

密级:_____



中国科学院大学
University of Chinese Academy of Sciences

博士学位论文

高效 N 型背结背接触硅太阳能电池研究

作者姓名: _____ 张巍

指导教师: _____ 贾锐 研究员

_____ 中国科学院微电子研究所

学位类别: _____ 工学博士

学科专业: _____ 微电子学与固体电子学

研究所: _____ 中国科学院微电子研究所

2015 年 4 月

Research on high efficiency back junction back contact
N-type silicon solar cells

By
Wei Zhang

A Dissertation Submitted to
The University of Chinese Academy of Sciences
In partial fulfillment of the requirement
For the degree of
Doctor of Engineering

Institute of Microelectronics of Chinese Academy of Sciences
April, 2015

关于学位论文使用授权的说明

本人完全了解中国科学院微电子研究所有关保存、使用学位论文的规定，即：中国科学院微电子研究所有权保留学位论文的副本，允许该论文被查阅；中国科学院微电子研究所可以公布该论文的全部或部分内容，可以采用影印、缩印或其他复制手段保存该论文。

（涉密的学位论文在解密后应遵守此规定）

签 名：张巍 导师签名：贾锐 日 期：2015 年 4 月

关于学位论文原创性声明

本人郑重声明：所呈交的学位论文是本人在导师指导下，独立进行研究工作所取得的成果。尽我所知，除文中已经注明引用的内容外，本学位论文的研究成果不包含任何他人享有著作权的内容。对本论文所涉及的研究工作做出贡献的其他个人和集体，均已在文中以明确方式标明。

签 名：张巍 导师签名：贾锐 日 期：2015 年 4 月

摘要

经过多年的发展, p 型太阳能电池效率提升遇到瓶颈。而 n 型太阳能电池因其高少子寿命、无光致衰减效应等优势越来越受到产业重视。在众多新类型太阳能电池中, n 型背结背接触太阳能电池由于其高效率成为光伏领域的研究热点, 是下一步晶体硅太阳能电池大规模产业化的方向。背结背接触(IBC)太阳能电池通过将前表面发射结与电极转移到电池的后表面, 无遮光损失, 短路电流大幅度提升, 进而提升电池效率。但也同时由于这种结构上的改变, 背结背接触太阳能电池在设计及工艺上与传统电池有很大不同。本文通过实验流片结合模型仿真对 n 型背结背接触太阳能电池进行详细研究。

本论文的创新成果如下:

(1) 阐明了铝推进发射结在 n 型背结背接触太阳能电池中的漏电机理。

采用铝推进的方法在 n 型衬底中形成 p 型掺杂层, 作为电池的发射结。在此基础上, 将此发射结应用到 n 型背结背接触太阳能电池中, 发现不适当的合金条件会引起漏电, 大幅降低电池的开路电压。建立多二极管太阳能电池模型从理论上解释了漏电机理, 并通过优化烧结工艺进行解决。

(2) 针对 n 型 IBC 太阳能电池中存在基极、发射结和前表面场掺杂, 对其钝化进行详细研究。

基于 n 型背结背接触太阳能电池后表面同时存在 n 型高掺杂层、p 型高掺杂层以及 n 型低掺杂衬底。通过有效载流子寿命以及发射结反向饱和电流密度参数表征不同介质对以上三种掺杂硅的钝化效果。工艺中引入后退火技术, 研究后退火条件对钝化特性的影响并进行优化。制备 n 型背结前接触太阳能电池验证钝化实际效果。

(3) 建立 n 型背结背接触太阳能电池模型, 并研究电池前表面多子横向输运以及不同衬底寿命下衬底减薄影响电池性能的机理。

结合理论建立背结背接触太阳能电池二维模型, 并以此研究通过实验较难实现及获得的电池特性。前表面掺杂、钝化膜电荷以及同型异质结对电池前表面能带存在调制效应, 采用模型研究前表面能带调制对多子在电池前表面横向输运特性的影响。体内复合严重限制背结太阳能电池性能, 降低衬底厚度可以降低体复合对电池的影响。因此, 研究不同寿命的衬底, 电池性能随衬底厚度降低的变化。为后续 n 型背结背

接触太阳电池性能优化提供理论指导。

(4) 成功制备了转换效率为 18.2 % 的 n 型背结背接触太阳电池, 以及正面光照转换效率 18.28 %、背面光照转换效率 16.24 % 的 n 型双面太阳电池。

