都接近了国际上同类电池的最好水平。

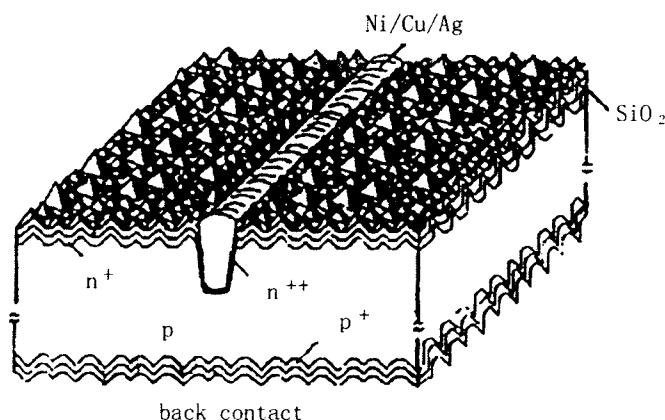
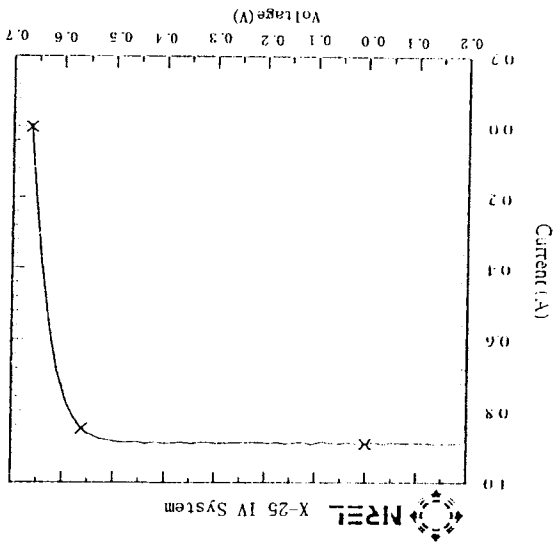


图 3.4 全铝背场 BCSC 结构图

BSERI (China) mono-Si

Sample: 101
Jan 26, 1998 12:14 PM
ASTM E892-87 Global
Irradiance: 1000.0 Wm⁻²
Temperature=25.0°C
Area=25.54cm²



$V_{oc} = 0.6638V$
 $I_{sc} = 0.8898A$
 $J_{sc} = 34.84mA/cm^2$
Fill Factor=80.58%
 $P_{max} = 476.0mW$
 $I_{max} = 0.8475A$
 $V_{max} = 0.5616V$
Efficiency=18.6%

图 3.5 FZ材料全铝背场BCSC的I-V曲线

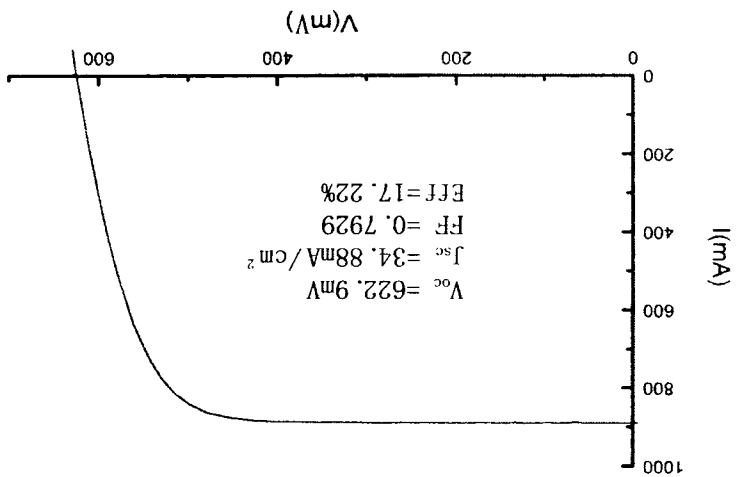


图 3.6 半导体CZ材料BCSC的I-V曲线

采用不同材料电池效率上的差异主要是材料质量造成的。众所周知，由于生长方式不同，FZ、CZ 材料的氧、碳杂质含量有一定差异，这些差异导致了电池效率的差别。另外，从上述结果中也可以看到材料电阻率对电池性能的影响。CZ 材料电阻率较高，因而 J_{SC} 可与 FZ 材料电池比拟，而 FF 、 V_{OC} 则相对要低一些。

§ 4 铝背表面场的作用

背表面场 (BSF) 指在光电池 P 型基区背表面通过扩散或合金方法形成的 P^+P 结。背表面场的概念自 70 年代提出以来，在实际应用中确实有显著的作用。然而，时至今日，对它的认识都不尽一致。本节中，将对铝背表面场作一专门探讨。

真空蒸镀在电池基区背表面的 Al 层，在经过高温 ($>577^\circ\text{C}$) 烧结后，形成 Al/Si 合金。由于 Al 是替位杂质，同时 Al 在 Si 中的固溶度在 10^{19}cm^{-3} 以上，因而在电池背表面形成高掺杂的 P^+ 区。 P^+ 区的存在，对减小电池背表面和金属电极间的接触电阻显然是有益的，特别对高阻衬底而言。因此，背表面场有改善欧姆接触的作用。背表面场的其它作用在下文中分别加以讨论。

3.4.1 铝背表面场的吸杂作用

铝背场的吸杂作用主要是通过分凝作用实现的。杂质在 Al 和 Si 中的固溶度关系可用分凝系数 S 表示：

$$S = \frac{[imp]_{Al}}{[imp]_{Si}} \propto e^{-(E_{Al}^{imp} - E_{Si}^{imp})/KT} \quad (3.4)$$

其中， E_{Al}^{imp} 和 E_{Si}^{imp} 分别为杂质在 Al、Si 中的激活能。

由于激活能的差别，一般金属在 Al、Si 中的分凝系数非常大，如 Co 的分凝系数为 $10^{4[14]}$ ，Fe 则达 10^6 - $10^7[15]$ 。

热平衡时杂质在 Al (实际上是 Al-Si 合金)、Si 中的含量不仅依赖于分凝系数，也与 Al、Si 层厚度相关：

$$\frac{C_{final}^{imp}}{C_{initial}^{imp}} = \frac{1}{(1 + S/x)} \quad (3.5)$$

其中 x 为 Si 层和 Al 层厚度之比。依据上式, 若合金层厚度为 $2\mu\text{m}$, Si 片厚度为 $200\mu\text{m}$, 并取 Fe 的分凝系数为 10^6 , 经充分高温过程后, Si 中的 Fe 可降至初始时的 10^{-4} 。可见, 要取得最佳吸杂效果, 就要求充分的高温过程和厚 Al 层。有文献显示, Al 层要厚于 $0.6\mu\text{m}$, 才能实现良好的吸杂效果^[16]。一些吸杂的单项实验和电池性能显示, 铝吸杂确实能使材料中金属杂质含量下降并提高电池性能^[17-19]。

吸杂过程是高效电池的最后一个高温过程。在高效电池制作中的作用非常重要。它可以大部消除前面高温过程中的沾污, 使电池最终的少子寿命回复或接近原始材料的水平。因此, 即使电池制作过程中存在一些问题(如净化条件不佳、工艺不严格等), 也可以通过吸杂过程予以弥补。换言之, 如果没有这一过程, 那么对高效电池材料、工艺的要求就要严格得多。

3.4.2 P⁺P 结的作用

(1) 对 V_{OC} 的影响

有 P⁺P 结存在时, 若仅考虑基区对反向饱和电流的贡献, 太阳电池的特性方程:

$$I = I_{SC} - \frac{qn_i^2}{\int_{x_j}^L \frac{p(x)}{D_n} dx} \exp\left(\frac{qV}{KT}\right) \quad (3.5)$$

其中, L 为基区厚度。

$I=0$ 时, 可得开路电压

$$\begin{aligned} V_{OC} &= \frac{KT}{q} \ln\left[\frac{I_{SC}}{qn_i^2} \int_{x_j}^L \frac{p(x)}{D_n(x)} dx\right] \\ &= \frac{KT}{q} \ln\left\{\frac{I_{SC}}{qn_i^2} \left[\int_{x_j}^{L-x_{jb}} \frac{p(x)}{D_n(x)} dx + \int_{L-x_{jb}}^L \frac{N_A^+(x)}{D_n^+(x)} dx\right]\right\} \end{aligned} \quad (3.6)$$

由于高掺杂, 第二项积分要远大于第一项, 上式简化为

$$V_{OC} = \frac{KT}{q} \ln \frac{I_{SC}}{qn_i^2} \int_{L-x_{jb}}^L \frac{N_A^+(x)}{D_n^+(x)} dx \quad (3.7)$$

比较无 P⁺P 结时,

$$V_{oc}' = \frac{KT}{q} \ln\left(\frac{I_{sc} N_A L}{q n_i^2 D_n}\right) \quad (3.8)$$

可以得到由于 P^+ 区的存在而使 V_{oc} 的增加

$$\Delta V_{oc} = \frac{KT}{q} \ln\left[\frac{D_n}{N_A L} \int_{L-x_b}^L \frac{N_A^+(x)}{D_n^+(x)} dx\right] \quad (3.9)$$

对于 $N_A^+(L) = 10^{19} \text{cm}^{-3}$, $L = 150 \mu\text{m}$, $x_{jb} = 0.5 \mu\text{m}$, $\rho = 10 \Omega\text{cm}$ 的电池, 可以计算出 $\Delta V_{oc} = 85 \text{mV}^{[20]}$ 。

然而, P^+P 结提高 V_{oc} 的作用是有限的。如对 $0.5 \Omega\text{cm}$ 的电池, 按上面数据计算 ΔV_{oc} 仅 6mV , 对更低电阻率的电池, 则几乎没有开压的增益。在这种情况下, 要获得高的 ΔV_{oc} , 就必须提高 P^+ 区掺杂浓度和 P^+ 区的结深。然而, 高掺杂会显著降低 P^+ 区少子寿命; 同时, 由于高掺杂使扩散系数 D_n^+ 迅速减小, 加上 P^+ 区结深较深, 会使电池整个基区传输特性变坏。因此, 对低阻电池而言, P^+P 结本身并不能提高 V_{oc} 。

(2) 降低表面复合

在少子扩散长度大于基区宽度的情况下, 背表面的复合对电池性能影响很大。 P^+P 结的存在会一定程度上阻挡少子向背表面的渡越, 从而减少背表面的复合。

为探究 P^+P 结减小复合的作用, 我们模拟了不同表面复合速度下有无 P^+P 结对电池性能的影响(图 3.7)。发现当背表面复合速度适中时 ($10^3 - 10^4 \text{cm/s}$), P^+P 结确实可以通过减小复合来提高电池效率。而在表面复合速度很大或很小的情况下, P^+P 结几乎没有作用。这说明, 当表面复合速度很大时, 由此形成的少子浓度梯度也很大。这时, 要阻止少子渡越, 就必须提高 P^+ 区掺杂浓度和增加 P^+P 结结深, 而这又会导致前面提到的结果。

因此, P^+P 结减小复合的作用仅在表面复合速度不是很大的情况下存在。文献中给出的硅铝合金背表面复合速度的数据很不一致。有的认为是 $1000 \text{cm/s}^{[11]}$, 而有的模拟中则选择无限大^[21]。如果背表面复合速度很大, 背场减小复合的作用就有限了。

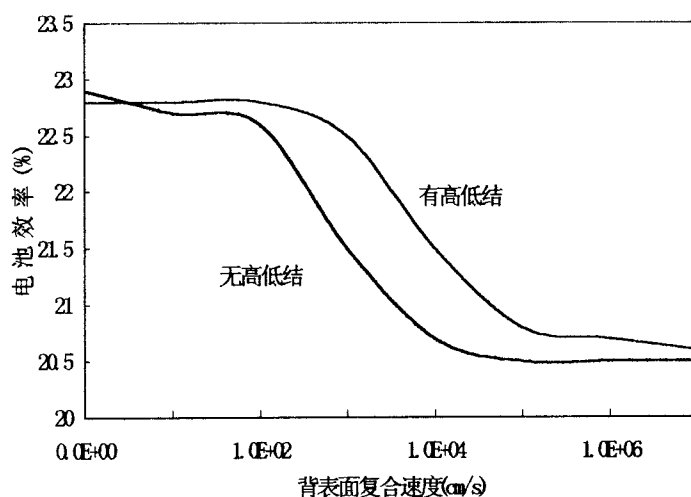


图 3.7 P⁺P 结减少复合作用的模拟

(P⁺区结深 1 μm 表面掺杂浓度 10¹⁹ cm⁻³)

3.4.3 对不同厚度电池的影响

基于减少成本的考虑，单晶硅太阳能电池倾向选择薄的衬底材料。薄材料带来的问题是：一部分可吸收光穿透电池而损耗；表面复合的作用更加显著，要设法减少表面复合的影响。

经烧结形成的 Al-Si 合金对来自电池体内的光有一定反射作用；同时，可以在一定程度上减少背表面复合，因而对解决薄材料带来的问题有一定帮助。

我们对 35 个样品作了一个统计，发现在有背场情况下，电池性能基本与厚度无关（表 3.5），而模拟则显示无背场时电池效率随厚度减少有轻微下降。

表 3.5 电池参数与材料厚度的关系（多个样品的平均结果）

材料厚度(μm)	I _{sc} (mA)	V _{oc} (mV)	FF	η (%)
[275,300]	867.2	616.5	0.7807	16.53
(300,320]	844.7	621.1	0.7514	15.63
(320,340]	847.7	620.2	0.7464	15.57
(340,360]	851.2	620.0	0.7419	15.51
(360,400)	860.5	618.7	0.7255	15.32

然而，上表并不能说明在采用更薄材料时铝背场可以防止效率的减少。上节说明了铝背场有时并不能有效减少背表面复合（同时， P^+ 区本身就是高复合区）；而一些文献则表明，烧结形成的 Al-Si 合金/Si 界面非常粗糙，并不是良好的背反射面^[22]。因此，对更薄的电池而言，铝背场并非最佳的选择。

3.4.4 铝背表面场的改进

由于烧结形成的铝硅合金背表面在减少复合和背反射效果方面的局限，同时铝硅合金区本身即高复合区，因而其成为限制电池效率进一步提高的障碍。

试图跨越这一障碍的努力促进了两方面的研究，一是采用新工艺替代烧结的办法，如快速热退火（RTP）方法，改善 Al-Si 界面的平整性^{[23][24]}；此外，就是对局域背接触结构的研究。

第四章 局域背接触结构高效电池的研究

由于可以有效减少背表面的复合和提高电池陷光性能,局域背接触结构成为光伏界研究的热点和进一步提高电池效率的有效手段。本章将对局域背接触结构的设计和实验结果作初步的探讨。

§ 1. 局域背接触结构的分析

4.1.1 背表面复合和背反射面对电池性能的影响

硅制造工艺的发展,已使低阻硅材料的少子寿命达到 1ms 以上。同时,现今的高效电池,都有良好的正表面钝化层。在这种情况下,背表面的复合成为贡献暗电流,限制电池效率提高的主要机制。电池的厚度越薄,则这种影响越大。

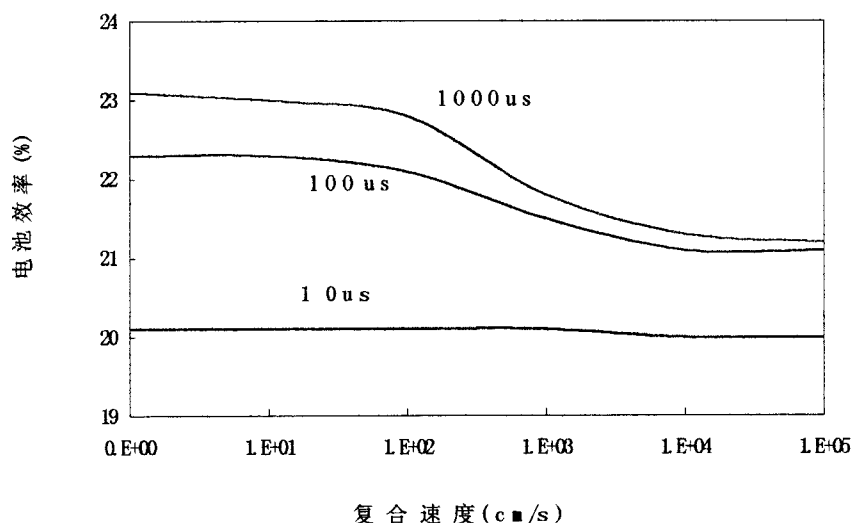


图 4.1 不同少子寿命电池效率与背表面复合速度的关系

我们模拟了不同少子寿命、不同电池厚度情况下,电池效率与背表面复合速度的关系(图 4.1, 4.2),模拟的结果反映了上述趋势。模拟显示,对 $200\mu\text{m}$ 厚,少子体寿命为 1ms 的电池,将背表面复合从 10^5cm/s 降至 10^2cm/s 可将效率从 20.5% 提高至 22.6%。模拟也显示,对少子寿命低的电池而言,降低背表面复合的意义不大。

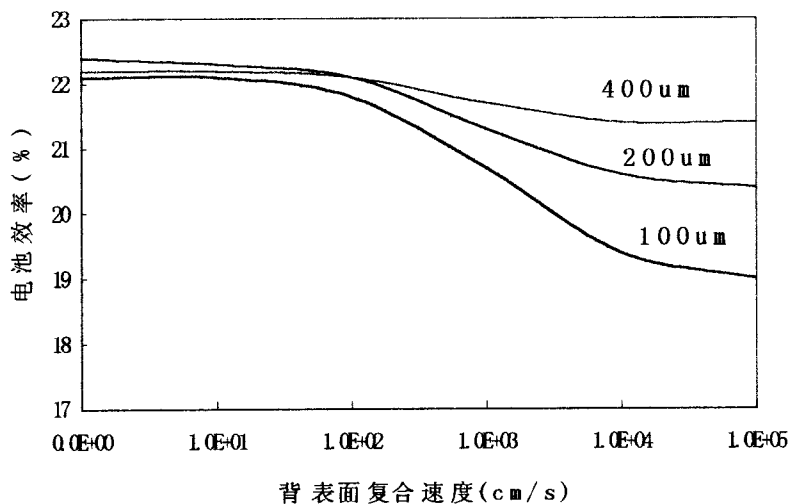


图 4.2 不同电池厚度下电池效率与背表面复合速度的关系

同时，我们也模拟了背反射面对效率的影响（图 4.3）。背反射面可以增加电池对红外光的响应。由图可见，良好的背反射面对厚达 $800\text{ }\mu\text{m}$ 的电池都有一定作用。在电池厚度小于 $300\text{ }\mu\text{m}$ 时，这种作用更加明显。