结合前期实验与模型仿真, 制备了 n 型背结背接触太阳电池。发现发射结金属电极覆盖率强烈影响电池的开路电压与填充因子, 其中金属欧姆接触电阻值将影响填充因子随金属覆盖率的变化程度。结合理论计算验证了使用金属铝同时作为发射结与背表面场电极的可行性, 降低了背结背接触电池工艺复杂度。最终制备出转换效率达到 18.2 % 的 n 型背结背接触太阳电池。此外, 简化工艺制作了 n 型双面太阳电池, 并结合测试结果进行建模。优化背结太阳电池模型的过程中发现前表面场是影响电池性能的关键参数, 需要折中考虑前表面场的场钝化与复合性能。最终制备出正面光照转换效率 18.28 %、背面光照转换效率 16.24 % 的 n 型双面太阳电池。

关键词: 太阳电池, 背结背接触, N 型晶体硅, 铝推进发射结, 二维模型建立

Abstract

With decades of development, the efficiency improvement for P type solar cells is challenged, whilst N type solar cells are being paid more and more attention due to their long minority carrier lifetime and non-light-induced degradation of boron oxygen complexes. Among various novel solar cells, N type back junction back contact solar cells have become the hot spot in Photovoltaic field due to high efficiency and will lead in the Large-scale industrialization of crystalline silicon solar cells. Due to its novel structure that front emitter and electrode are transferred to rear surface, short-circuit current of back junction back contact solar cell increased dramatically, thus further improving efficiency. Meanwhile, because of the structure changes, back junction back contact solar cells are quite different from traditional solar cells in design and processing. Based on reasons above, this dissertation will make detailed study by combination of model simulation and process experiments.

In general, The achievements of this dissertation are listed as follows:

(1) Shunt mechanism of N type back junction back contact solar cells with aluminum alloyed emitter was expounded: Aluminum paste was screen-printed on the rear of N type back junction back contact solar cells, and aluminum alloyed emitter was formed by sintering. However, the inappropriate sintering conditions cause shunt between emitter and substrate, which will reduce the open-circuit voltage greatly in our model simulation. A multi-diode model was established to expound the shunt mechanism by illustrating the relation between open-circuit voltage and shunt resistance. And sintering process was optimized to eliminate shunt in n type solar cells.

(2) Passivation effects of different dielectric layers on emitter, front surface field and back surface field of N type solar cells were investigated: There are n type low concentration silicon, n type high concentration silicon and p type high concentration silicon on the rear surface of N type back junction back contact solar cells. Those doping layers were passivated by thermal SiO_2 , plasma enhanced chemical vapor deposition SiNx , atomic layer deposition Al_2O_3 and the combination of them. Passivation effect of those dielectric layers was characterized by effective carrier lifetime and emitter saturation current density. Followed by dielectric layer deposition, extra post-annealing process was conducted and the effect of post-annealing conditions on passivation performance was investigated. n type back junction front contact solar cells were made to

verify the actual effect.

(3) The model of N type back junction back contact solar cell was established to study the horizontal transport of majority carrier and dependence of different substrate thickness and carrier lifetime on the performance of solar cells: Two-dimensional model was established to study the characteristics hard to achieve from experiments for N type back junction back contact solar cells. There is band modulation effect in front surface of solar cells by front surface field doping, surface charge and heterojunction. This model is used to investigate the influence of front surface band modulation on horizontal transport of majority carrier. The performance of N type back junction solar cells is limited by recombination in the bulk. Recombination can be reduced by decreasing the thickness of silicon substrate. Therefore, we use the model to study the influence of substrate scaling down on performance of the solar cells with various minority carrier lifetime, which can provide theoretical guidance for optimization of N type back junction back contact solar cells.

(4) 18.2 % conversion efficiency of N type back junction back contact solar cells were made in our laboratory, and we also made N type bifacial solar cells with 18.28 % and 16.24 % conversion efficiency for illumination in the front and back surface: N type back junction back contact solar cells are made by combination of previous experimental and simulation. We found that metal coverage ratio of emitter strongly affects the open circuit voltage and fill factor of the solar cells, and the extent of fill factor's change with metal coverage ratio is affected by metal contact resistance of emitter. In combination with theoretical calculation and experiments, we verified feasibility of aluminum as the electrode of emitter and back surface field, which can reduce the complex process of the solar cells. 18.2 % conversion efficiency of N type back junction back contact solar cells were finally made in our laboratory. In addition, we made N type bifacial solar cells, and established the model combining test result. Front surface field was proved to be a key parameter of back junction solar cells by model optimization. With the guidance of the model optimization, we improved the conversion efficiency to 18.28 % and 16.24 % for illumination in the front and back surface of N type bifacial solar cells.