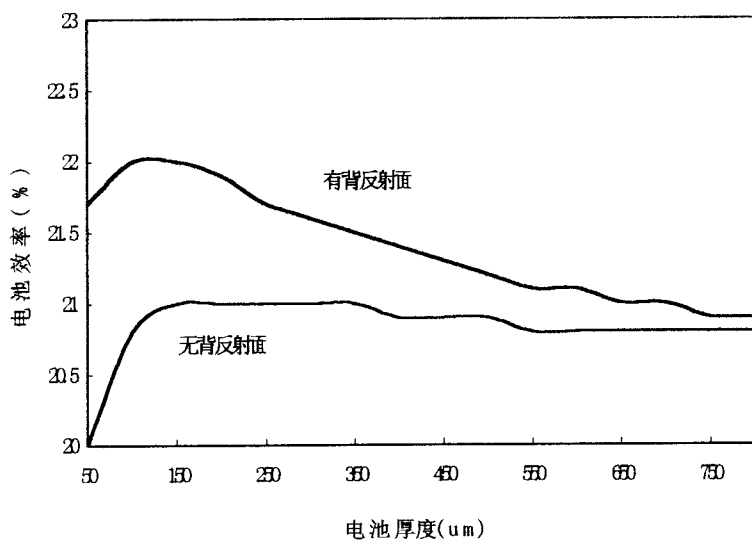


图 4.3 背反射面的作用
(假定背反射面可将 95% 的光反射回电池体内)

因此, 电池效率的进一步提高对减少背表面复合和提高背面光反射提出了更高的要求, 由此提出了新的背表面结构—局域背接触结构。

4.1.2 局域背接触结构的作用

图 4.4 显示了采用局域背接触结构的 PERC 和 PERL 电池。局域背接触结构的特点是: 背面电极接触只占整个背表面的很小部分, 其余部分则覆以钝化层; 钝化层上蒸镀金属作背反射面。该结构的作用为:

(1) 减少背表面复合 有钝化层的背表面表面复合很小。例如, 热氧化表面钝化可使表面复合速度降至 100cm/s 以下^[1]。高复合区 (背面电极接触区) 仅占整个背表面的 0.5%-2%, 因此, 整个背表面的复合减少了。

(2) 对光的内反射作用 局域背接触结构中, 钝化层下的金属 (Ag、Al 等) 是良好的内反射面。文献表明, $\text{Si}/\text{SiO}_2/\text{Al}$ 结构对光的内反射达 95% 以上^[2]。如果能和适当的正面结构相配合, 可大大提高电池的陷光性能 (参见第 5 章)。

4.1.3 采用局域背接触结构后需要解决的问题

局域背接触结构带来的一些问题必须予以解决:

- (1) 采取局域背接触后由于电极接触面积大大缩减而引起的功率损耗;
- (2) 钝化层必须有良好的钝化效果;
- (3) 局域背接触代替了原有的铝背场结构, 因此需要弥补没有铝背场吸杂、改善欧姆接触等作用带来的影响。

以下结合具体电池设计和工艺来讨论如何解决上述问题。

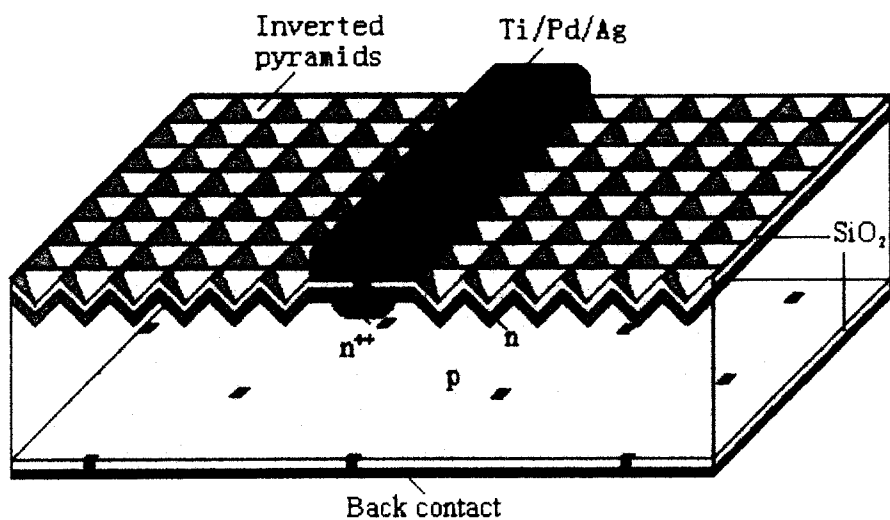
§ 2. 局域背接触电池的设计和工艺研究

4.2.1 电池结构设计

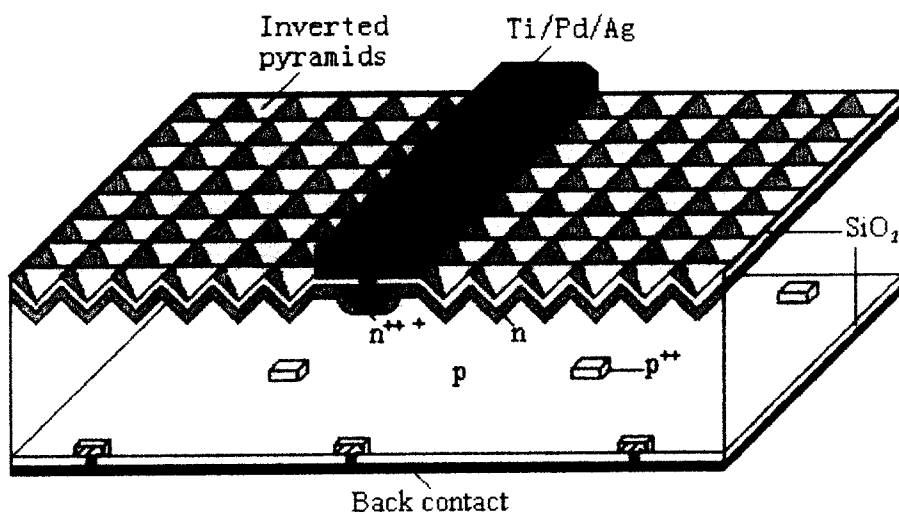
我们的局域背接触电池采用常规 BCSC 的正面结构和 PERC 电池的背面结构。电池的正面结构设计可见第三章。下面着重讨论局域背接触电池的一些特殊设计。

(1) 材料电阻率的选择

电池背面接触采用 Al/Si 直接接触而不经高温过程。由于没有 P^+ 区的存在,



(a) 钝化发射极和背表面 (PERC) 电池



(b) 钝化发射极和背表面局部扩散 (PERL) 电池

图 4.4 PERC 和 PERL 电池结构

接触电阻成为需要考虑的一个问题。当衬底电阻率为 $0.1\Omega\text{cm}$ 时, Al/Si 接触电阻率为 $5.4\times 10^{-4}\Omega\text{cm}$; 而对 $0.5\Omega\text{cm}$ 的衬底, 则上升到 $1.1\times 10^{-3}\Omega\text{cm}$ ^[3]。另外, 电池基区和局域背接触设计引起的串联电阻^[4]:

$$R_{\text{series}} = R_b + R_s = \rho w_b + S^2 \rho / \pi a \quad (4.1)$$

其中, S 为接触点间距, a 为方形接触点边长。由于我们采用了大间距设计, S^2/a 的值很大, 也要求衬底电阻率低。因此, 我们采用 $0.2\Omega\text{cm}$ 的衬底。

(2) 背面电极图形设计

一般意义上讲, 在整个背表面中, 电极面积比越小, 则背表面复合越少。然而, 由于“边缘效应”, 在相同电极面积比的情况下, 小间距、小触点图形带来的复合要多一些。考虑到上述因素, 背表面的暗电流可以表为^[5]:

$$J_0 = J_{100} f [1 + 0.88\omega / r + \omega^2 / 8r^2] \quad (4.2)$$

其中 J_{100} 为背表面全部被电极覆盖时的暗电流, f 为电极面积占整个背表面积的比率, ω 为电池厚度, r 为触点半径。按照上式, 在 f 相同的情况下, 选择大间距、大触点的图形设计带来的暗电流较小。

采用局域背接触结构后, 由于背电极面积缩减带来的功率损失 f_{lb} 等于^[6]:

$$f_{\text{lb}} = \frac{\rho}{8\omega} \frac{J_{\text{mp}}}{V_{\text{mp}}} S^2 [\ln(S/a) - 0.75] \quad (4.3)$$