KEY WORDS: Solar cells, back junction back contact, N type crystalline silicon, aluminum alloyed emitter, two-dimensional model establishment

目 录

摘 要	I
1 绪论	1
1.1 太阳电池的研究背景与意义	1
1.2 传统晶体硅太阳电池的结构与制备	2
1.2.1 表面限光结构的制备	2
1.2.2 扩散形成 p-n 结	3
1.2.3 沉积减反射层以及钝化层	5
1.2.4 丝网印刷形成背表面场及前后电极	6
1.3 效率损失分析	8
1.3.1 硅的内部损失机制	9
1.3.2 短路电流限制	9
1.3.3 开路电压限制	10
1.3.4 效率限制	12
1.4 晶体硅太阳电池结构的改进	12
1.5 本论文的选题意义和组织结构	14
1.5.1 本论文的选题意义	14
1.5.2 本论文的组织结构	15
2 N 型背接触太阳电池	17
2.1 背接触太阳电池介绍	17
2.2 背接触太阳电池发展	18
2.2.1 背接触太阳电池的分类	18
2.2.2 IBC 太阳电池	20
2.3 背接触太阳电池的关键参数	24
2.3.1 衬底选择	25
2.3.2 表面钝化	26
2.3.3 发射结形成	26
2.3.4 背面图形设计	27
2.4 本章小结	27
3 铝推进 p 型发射结研究	29
3.1 介绍	29
3.2 铝推进发射结的形成机理	29

3.3 铝推进发射结的工艺实现	32
3.4 铝推进发射结的优化	34
3.5 模拟计算铝推进发射结对背结背接触太阳电池的影响	35
3.6 铝推进发射结在太阳电池中的应用	39
3.7 本章小结	41
4 钝化工艺研究	43
4.1 介绍	43
4.2 表面复合理论	43
4.3 钝化表征方法	45
4.4 不同衬底的钝化研究	47
4.5 钝化工艺在 N 型背结前接触太阳电池中的应用	54
4.6 本章小结	57
5 N 型双面太阳电池研究	59
5.1 介绍	59
5.2 N 型双面太阳电池的制作	59
5.3 N 型双面太阳电池模型的建立	63
5.4 模型各项参数的优化	67
5.4.1 串并联电阻	67
5.4.2 少子寿命与表面复合速率	68
5.4.3 前表面场掺杂	71
5.4.4 小结	72
5.5 N 型双面太阳电池工艺的优化	73
5.6 本章小结	74
6 N 型背结背接触太阳电池研究	75
6.1 介绍	75
6.2 N 型背结背接触太阳电池设计	75
6.3 N 型背结背接触太阳电池工艺流程	77
6.4 发射结金属覆盖率与欧姆接触研究	80
6.4.1 发射结金属覆盖率的研究	80
6.4.2 欧姆接触研究	84
6.5 N 型背结背接触太阳电池结果	88
6.6 本章小结	91
7 二维背结背接触太阳电池模型的建立及应用	93
7.1 二维仿真软件介绍	93

7.2 二维背结背接触太阳电池模型的建立	94
7.3 背结背接触太阳电池模型的优化	98
7.3.1 减反射层	98
7.3.2 界面复合	99
7.3.3 掺杂形貌	101
7.3.4 少数载流子寿命	102
7.3.5 衬底电阻率	103
7.3.6 背面尺寸	104
7.3.7 衬底厚度	105
7.3.8 小结	105
7.4 前表面结构对背结背接触太阳电池的影响	106
7.5 少数载流子寿命以及衬底厚度对背结背接触太阳电池的影响	112
7.6 本章小结	116
8 总结	117
8.1 论文的主要实验结论	117
8.2 论文的主要工作成果	119
参考文献	121
附录 攻读博士学位期间发表的论文	129
致 谢	131

1 绪论

1.1 太阳能电池的研究背景与意义

现如今人们最主要使用的能源是化石能源。然而这种形式的能源是十分有限，而且还排出有害的气体，对生态环境造成极大的污染。现如今人类面临着两个主要问题，一是由于温室气体的排放导致了气候的变化，二是为了争夺剩余化石资源而引起可能的战争。因此对于人类来说一个最重大的挑战是从化石能源转变到清洁可循环利用的能源。

太阳入射到地球的能量约为 $1.74 \times 10^{17} \text{ W}$ 。因此，仅仅一个小时，我们的星球就能从太阳接收足够我们地球一年消耗的能量。而且在太阳电池运行期间，不产生任何的排出物和噪音。因此，光伏是一个很有前途的技术，满足未来对于环境友好型以及可持续利用能源的需求。

太阳电池的发展非常迅速，从 20 世纪 50 年代开始，太阳电池的研究进入实用化阶段。第一个重大的推动是 20 世纪 60 年代航天工业的发展，需要在空间中获得电源，因此发展了空间应用的太阳电池，当时这些电池的成本是今天采用分布式发电成本的很多倍。而 20 世纪 70 年代的石油危机使人们开始广泛关注可再生能源的使用，这也促进了太阳电池在地面的应用。目前，太阳电池发电已经进入了市场应用阶段，并与常规的火电、水电以及可再生的风电展开竞争。截至到 2014 年，光伏系统积累的预计安装能力可达到 $62.7 \text{ GW}^{[1]}$ 。硅太阳电池统治着光伏太阳电池的市场（约占 90 %），在接下来的多年内将维持这种统治。

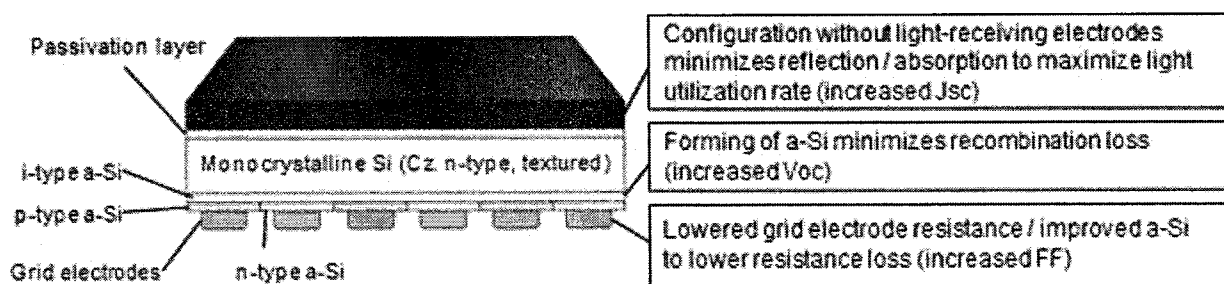


图 1.1 Panasonic 公司异质结背接触太阳能电池示意图

但是整体来说太阳电池产生的能源占整体能源消耗的比例仍然很低，其中主要原因是成本限制，这可以通过提高太阳电池的效率来解决。经过了多年的技术研究与发展，硅基太阳电池效率（标准光照下）稳步提升，特别是采用了新型的背接触

异质结太阳能电池结构后。2014 年 4 月，硅基背接触异质结太阳能电池的最高效率提升到了 25.6 %^[2]，朝向理论极限值 31 % 又迈进了一步^[3]。

1.2 传统晶体硅太阳能电池的结构与制备

太阳能电池本质上是一个大面积的光电二极管。当光照射到 p-n 结上时，在半导体内部结附近产生的光生载流子在没有被复合情况下到达空间电荷区，受到内建电场的吸引，电子流入 n 区，空穴流入 p 区，结果使得 n 区存储了过剩的电子，p 区存储过剩的空穴。他们在 p-n 结附近形成与势垒相反的电场。光生电场除了部分抵消势垒电场作用外，还使 p 区带正电，n 区带负电，在 n 区与 p 区之间的薄层生产电动势，这就是光生伏特效应^[4]。当 p-n 结两端加入负载时，就有光生电流流过负载。图 1.2 为简化太阳能电池单二极管模型示意图。其中 I_L 是将稳定光照等效成的电流源， R_{sh} 是由于漏电等效成的并联电阻，而 R_s 是由于各种复合引起的串联电阻，关于各种太阳能电池内部复合将在下节详细介绍。

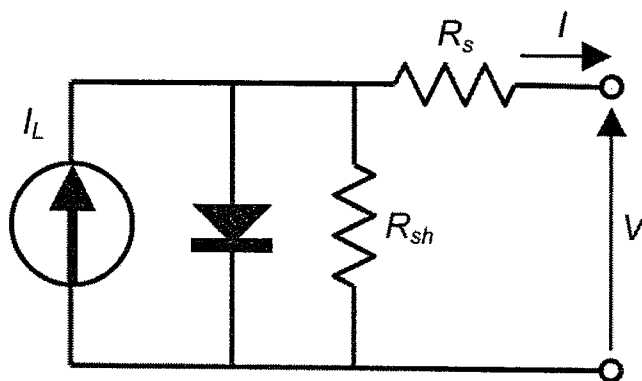


图 1.2 太阳能电池单二极管模型示意图

传统的硅太阳能电池是基于以上原理在硅衬底在制备 p-n 结并将电流引出的垂直器件结构。它主要包括表面限光结构的制备、扩散形成 p-n 结、沉积减反射层及钝化层、丝网印刷形成背表面场及前后电极等工艺。

1.2.1 表面限光结构的制备

在光伏技术中，所谓陷光结构包括表面减反射结构、太阳能电池体内光路增长结构，太阳能电池组件封装结构内的光路增长结构。

一种计算反射的二维模型如图 1.3 所示。假设沟槽尺寸大于光波长，所以沟槽

和光之间的作用可以用光路近似来描述。沟槽角度为 α ，沟槽壁将向下入射光的反射分量反射到对面，得到第二次入射机会，这样降低了总的反射率。对于垂直于太阳电池片平面的入射光， α 有几个使反射特性改变的门槛值。一旦某些光线 α 超过 30° ，靠近底部的入射光就能得到“二次入射”效应的好处。 α 超过 45° ，所有垂直入射光线将会进行“二次入射”。当 α 上升到 54° 以上时，靠近沟槽底部的入射光线有了“三次入射”可能。对于 60° ，所有垂直入射的光线将会进行“三次入射”，等等。如果光线对于太阳电池平面而言，偏离垂直角度，这些门槛将变得有些模糊。如果在具有反射率 R 的表面上，反射与角度的依赖性可以忽略，那么 n 次入射后的反射率将为 R_n 。例如封装在折射率为 1.5 材料中的硅，在太阳光谱波长 600 nm 附近的反射率大约为 20%，在“二次入射”后， R_2 降到 4%，而当形成“三次入射”后， R_3 将会低于 1%。