其中, J_{mp} 、 V_{mp} 分别为最大功率点的电流密度和电压。显然, 大间距的设计增加了功率损失, 但采用低电阻率衬底可以减小其带来的影响。

综合以上考虑, 我们选择间距为 $2\text{mm}\times 2\text{mm}$, 大面积接触点 ($200\mu\text{m}\times 200\mu\text{m}$) 的背面电极图形。由于电极面积仅占整个背表面积的 1%, 根据 (4.2), 由背表面贡献的暗电流 J_0 仅占背表面全部被覆盖时的 5%, 大大减少了复合的影响。同时, 由于采用了 $0.2\Omega\text{cm}$ 的衬底, 由 (4.3) 式计算, 局域接触引起的功率损失仅为 0.7%。根据图 4.1-4.3 的模拟, 理想情况下, 背面复合减少带来的增益为 5%-10%, 背反射面对光的内反射作用带来的增益为 3%-4%, 完全可以弥补上述损失。

局域接触引起的功率损失主要引起电池最大功率点的改变, 即使填充因子 FF 降低。我们比较了三种局域背接触电池的填充因子 (表 4.1)。显然, 即使是电极面积仅占 5% 的大间距电极图形设计, 也不会导致明显的功率损失。说明这种设计是合理的。

表 4.1 不同背电极图形的比较

接触类型	接触点面积	接触点间距	电极面积比	填充因子
局域接触	$100\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m}$	$2\text{mm} \times 1\text{mm}$	0.5%	0.8001
局域接触	$200\ \mu\text{m} \times 200\ \mu\text{m}$	$2\text{mm} \times 2\text{mm}$	1%	0.8036
局域接触	$20\ \mu\text{m} \times 20\ \mu\text{m}$	$0.2\text{mm} \times 0.2\text{mm}$	1%	0.8107
全铝背场	—	—	100%	0.8-0.82

4.2.2 基本工艺过程

电池制作的基本工艺过程如下：

氧化→去除正表面氧化层→绒面制作→结扩散→氧化→激光刻槽→清洗槽内沉积物→重扩散→光刻背面接触点→背面真空蒸镀铝→Forming Gas 处理→电极制作→减薄氧化层。

值得注意的是 Forming Gas 处理过程。背表面氧化层的钝化作用对局域背接触电池非常重要。Forming Gas ($4\%\text{H}_2+96\%\text{N}_2$) 中的氢离子可以穿过 SiO_2 层迁移到 Si/SiO_2 界面，饱和界面上的悬挂键，减少界面态，因此可以提高 SiO_2 层的钝化效果^[7]。另外，Forming Gas 处理还有改善欧姆接触的作用。

4.2.3 电池性能的测试和分析

我们的局域背接触激光刻槽电池获得了 17.28% 效率 ($V_{\text{OC}}=650.4\text{mV}$, $J_{\text{SC}}=33.15\text{mA}/\text{cm}^2$, $\text{FF}=0.8014$, 见图 4.5)。在我们制作的同类电池中, V_{OC} 最高达到 659mV, FF 超过 0.81。高的填充因子显示背电极图形的设计是成功的。

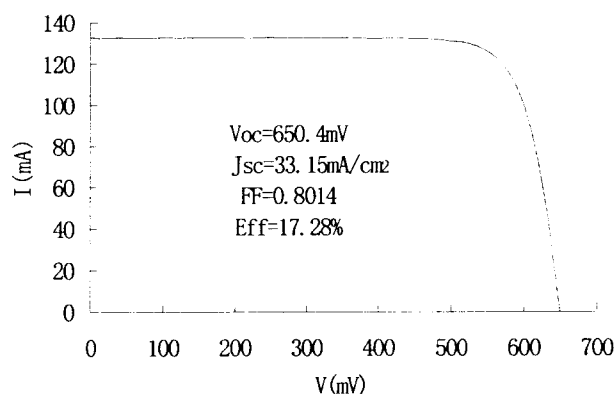


图 4.5 局域背接触 BCSC 的 I—V 曲线

我们对电池的光谱响应作了测试（图 4.6）。测试结果显示，在接近吸收限（1100nm）附近，局域背接触电池的光响应显著高于全铝背场电池。说明局域背接触结构确实对光有良好的内反射作用，从而提高了电池的红外光吸收。

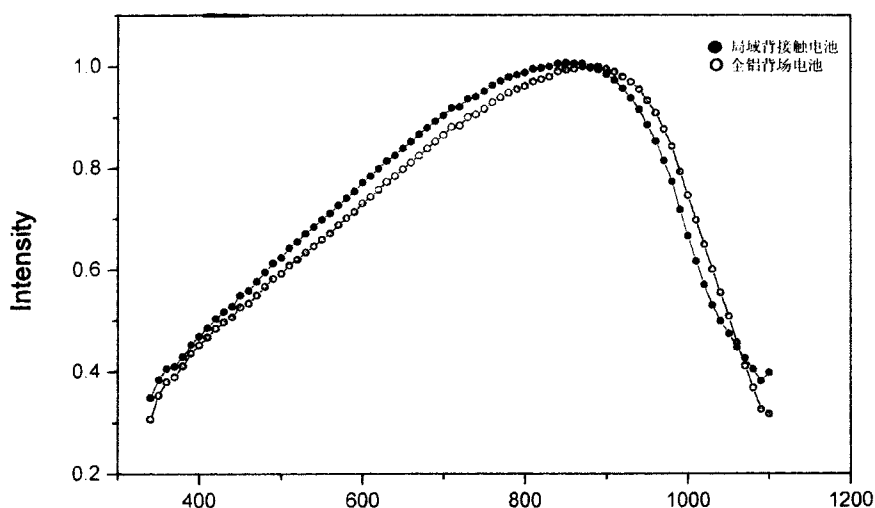


图 4.6 局域背接触电池和全铝背场电池的光谱响应

同时我们也发现，局域背接触电池的整个谱线向短波方向移动。我们认为，这是由于我们的局域背接触电池正面结较浅所致（比较局域背结构电池和全铝背场电池的工艺即可发现，前者比后者在结扩散后少一次长时间高温过程。同时，在重扩散后也没有高温过程。因此，在相同扩散条件下，前者扩散层较浅，从而使短波光响应增强而中、长波光响应下降。可参照上一章关于后续高温过程对结深影响的有关数据）。这是导致 J_{sc} 下降的一个原因。

氧化层对背表面的钝化作用十分关键。没有良好的背表面钝化，局域背接触结构就丧失了存在的意义。虽然有 TCA 氧化和 Forming Gas 处理等措施，但没有检测手段监测氧化层钝化效果究竟如何，因而留下了一个可质疑的因素。

最关键问题则是电池是否最终拥有较高的少子寿命。上一章提到，铝背场的吸杂作用可以弥补许多材料、工艺带来的不利影响。那么，在采取局域背接触结构，丧失了吸杂手段之后，还能否保持高的少子寿命就十分关键。这对材料品质、净化条件、工艺的严格性等都提出了更高的要求。因此，局域背接触结构电池要获得更好的效率，不仅仅是采用一个新结构的问题，还涉及到一系列的因素。

§ 3. 对背面局部扩散电池的初步尝试

4.3.1 背面局部扩散的作用

上述局域背接触结构电池有一定局限性：(1) 要求采用低阻材料，限制了应用范围；(2) 背面电极处金属/硅界面的高复合仍然存在，对电池效率仍有影响。由于 P^+P 结有降低表面复合的作用，因此，在背面接触点下预先扩散一个 P^+ 层，可能减少发生在背电极处的复合。同时， P^+ 层也可以降低电极处的接触电阻，使必须采用低阻材料的限制不再存在。

4.3.2 工艺过程和电池性能分析

电池的制作工艺过程如下：

氧化 → 光刻正面结扩散区 → 绒面制作 → 结扩散 → 氧化 → 光刻背面扩硼区 → 硼扩散 → 硼的再分布 → 氧化 → 正面刻槽 → 去除槽内沉积物 → 槽内重扩散 → 光刻背面接触点 → 背面蒸镀金属 → Forming Gas 处理 → 正面电极制作 → 减薄正面氧化层。

背面局部扩散电池存在很多尚待解决的问题。除去多次高温过程带来的影响外，硼扩散的影响非常关键。硼扩散和再分布时长时间的高温（1075℃，数小时）对净化条件提出了非常高的要求。某些情况下硼扩散会导致少子寿命的下降^[6]。而硼扩散后的氧化过程，由于可能使扩硼区的杂质回到基区，而造成少子寿命的显著降低^[8]。如何避免或减小这种影响，成为电池成功制作的关键。

我们制作的背面局部扩散刻槽电池在没有绒面结构的情况下，效率为 15.04%（ $V_{OC}=612.2\text{mV}$ ， $J_{SC}=31.23\text{mA/cm}^2$ ， $FF=0.7868$ ）。 V_{OC} 和 J_{SC} 较低说明在电池制作过程中，未能避免上述问题的影响。一些文献分析了背面局部扩散电池中存在与注入水平相关的背表面复合^[9]，这种复合使电池最大功率点发生变化，这可能是填充因子有所下降的原因。

最后讨论一下硼扩散形成的 P^+P 结的设计。引入硼扩散的重要原因就是减小背接触点处的复合。由图 3.7 可知， 10^{19}cm^{-3} 表面浓度，结深为 $1\mu\text{m}$ 的 P^+P 结，在表面复合速度很大的情况下，减少表面复合的作用并不显著，而背接触点处的复合恰恰非常高。因此，要获得较好的减小复合效果，需要采取更高的掺杂浓度和更深的结深。然而，早期对全硼背场的分析表明^[10]，大于 10^{19}cm^{-3} 的掺杂或大