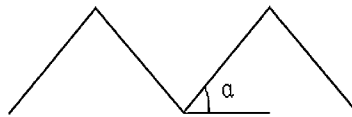


图 1.3 计算表面反射的二维模型示意图

对于晶体硅太阳能电池来说，常见限光结构的形成叫做制绒工艺，在硅（100）晶面上利用碱溶液各项异性腐蚀的原理制作绒面^[5, 6]。角锥体表面为（111）面，与底面为 54.7° ，所有垂直入射光将得到至少二次入射机会，11.1% 的在沟槽底部的入射光将经历三次入射。化学腐蚀能够在不同的晶面之间产生很尖锐的边缘，因此需要边缘圆整工艺处理^[7]。主要目的是消除集中在顶层的应力，这些应力可能来自氧化、扩散等热处理工艺。但是在被圆整后的顶部，一旦该处切线与底面的夹角低于 45° ，垂直底面入射该处的光线将只有一次入射机会。

1.2.2 扩散形成 p-n 结

Pfann 在 1952 年提出采用扩散技术改变硅或锗导电类型的设想^[8]。此后，人们对如何用扩散方法将掺杂剂引进硅中又提出种种设想，其研究目标是如何控制硅中掺杂剂的浓度、均匀性、重复性以及大批量生产过程中如何降低成本。

高温下，单晶固体中会产生空位和填隙原子之类的点缺陷。当存在主原子或杂

质原子的浓度梯度时，点缺陷会影响原子的运动。在固体中的扩散能够被看成扩散物质借助于空位或自身填隙在晶格中的原子运动。图 1.4 所示为简化二维晶体结构中的原子扩散模型。空心圆表示占据低温晶格位置的主原子，实心圆既表示主原子也表示杂质原子。在高温情况下，晶格原子在其平衡晶格位置附近振动。当某一晶格原子偶然地获得足够的能量而离开晶格位置，成为一个填隙原子，同时产生一个空位。当邻近的原子向空位迁移时，这种机理称为空位扩散。就硅而言，III 和 V 族元素通常认为是空位机理占优势的扩散。I 和 VIII 族元素的离子半径不大，他们在硅中都能快速扩散。通常认为他们是按填隙机理进行扩散。

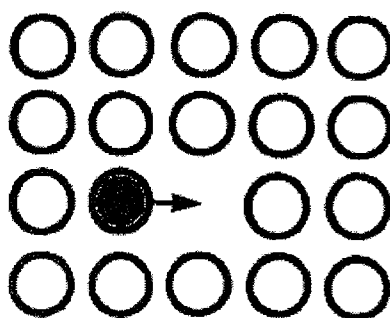
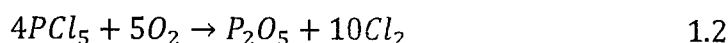
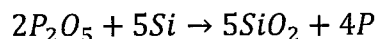


图 1.4 空位扩散机制

对于目前晶体硅太阳电池来说，市场占有率较大的依然是 p 型太阳电池衬底片，因此为了形成 n 型的发射结，一般采用 POCl_3 液态源磷进行扩散^[9]。首先用保护性气体（氮气）通过恒温的液态源瓶（鼓泡或吹过表面），把杂质源蒸汽带入高温扩散炉中，随后经高温热分解同硅片表面原子反应，还原出杂质原子，向硅片内扩散。

POCl_3 在常温时就有很高的饱和蒸汽压，很适于制作高表面浓度的发射区扩散层。它在 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 以上发生分解，生成五氯化磷和五氧化二磷。五氯化磷是一种难于分解的物质，如果它附着在硅片和扩散炉石英管表面，会腐蚀硅片和石英管。因此在扩散时，要尽量消除五氯化磷的产生。具体做法是在扩散时同时通入足量的氧气，使五氯化磷氧化成五氧化二磷和氯气。扩散系统如图 1.5 所示。与扩散过程相关的化学反应方程式如下：





1.3

所生成的磷原子扩散进入硅内部,形成N型杂质分布。产生的氯气随尾气排出,经过液封瓶吸收后再放入大气中。

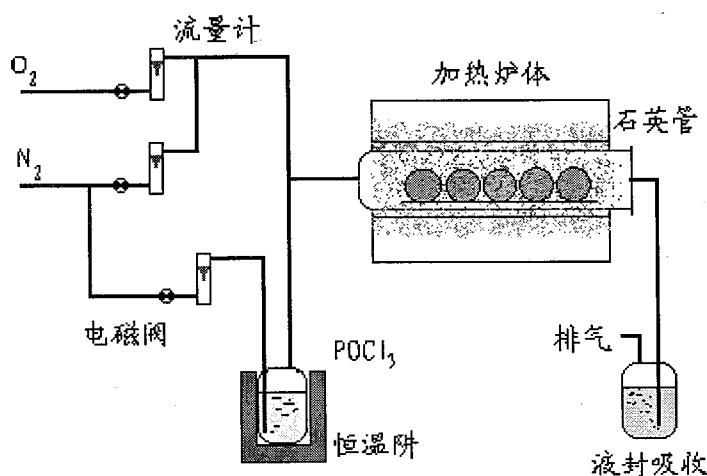


图 1.5 $POCl_3$ 液态源磷扩散系统示意图

1.2.3 沉积减反射层以及钝化层

晶体硅太阳能电池上的单层减反射膜,通常 Si_3N_4 介质薄膜。这是因为 Si_3N_4 介质薄膜的折射率与晶体硅材料有较好的光学匹配特性^[10],使用它们可以获得良好的减反射效果。

Si_3N_4 介质薄膜的工艺制作技术是半导体加工技术中很成熟的商业化生产技术。一般采用采用化学气相沉积 (CVD) 的方式^[11],但常规 CVD 的工艺温度较高,除少数可在 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下实现外,多数都必须要在 $900\sim 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 才能实现,有的甚至要在更高的温度下进行。高温所带来的主要问题是:容易引起基板的变形和组织上的变化,会降低基板材料的机械性能;基底材料与薄膜材料在高温下会发生相互扩散,在界面处形成某些脆性相,从而削弱了两者之间的结合力。因此,CVD 技术在应用上受到一定限制。而利用等离子体激活的化学气相沉积法 (PECVD) 在降低薄膜沉积温度方面非常有效^[12],近年来在晶体硅太阳能电池特别是多晶硅太阳能电池制造技术中得到了广泛的应用^[13, 14]。

PECVD 是利用辉光放电的物理作用来激活化学气相沉积反应。在辉光放电所形成的等离子体中, 虽然其温度不高, 但其内部却处于受激发状态, 其电子能量足以使气体分子键断裂, 并导致具有化学活性的物质(活化分子、离子、原子等)的产生。本来需要在高温下才能进行的化学反应, 当处于等离子体场中时, 由于反应气体的电激活而大大降低了反应温度, 从而在较低的温度甚至在常温下也能在基片上形成固体薄膜。因此, PECVD 和普通 CVD 比较有如下优点:

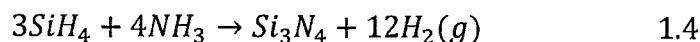
(1) 可以低温成膜(最常用的温度是 300~350 °C), 对基体影响小, 并可以避免高温成膜造成的膜层晶粒粗大以及膜层和基体间生成脆性相等问题;

(2) PECVD 在较低的压强下进行, 由于反应物中分子、原子、等离子粒团与电子之间的碰撞、散射、电离等作用, 提高了膜厚及成分的均匀性, 得到的薄膜针孔少、组织致密、内应力小、不易产生裂纹;

(3) 扩大了化学气相沉积的应用范围, 特别是提供了在不同的基体上制取各种金属薄膜、非晶态无机薄膜、有机聚合物薄膜的可能性;

(4) 薄膜对基体的附着力大于普通 CVD。

利用 PECVD 技术制作的 Si_3N_4 减反射膜, 通常采用的反应气氛是硅烷(SiH_4)和氨气(NH_3)^[15]。主要反应过程如下:



在工艺过程中产生的氢离子, 对晶体硅的表面及晶界还具有良好的钝化作用^[16], 这对提高太阳能电池的光电转换效率有关键性影响。

1.2.4 丝网印刷形成背表面场及前后电极

在常规 n^+/p 结构的硅太阳能电池背面增加一层 p^+ 层, 即可形成背表面场, 使电池的性能提高。 p^+ 区的掺杂浓度远远大于 p 区的掺杂浓度, 在 p/p^+ 结处, 与常规 $\text{p}-\text{n}$ 结不同, 中间没有一层很窄的高阻区, 电压降落在一个较窄的区域内, 其接触电势差与掺杂浓度的关系如公式 1.5^[17]:

$$V = \frac{KT}{q} \ln \left(\frac{N_{\text{p}^+}}{N_{\text{p}}} \right) \quad 1.5$$