于 $0.5\ \mu\text{m}$ 的结深对电池性能的影响都是不利的。在这种情况下，采用电阻率较高的材料，以提高 P^+P 结势垒成为一个可能的选择。这些有待于进一步的实验验证。

第五章 高效太阳能电池反射谱的研究与分析

减少光的反射是提高太阳能电池效率的重要一环。通过对不同正面结构样品反射谱的测量,选择优化的结构,可以有效提高太阳能电池的效率。同样,电池背面结构对光的内反射作用对于电池效率和寿命的影响亦十分重要,这一点也可在不同样品的反射谱上得以体现。

我们采用 HITACHI 330 分光光度计测量了不同样品的反射谱,并对结果作了初步的总结和探讨。在此基础上,选择了优化的电池正面减反射措施和电池陷光结构。

§ 1. 减反射结构的设计和反射谱分析

5.1.1 减反射层的设计^{[1][2]}

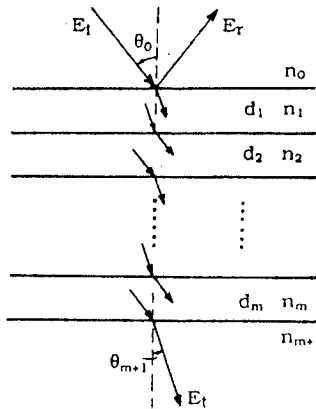


图 5.1 多层减反射系统示意图

对于一个多层减反射系统(如图 5.1),在各减反射层均无光吸收的情况下,每层可用一个矩阵表示:

$$M_j = \begin{bmatrix} \cos \delta_j & -ip_j^{-1} \sin \delta_j \\ -ip_j \sin \delta_j & \cos \delta_j \end{bmatrix} \quad (5.1)$$

其中 δ_j 是光的相位差,

$$\delta_j = (2\pi / \lambda_0) n_j d_j \cos \theta \quad (5.2)$$

λ_0 为入射光波长, n_j 、 d_j 分别是该层的折射率和厚度, θ_j 是该层光的入射角, 与 θ_0 的关系为:

$$n_j \sin \theta_j = n_0 \sin \theta_0 \quad (5.3)$$

p_j 可以表示为:

$$P_j = n_j \cos \theta_j \quad (\text{对TE波})$$

$$\text{或 } P_j = \left(\frac{1}{n_j} \right) \cos \theta_j \quad (\text{对TM波}) \quad (5.4)$$

对一个 m 层光学系统, 矩阵

$$M = M_1 \cdot M_2 \cdots M_m \quad (5.5)$$

可以表示出这一系统的光学特性。在计算反射率时, 引入

$$\begin{bmatrix} a \\ b \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} P_0 & -1 \\ P_0 & 1 \end{bmatrix} \cdot M \cdot \begin{bmatrix} 1 \\ P_{m+1} \end{bmatrix} \quad (5.6)$$

反射率可表为:

$$R = (a/b)^2 \quad (5.7)$$

对 TE 波或 TM 波, R 是不同的, 对入射光为自然光的情况, 反射率

$$R = 0.5R_{TE} + 0.5R_{TM} \quad (5.8)$$

依据式 (5.1) — (5.8), 即可计算任一减反射系统的减反射效果。

对空气中的硅而言,

$$R = \left(\frac{n_{Si} - n_{air}}{n_{Si} + n_{air}} \right)^2$$

按 $n_{air}=1$ 及 $n_{Si}=3.85$ 计, 硅表面的反射率高达 35%。因而适当的减反射措施十分必要。

对单层减反射层而言, 在光垂直入射情况下, 由 (5.1) — (5.8), 减反射层的厚度及折射率需满足:

$$d = \lambda_0 / (4n_1) \quad (5.9)$$

$$n_1 = \sqrt{n_{air} n_{Si}} \quad (5.10)$$

这时, 各级反射光由于干涉相消, 而使反射率最小。因此, 对单层减反射膜而言, 应选择 $n \approx 1.9$ 的透明介质作减反射层。

实际光电池中, 我们选择热生长的 SiO_2 作为减反射层。干氧化形成的 SiO_2 折射率为 1.46, 其减反射效果并非最佳; 然而, SiO_2 具有表面钝化作用, 并可

在制作电极时作阻挡层，难以为其它介质所替代。

一般，减反射层应使光电池对 600nm 的光反射最小。故依 (5.9)， SiO_2 层的最佳厚度在 $1050 \text{ \AA}$ 左右。

5.1.2 绒面结构

绒面结构是利用某些化学腐蚀剂对硅不同晶面的择优腐蚀，而在 (100) 面硅上形成的许多四个 (111) 面围成的正方锥。

图 5.2 为理想绒面的剖面图。由于绒面的存在而使反射光可被二次吸收。假定平面硅对光的反射率为 0.35，那么，在有绒面结构的情况下，由于二次吸收作用，仅有约 11% 的光被反射。

实验中，我们利用高温 NaOH 溶液来制作绒面，在溶液中加入适量异丙醇及 Na_2SiO_3 并以气体搅拌来改善腐蚀效果。实验表明，腐蚀效果对溶液浓度、温度、腐蚀时间、气流大小等参数均十分敏感，适当调节这些参数，可以获得不同大小四方锥的绒面结构。

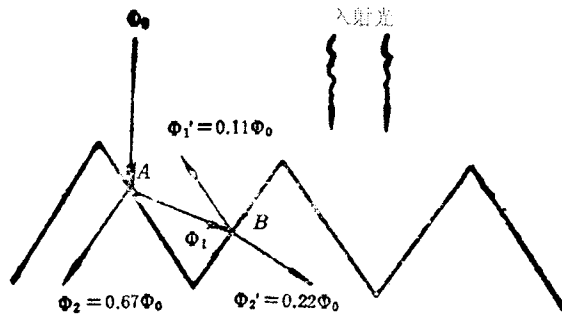


图 5.2 绒面结构的减反射作用

实验中，测定了三种典型大小绒面的反射谱（见图 5.3），并按 AM1.5 光谱对其中可吸收部分（250-1100nm）进行了加权计算，得到如下结果（表 5.1）。

表 5.1 不同大小绒面结构反射率的差异

四方锥底边大小 (μm)	2-5	5-10	10-15
加权平均后的反射率 R_w	13.4%	14.83%	17.96%

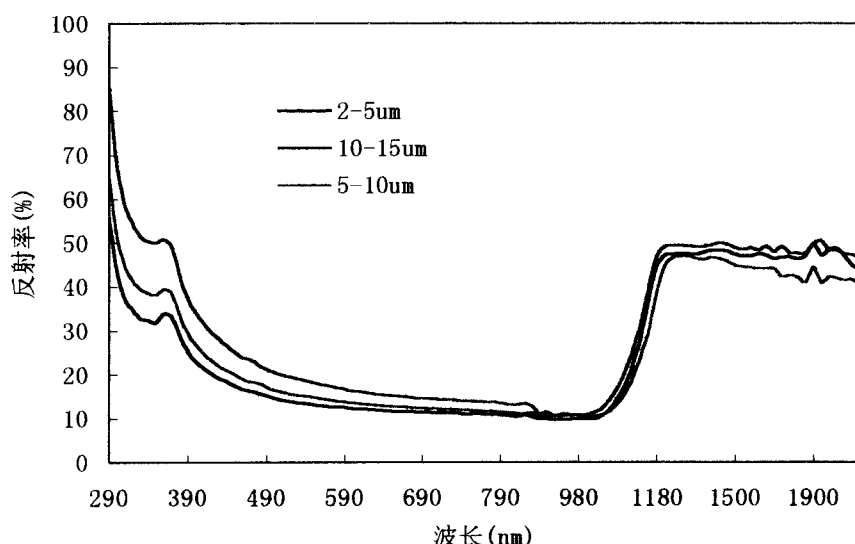


图 5.3 绒面大小对反射率的影响

表 5.1 说明, 选择绒面结构时, 应倾向于选择四方锥较小的绒面结构。简单的分析即可得知, 只要绒面是完全的 (即整个样品表面全部覆以四方锥结构, 而无平面), 则无论四方锥大小如何, 其反射率应该是相同的, 即与绒面大小无关。表 5.1 说明, 在我们的实验条件下, 四方锥越大, 则绒面结构越不完全, 尽管在显微镜下无法辨别这一差异。

另外, 较大的绒面 ($>10 \mu\text{m}$) 生长氧化层后会造成表面损伤, 减少少数寿命, 从而降低电池的光响应特别是短波光响应。氧化层越厚, 则这种损伤越大^[9]。而较小的绒面 ($<2 \mu\text{m}$) 由于其对吸收限附近红外光 (波长接近 1100nm) 的干涉作用, 会使这部分光的反射增加。

综合以上考虑, 我们选择较小绒面 ($2-5 \mu\text{m}$) 结合 $1050 \text{\AA}$ 左右氧化层作为电池的减反射机构。考虑到理论上最佳厚度的 SiO_2 和最优绒面对光的反射分别为 13.5% ^[3]和 12% 。这一机构的最小反射率约为 1.6% 。