其中 N_{p^+} 、 N_{p} 分别是背表面场 p^+ 区和衬底的掺杂浓度。接触电势差 V 值越大,

电池的开路电压也越大。

在 $n^+/p/p^+$ 结构电池中, p/p^+ 结的电势方向与电池端电压方向相反, 使电池所受正向偏压的分量减少。并且 p/p^+ 结可以阻止光生少子向 p^+ 区扩散, 提高了少数载流子的收集效率, 降低了暗电流分量。而多数载流子则可以自由通过该结, 对输出电流没有影响。

在实际的太阳电池中, 背表面场除了能够提高少数载流子的收集外, 还能够很好地作为电极输出端。因此一般都采用铝硅合金来形成铝背表面场铝硅合金结构, 不仅具有背表面场的作用, 而且还能够很好地构成背面欧姆接触, 作为电流的输出电极。而铝硅合金则是采用丝网印刷机将铝浆料印在太阳电池片的整个背表面, 随后经过高温烧结工艺形成。

丝网印刷工艺^[18]是把将有图像或图案的模版附着在丝网上进行印刷的。通常丝网由尼龙、聚酯、丝绸或金属网制作而成。当承印物直接放在带有模版的丝网下面时, 丝网印刷油墨或涂料在刮刀的挤压下穿过丝网中间的网孔, 印刷到承印物上。丝网上的模版把一部分丝网小孔封住使得颜料不能穿过丝网, 而只有图像部分能穿过, 因此在承印物上只在图像部位有印迹。图 1.6 示意性的显示了丝网印刷的整个过程。

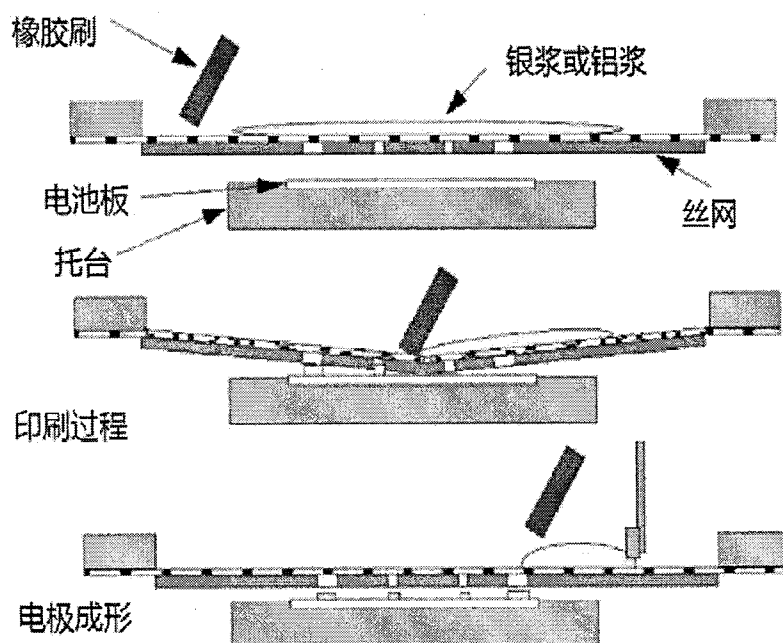


图 1.6 丝网印刷过程示意图

当将铝浆料与银浆料经过丝网印刷残留在特定位置后, 还需要经过烧结过程来实现铝背表面场的形成以及前后电极的欧姆接触。烧结可看作是原子从系统中不稳定的高能位置迁移至自由能最低位置的过程。浆料中的固体颗粒系统是高度分散的粉末系统, 具有很高的表面自由能, 因为系统总是力求达到最低的表面自由能状态, 所以在烧结过程中, 粉末系统总的表面自由能必然要降低, 这就是烧结的动力学原理。

相对于铝浆料烧结, 银浆料的烧结要重要很多, 对太阳能电池的串联电阻和并联电阻将产生很大的影响。因此, 烧结工艺需要根据银浆料的特性进行优化, 以实现太阳能电池的填充因子达到最优, 提升最终效率。

1.3 效率损失分析

作为可再生能源, 太阳能电池发电优势很多。但是与常规发电方式相比, 太阳能电池发电成本依然较高, 这极大的限制了它的推广应用。而提高太阳能电池的转换效率是有效降低其发电成本的手段之一。按照光伏行业的共识, 太阳能电池转换效率每提高 1 %, 太阳能电池生产成本可下降 10 %, 发电成本则将会降低 10 ~ 15 %^[19]。而对于带隙为 1.12 eV 的硅, 在 AM1.5 的光谱条件下, 转换效率的热力学极限是 33 %^[3]。考虑实际内部损失, 转换效率的极限降低到 30 %^[20], Swanson 通过理论计算得出了硅太阳能电池的理论极限为 29 %^[21]。