实验中, 对采用了这些减反射措施并带有电极的电池作了测试 (图 5.4)。样品的平均加权反射率为 7.98% 。考虑到样品实际电极面积比为 8% , 按电极部分反射率为 80% 计, 无电极覆盖部分的反射率为 1.7% , 接近前述计算的最小反射率。

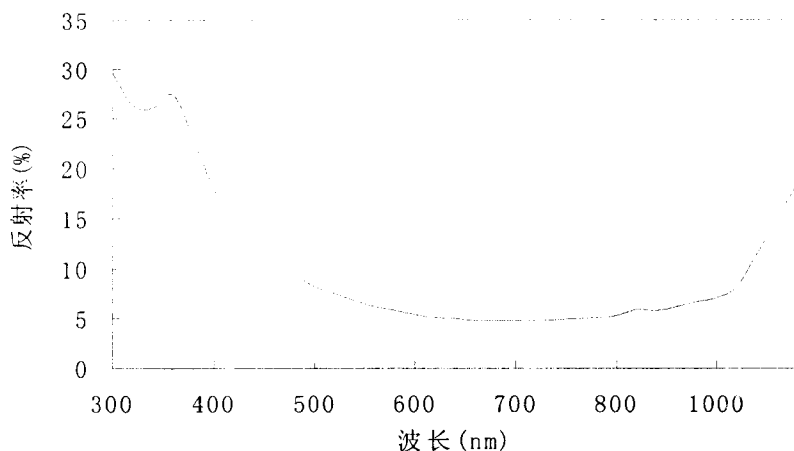


图 5.4 优化工艺后的电池反射谱

§ 2. 背反射结构的分析

5.2.1 背反射结构及其作用

背反射结构指在光电池背面采用蒸镀金属等措施形成反射面，使到达电池背面的光被反射回电池体。

由于硅材料的高成本，现在光电池中有采用更薄硅材料（厚度为 $100\text{--}150\ \mu\text{m}$ ）的倾向^{[4][5]}。然而，硅对接近吸收限的红外光吸收系数很低，如对 1000nm 红外光，材料需厚 $190\ \mu\text{m}$ 才可将其完全吸收^[6]，而对在 $1000\text{--}1100\text{nm}$ 之间的光，则需数百乃至数千 μm 。这样，在采用薄材料作光电池时，有相当部分红外光会穿透电池而损耗。因此，对薄电池而言，适当的背反射结构必不可少。即使对常规厚度的电池（ $\sim 300\ \mu\text{m}$ ），背反射结构也可提高电池的红外光响应。

背反射结构的另一种作用是减少波长大于吸收限的红外光的危害。波长大于吸收限的红外光很难被电池吸收。然而，它却会穿过电池体而为下面的底材所吸收，使电池使用时温度升高。温度的升高会使电池性能急剧下降。如 100°C 时电池效率仅及 25°C 时的 70% ^[2]。适当的背反射结构可以将这部分光反射回去，不为底材所吸收，从而降低电池的工作温度。工作温度的降低，不唯可以提高电池效率，对延长电池寿命也有裨益。

由于硅是间接带隙半导体，波长大于吸收限的光无法被本征吸收。高质量、低掺杂浓度的硅对这部分光的吸收极少。因而，对这部分光反射谱的测定，可

以有效反映背反射面的特性。例如，在具有相同正面结构、不同背面结构的样品中，对红外光反射越高的样品，其背反射面的效果就越好。通过这一物理测量方法，可以选择合适的背反射结构，从而降低电池成本，提高效率和使用寿命。

5.2.2 实验及结果分析

实验样品选用厚度为 $300\mu\text{m}$ ，正面分别有随机绒面或倒金字塔结构，覆以 $700\text{\AA}\text{SiO}_2$ 为减反射层的硅片。样品背面真空蒸镀 $1\text{--}2\mu\text{m}$ 铝层作背反射面，对照组样品则无这一铝层。

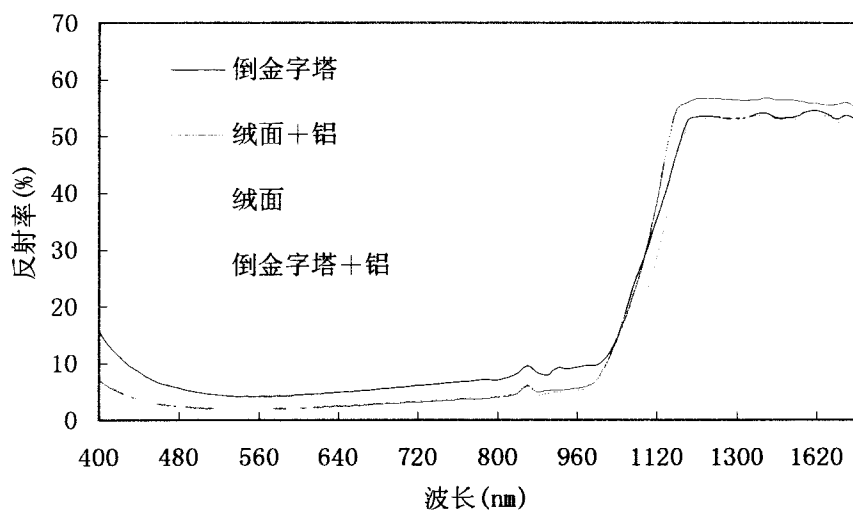


图 5.5 不同正、背面结构样品的反射谱

图 5.5 给出了对上面 4 种样品的反射谱。图中可见，无论样品正面结构如何，有 Al 层的样品其对 $>1100\text{nm}$ 光的反射都强于无 Al 层的样品。说明在 SiO_2 上蒸镀的铝背表面层确有良好的背反射效果。

入射光在背表面被反射后，可以在正表面又被反射回电池体内，如此往复多次，称为电池的陷光作用^[7]。从图中可以发现，背面铝层的陷光作用与正面表面结构也有很大关系。以 1500nm 光为例，无论正面结构如何，在无 Al 层情况下，样品对该波长光的反射均为 53%；而在有 Al 层情况下，倒金字塔结构样品的反射高达 64.4%，而随机绒面结构样品的反射仅为 56.5%。由于两类样品

的背反射作用是相同的，上述差异说明，较之倒金字塔结构，随机绒面可将更多的从铝背表面反射来的光反射回电池体内。即光一旦射入有随机绒面+铝层结构的样品，就很难从样品中逃逸。有文献表明，PERC 电池（即采用倒金字塔+铝层结构）的陷光系数大于往返 25 次^[8]，而上述实验结果表明，随机绒面+铝层结构的陷光效果要远好于此。

上述结论来自于波长大于 1100nm 光的反射谱，但对于波长接近吸收限的红外光也同样适用。因而，对要求陷光效应好、有良好红外光响应的高效电池而言，应倾向于选择随机绒面+背反射面的陷光结构。

第六章 太阳能级硅高效电池的研究

太阳电池的发展趋势除提高效率之外,还在于成本的降低。高效太阳电池难于推广的重要原因在于其成本过高。导致其高成本的原因之一即高昂的材料成本。对激光刻槽埋栅电池而言,成本分析表明,即使在总成本中包含了封装成本的情况下,硅片成本仍然占总成本的 $1/3$ 强^[1]。因而,降低硅片成本,采用廉价的太阳能级硅代替半导体级硅,对拓展高效电池的应用范围,提高其竞争力具有十分重要的意义。

太阳能级硅与半导体级硅,特别是区熔硅的重要区别在于其含有较多的碳、氧及金属杂质。在电池制作过程中,要充分考虑这些因素。针对杂质含量的不同,采取适当的,有别于区熔硅的工艺。然而,由于至今对太阳能级硅的质量没有一个明确的界定,不同来源的硅片杂质含量千差万别,造成了太阳能级硅电池工艺研究的复杂性。

本章探讨了太阳能级硅中杂质的行为;初步研究了不同工艺对电池性能的影响。制作的太阳能级硅激光刻槽电池的性能显示,工艺的改进可以使在电池效率基本不变或下降很少的前提下,以太阳能级硅代替半导体级硅,从而大幅度降低电池成本。

§ 1 硅中氧、碳及金属杂质的物理行为^[2]

太阳能级硅比区熔硅含有更多的氧杂质。这些氧杂质在经过不同的高温过程后,扮演不同的角色,对电池性能产生不同的影响。例如,450℃的热处理会形成热施主。氧含量 $2 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ 的硅经 450℃、10min 热处理,可形成 $6.8 \times 10^{14} \text{cm}^{-3}$ 的氧施主。750℃的热处理会形成新施主,而且,新施主一旦出现,就很难消除。热施主和新施主可以改变材料的载流子浓度;更重要的是,可以作为复合中心增加体复合,降低少子寿命,直接影响电池性能。氧杂质在 650℃左右可以形成氧沉淀。氧沉淀实质上是氧与硅反应产生的 SiO_x (主要是 SiO_2) 沉淀。在 950℃-1000℃这些氧沉淀还可以长大,甚至形成层错。尽管氧沉淀通常是非电活性的,但它可以诱生缺陷,与一些金属杂质一起,形成复合中心。

太阳能级硅中也含有较多的碳杂质。碳在硅中不是电活性的,但它的影响

亦不容忽视。如碳的分布可以影响金属杂质的分布；富碳的单晶硅在高温、长时间工艺后，会诱生缺陷；碳可以成为氧沉淀的成核中心，促进氧沉淀生长等等。

硅中的金属杂质，特别是能级靠近禁带中心的金属杂质，是有效的复合中心，对太阳能电池的性能有致命的影响。

太阳能级硅中含量较多的杂质、缺陷决定了其电池制作工艺必须与高效电池常规工艺有所差别。例如，常规工艺中的吸杂过程（如磷吸杂、铝背场吸杂）可以将电池中大部分金属杂质吸除，改善材料品质和电池性能。但对于太阳能级硅而言，高温过程可能促进材料中热生长缺陷（主要是氧沉淀）的形成。这时，大部分金属杂质可能不被吸除反而与这些缺陷结合形成复合中心。有文献研究了磷吸杂的作用，发现当硅中含有较多氧时，磷吸杂不仅不提高少子寿命，反而使其有所下降^[3]。我们在实验中也发现，高温、长时间的铝烧结对某些太阳能级硅起不到应有的作用，反而有明显的负面影响。

§ 2 太阳能级硅 BCSC 的工艺研究与电池性能

6.2.1 材料的选择及工艺过程

由于不同来源的太阳能级硅质量差别很大，我们选取了四种来源不同的 P 型、(100) 晶向太阳能级硅片作为衬底（表 6.1）。

表 6.1 实验中采用的硅材料

材料来源	A	B	C	D
电阻率 ($\Omega \text{ cm}$)	1.0—1.1	1.5—1.8	4.3—4.5	1.0—1.5

电池的基本工艺过程与采用半导体级材料的工艺过程大体相同，工艺步骤依次为：

硅片清洗 → 绒面制备 → 扩散制结 → 氧化 → 激光刻槽 → 去除槽内沉积物 → 槽内重扩散 → 背面蒸铝 → 烧结 → 电极制作 → 去边 → 减薄氧化层。

但是，考虑到太阳能级硅中较高的氧含量，具体工艺有所改进。为尽量避免氧热施主和新施主的产生，电池制作过程中的高温过程都在 820℃ 以上进行。

实验中特别注意了升、降温过程的影响。在尽量避免热应力缺陷产生的前提下，减少硅片入炉（自炉口至恒温区）、出炉时间，缩短在炉口预热、降温时间，以快速通过产生热施主和新施主的温度范围，减少其不良影响。

6.2.2 不同工艺条件对电池性能的影响

实验中特别研究了铝背场烧结条件对电池性能的影响。得到了令人感兴趣的结果（表 6.2）。

可以看到，经高温、长时间烧结（980℃、7-14 小时）的电池比经低温、短时间烧结（760℃、1 分钟）的电池填充因子都有明显提高。说明这一烧结过程对改善欧姆接触有良好的作用。然而，对采用 A、B、C 三种来源硅材料的电池来说，这一过程明显降低了短路电流、开路电压，而且抵消了填充因子的增益，使转换效率明显下降。而对 D 材料则完全不同，长时间的高温烧结使三个指标都有所改善，明显提高了转换效率。

表 6.2 烧结条件对采用不同来源硅材料电池的影响

材料来源	烧结条件	Isc (mA)*	Voc (mV)	FF	η (%)
A	I **	783.5	548.2	0.7496	12.75
	II	849.1	579.9	0.6737	13.14
B	I	754.5	544.7	0.7528	12.25
	II	848.2	602.1	0.7441	15.05
C	I	790.2	571.3	0.7613	13.62
	II	853.7	578.9	0.7471	14.59
D	I	890.9	609.7	0.7633	16.42
	II	837.6	595.2	0.7535	14.89

* 电池面积 25.25cm²

** 烧结条件 I：980℃，7—14 小时；烧结条件 II：790℃，1 分钟

表 6.3 材料的氧、碳含量

材料来源	A	B	C	D
氧含量(10 ¹⁷ cm ⁻³)	8.4	9.1	9.7	11.8
碳含量(10 ¹⁷ cm ⁻³)	1.2	3.4	0.3	1.3

为探求产生这些明显差异的原因，我们利用红外吸收谱对四种样品的氧、碳含量分别作了测定（表 6.3）。从表中可以看出，D 材料与前三种材料的碳、氧含量无大的差别。因而，导致前述差异的原因可以排除是氧、碳杂质含量不

同造成的。可能的原因是 A、B、C 三种材料中金属杂质含量较多，高温过程促进了金属杂质与氧、碳沉淀 的结合，使原本“洁净”的沉淀成为有效的复合中心，从而使高温吸杂达不到其应有的目的。另外，这一差异也可能是材料中不同生长缺陷在高温过程中发生不同演化造成的。

上述事实说明，由于太阳能级硅材料质量差别非常大，相同的工艺对不同材质的电池可能得到截然相反的结果。因而在电池制作过程中，必须针对材料的不同，寻求不同的优化工艺条件。

6.2.3 电池的性能和分析

在优化工艺的基础上，我们以太阳能级硅材料得到了转换效率为 16.59% 的大面积太阳电池（图 6.1），并且一致性、重复性较好。我们可以将采用不同材料的电池性能作一比较（表 6.4）。

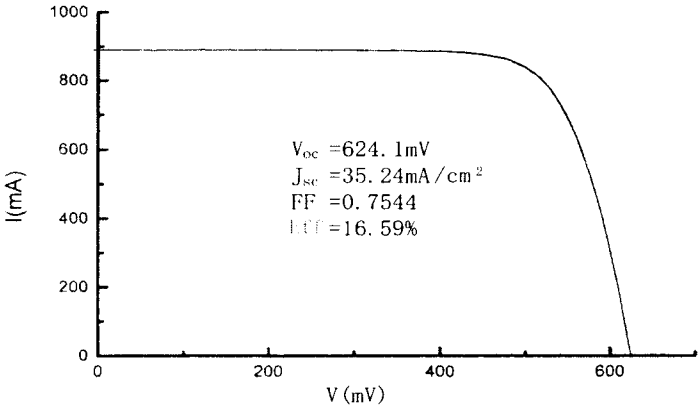


图 6.1 太阳能级硅材料 BCSC 的 I-V 曲线

表 6.4 太阳能级与半导体级硅材料电池性能比较

材 料	电阻率($\Omega\text{ cm}$)	Jsc (mA/cm^2)	Voc (mV)	FF	η (%)
FZ	0.17-0.23	34.84	663.8	0.8058	18.6
CZ	0.85	34.88	622.9	0.7927	17.22
SG	0.7-1.2	35.24	624.1	0.7544	16.59

可以看到，采用太阳能级硅的电池，其开路电压和短路电流基本与采用半导体级直拉单晶的电池相当。填充因子的差异相信部分是由于材料电阻率不同引起的。这一结果显示，工艺的改进至少可以部分弥补材料质量带来的不利影

响。同时，考虑到常规丝网印刷电池的效率为 12%-14%，太阳能级硅 BCSC 的效率要高出 20-40%，显示了其巨大的市场潜力。

对廉价太阳能级硅材料的研究是光伏界面临的一个重要课题，包括对杂质、缺陷行为及影响的研究、杂质含量的界定等等。在此基础上，发展适合太阳能级硅的光电池工艺。可以想见，采用低成本材料，拥有高效电池特点的太阳能电池必然具有良好的应用前景。

第七章 结论

本文对高效激光刻槽埋栅电池的设计、工艺,特别是背面结构的作用作了探讨和研究,在合理设计和优化工艺后,得到转换效率较高的太阳电池。在此基础上,本文讨论了背面结构的进一步改进—局域背接触结构的设计,研制的电池也获得了一些有益的结果。此外,本文并对与高效电池相关的问题—光学特性测量、低成本材料电池等作了有成效的研究。

电池的结构设计包括正面结构(正面电极、发射区)设计和背结构设计。正面电极设计的新颖之处在于,考虑到激光刻槽电池的特点—正面电极与电池的有效接触面积大,同时实际电池中栅线较宽,采用了栅间距 0.18cm 的大间距正面电极图形,使电极的遮光面积小于 4%。由此带来的增益可以超过栅间距增大造成的功率损失。实际电池的结果证明了这一点。

为得到最佳的发射区设计,利用 PC1D 软件对不同结构、掺杂浓度和表面复合情况下的发射区进行了模拟。模拟结果显示,当表面复合速度很大时($S_f=10^5\text{cm/s}$),结深越浅,则电池效率越高;而对有良好表面钝化层的电池而言,发射区结深对电池效率几乎没有影响。因此,为避免发射区重掺杂带来的不利影响或发射区薄层电阻过高导致的功率损失,电池中采用了深结(接近 $1\mu\text{m}$),适中掺杂(表面浓度 $10^{18}\sim 10^{19}\text{cm}^{-3}$)的发射区设计。

背面结构的设计对电池效率的影响也十分重要。常规激光刻槽电池采用全铝背场结构。模拟显示,尽管全铝背场在改善背面欧姆接触、吸杂等方面有良好的作用,但传统认为烧结形成的 P^+P 结减少背面复合的作用十分有限。模拟同时显示,发生在背表面的复合和背表面对光的内反射作用对高效电池的影响尤为重要。因而,要获得更高效率的电池,进一步的改进—局域背接触结构的采用是必要的。

为此设计了不同的局域背接触电极图形,电极面积占整个背表面积的 1%以下,以在不致有大的功率损失的前提下,减小背表面复合和增加背表面对光的内反射。同时,对工艺步骤也进行了合理安排,采用 Forming Gas 处理等措施以提高钝化层的钝化效果。

在上述设计的基础上,对材料选择及氧化、扩散、高温烧结等工艺过程作了

大量的实验工作,以使设计参数得以实现。在优化工艺的基础上,我们采用 FZ 材料、全铝背场结构的激光刻槽电池效率达到 18.6% ($V_{OC}=663.8\text{mV}$, $J_{sc}=34.84\text{mA/cm}^2$, $FF=0.8058$, 电池面积 25.5cm^2 , AM1.5 光谱测试), 采用 CZ 材料的电池效率也达到 17.2%。这些结果都接近了目前国际上同类电池的最好水平。此外, 采用局域背接触结构的电池也获得了 17.3% ($V_{oc}=650.4\text{mV}$, $J_{sc}=33.15\text{mA/cm}^2$, $FF=0.8014$) 的效率, 较高的填充因子显示局域背电极的设计是成功的, 由此带来的功率损失很小。这些工作为今后的研究提供了良好的基础。短路电流的下降是由于没有了铝背场的吸杂作用, 而在工艺过程中材料的少子寿命逐渐降低造成的。进一步的工作应集中解决这一问题。

对与高效电池正、背表面结构相关的电池光学特性作了测量。通过对反射率的测量, 发现四方锥较小 (边长 $2\text{--}5\mu\text{m}$) 的随机绒面结构可以给出最小的反射率, 这一结构结合 105 nm SiO_2 的减反射层, 可以使正表面的理论反射率降至 1.6%。电池制作中, 通过工艺调整, 已使实际电池的反射率非常接近于这一水平。通过对吸收限外红外光反射率的测量, 还可以对背表面的内反射作用有所了解。通过测量数据发现, 与随机绒面结构相配的局域背接触结构具有最佳的陷光作用, 其陷光效果要优于与倒金字塔结构相配的局域背接触结构。通过这一简便而有效的物理测量方法, 可以明确获得有关电池陷光性能的信息, 从而对增加电池的红外光响应, 提高电池效率有重要帮助。

考虑到光伏界降低成本的趋势和产业化的需要, 对采用低成本太阳能级硅材料的激光刻槽电池也作了研究。太阳能级硅中含有较多的氧、碳杂质, 在分析了这些杂质在高温下物理行为的基础上, 对常规工艺作了改进, 尽量避免对电池性能有害的高温过程, 以减少杂质含量较多带来的不利影响。通过优化工艺, 获得了效率达 16.6% ($V_{OC}=624.1\text{mV}$, $J_{sc}=35.24\text{mA/cm}^2$, $FF=0.7544$) 的太阳电池, 部分参数达到了半导体级硅材料电池的水平。这一效率超过采用同样材料的常规丝网印刷电池的 20%—40%, 显示了激光刻槽电池在产业化方面的巨大潜力。同时, 这些工艺上的改进, 可以使在电池效率基本不下降或下降不多的情况下, 以廉价太阳能级硅材料代替半导体级硅材料, 从而大幅度降低电池成本, 具有广阔的应用前景。

第一章参考文献

- [1] R.Ohl, US Patent 2, 402, 662 (1941)
- [2] D.Chapin et al., J.Appl.Phys.,25,676 (1954)
- [3] 赵玉文等, 第五届全国光伏会议论文集, 145 (1998)
- [4] J.Mandelkorn et al., 9th IEEE Photovoltaic Spec. Conf., 66 (1972)
- [5] J.Lindmayer et al., 9th IEEE Photovoltaic Spec. Conf., 83 (1972)
- [6] J.Hyenas et al., Proc.Int.Conf. Photovoltaic Power Generation, 487(1974)
- [7] A.Blakers et al., Appl.Phys.Lett., vol 48, No.3, 215 (1986)
- [8] M.Green et al., IEEE Trans.ED., vol 37, No.2, 331 (1990)
- [9] M.Green et al., 2nd WCPEC, (1998)
- [10] S.Glunz et al., 14th European Photovoltaic Solar Energy Conf., 392 (1997)
- [11] M.Nishida et al., Solar Energy Materials and Solar Cells, 48, 131 (1997)
- [12] S.Wenham et al., 14th European Photovoltaic Solar Energy Conf., 42 (1997)
- [13] S.Wenham et al., Solar Energy Materials and Solar Cells, 34, 101 (1994)
- [14] D.Jordan et al., Progress in Photovoltaics, 2, 171 (1994)

第二章参考文献

- [1] 叶良修, 半导体物理学, 高等教育出版社, 1983
- [2] 施敏, 半导体器件物理, 电子工业出版社, 1986
- [3] 刘恩科等, 光电池及其应用, 科学出版社, 1991
- [4] 赵富鑫等, 太阳电池及其应用, 国防工业出版社, 1985

第三章参考文献

- [1] J.Korn et al., 9th IEEE Photovoltaic Spec.Conf.,66 (1972)
- [2] 赵富鑫等, 太阳电池及其应用, 国防工业出版社, 1985
- [3] C.Pheasnna et al., 1st WCPEC, 1496 (1994)
- [4] F.Artuso et al., 14th European Photovoltaic Solar Energy Conf., 834 (1997)
- [5] D.Crook et al., IEEE Trans.ED-24, 330 (1977)
- [6] M.格林, 太阳电池工作原理、工艺和系统应用, 电子工业出版社, 1987
- [7] J.Zhao et al., Progress in Photovoltaics: Research and Applications, vol 1, 1923 (1993)
- [8] R.King et al., IEEE Trans.ED., vol 37, No.2, 365 (1990)
- [9] J.Zhao, IEEE Trans.ED., vol 41, No.9, 1592 (1994)

- [10] S.Sterk et al., 1st WCPEC, 1303 (1994)
- [11] S.Wenham, Progress in Photovoltaics: Research and Applications, vol 1, 3 (1993)
- [12] 电子工业生产技术手册, 第 7 册, 国防工业出版社, 1991
- [13] E.Jamssens, J.Electrochem.Soc., vol 125, 1978
- [14] M.Apel et al., J.Appl.Phys., 76, 4432 (1994)
- [15] H.Hieslmair et al., 25th IEEE Photovoltaic Spec. Conf. 441 (1996)
- [16] O.Porre et al., 25th IEEE Photovoltaic Spec. Conf. 629 (1996)
- [17] O.Porre et al., 11th European Photovoltaic Solar Energy Conf., 1053 (1992)
- [18] W.Schuber, 23rd IEEE Photovoltaic Spec. Conf. 230 (1993)
- [19] L.Verhoef et al., Appl.Phys.Lett., 57, 2704 (1990)
- [20] 王家骅等, 半导体器件物理, 科学出版社, 1983
- [21] Y.Cho et al., Solar Energy Materials and Solar Cells, 48, 173 (1997)
- [22] M.Cudzinovic et al., 25th IEEE Photovoltaic Spec. Conf. 501 (1996)
- [23] S.Narasimha et al., 26th IEEE Photovoltaic Spec. Conf. 63 (1997)
- [24] Z.Kuznicki et al., 14th European Photovoltaic Solar Energy Conf., (1997)

第四章参考文献

- [1] 赵建华, 电源技术, 第一期, 33 (1995)
- [2] J.Rand et al., 22nd IEEE Photovoltaic Spec. Conf. 192 (1991)
- [3] R.Hooper, Solid State Electron. 8(10), 831, (1965)
- [4] J.Zhao, Solar Energy Materials and Solar Cells, 32, (1994)
- [5] Y.Cho et al., Solar Energy Materials and Solar Cells, 48, 173 (1997)
- [6] M.Green, IEEE Trans.ED., vol 37, No.2, 331(1990)
- [7] H.Ikeda et al., Solar Energy Materials and Solar Cells, 48, 109 (1997)
- [8] N.Ohe et al., Solar Energy Materials and Solar Cells, 48, 145 (1997)
- [9] S.Wenham, 1st WCPEC, 1278 (1994)
- [10] 郭印池等, 太阳能学报, vol 4, 3, 251 (1983)

第五章参考文献

- [1] J.Zhao et al., IEEE Trans.ED., vol 38, No.8, (1990)
- [2] 刘恩科等, 光电池及其应用, 科学出版社, 1991
- [3] 赵玉文, 北京太阳能光伏技术研究发展中心内部报告, (1996)
- [4] K.Muner et al., 2nd WCPEC, (1998)
- [5] J.Hylton et al., 14th European Photovoltaic Solar Energy Conf., 139 (1997)

- [6] 陈哲良等, 第五届全国光伏会议论文集, 58 (1998)
- [7] E.Yablonovitch et al., IEEE Trans.ED-29, 300 (1982)
- [8] J.Rand et al., 22nd IEEE Photovoltaic Spec. Conf. 192 (1991)
- [9] S.Wenham, Progress in Photovoltaics: Research and Applications, vol 1, 3 (1993)

第六章参考文献

- [1] C.Honsberg et al., 1st WCPEC, 1473 (1994)
- [2] 电子工业生产技术手册, 第 6 册, 国防工业出版社, 1989
- [3] J.Gee, 22nd IEEE Photovoltaic Spec. Conf. 118 (1991)