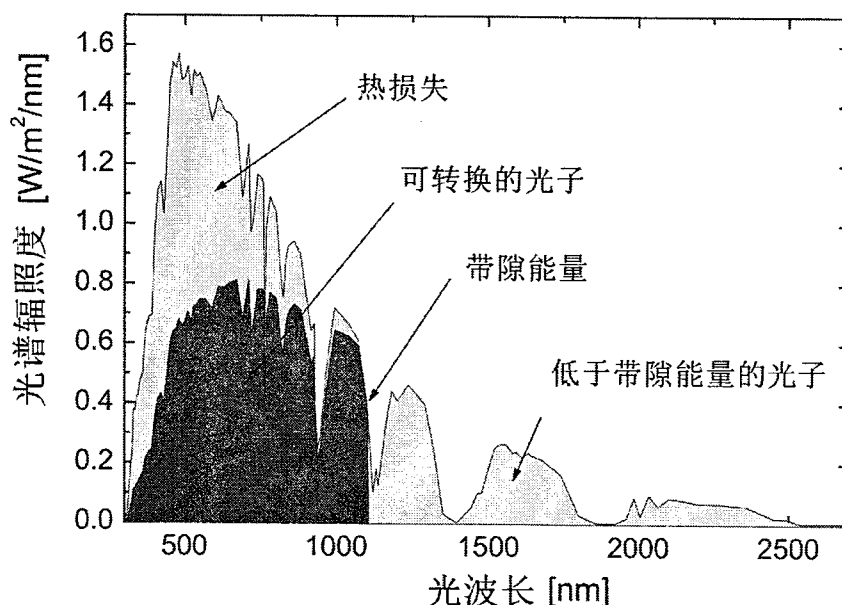


图 1.7 AM1.5G 光谱辐照度, 黑色部位为可被单结硅基太阳能电池转换的光谱能量

1.3.1 硅的内部损失机制

单节硅基太阳能电池的转换效率限制主要由以下的内部损失机制引起：

- 1、低于硅带隙（1.12 eV）的光子能量不能产生电子空穴对。
- 2、每个等于或者大于带隙能量的光子时可以产生一个电子空穴对。但是大于 1.12 eV 的光子能量将会以热能的形式损失。

图 1.7 展示了以上两种损失机制。

3、由于硅准费米能级分离最大值的限制，硅基太阳能电池的开路电压（ V_{oc} ）必须小于 1.12 V^[22]。

4、由于内部复合机制，使得电流以指数方式受电压的影响，电流电压曲线并不是矩形的。因此硅太阳能电池的填充系数（ FF ）被限制在 85 % 以下，它所能获得的最大能量要小于 V_{oc} 和短路电流密度（ J_{sc} ）的乘积。

另外，硅太阳能电池对于光子的吸收强烈的依赖于光子能量（如图 1.7 所示）。对于低能量光子（波长 $\lambda > 1000$ nm）的吸收系数非常低。吸收深度随着波长的增加而快速增长。因此，尽管太阳能电池中加入了优化的光陷阱的工艺，但对于一定厚度的硅片来说，并不是所有可吸收的入射光子都可以产生电子空穴对（详见 1.3.2 节）

下面将介绍关于有限厚度的单节理想硅太阳能电池关于极限效率的计算方法。在理想的太阳能电池中，唯一不可避免的损失机制就是复合，这其中包括辐射复合和俄歇复合。而与复合损失相关的机制，如表面复合、太阳能电池高掺杂区域内的复合以及由缺陷和杂质引起的复合，并没有在计算中考虑。

1.3.2 短路电流限制

太阳能电池的 J_{sc} 是对进入太阳能电池内部光子吸收的函数。在理想的太阳能电池中，并没有考虑前表面金属网格遮挡对光反射的影响，以及光子在硅传输过程中被介质层和高掺杂硅的吸收。因此对于 J_{sc} 的计算只考虑进入硅片光子的最大入射深度。根据 Tiedj 等人^[20]和 Brendel 等人^[23]的研究指出，通过优化减反射结构，光子的最大入射深度 l 可以通过公式 1.6 计算：

$$l \approx 4n_{si}(\lambda)W \quad 1.6$$

其中 W 表示硅片厚度， λ 是入射光的波长， $n_{si}(\lambda)$ 为硅的折射率，它是光波长的

函数。

确定了光子的最大入射深度后，结合太阳光谱（AM 1.5G）以及光在硅中吸收系数，就可以根据公式 1.7 计算出短路电流密度的极限值（ $J_{sc,limit}$ ），它是硅片厚度的函数：

$$J_{sc,limit}(W) = \frac{q}{hc} \int \lambda I_{Am1.5G}(\lambda) [1 - \exp(-4\alpha_{si}(\lambda)n_{si}(\lambda)w)] d\lambda \quad 1.7$$

其中 q 是电子电量， h 是普朗克常量， c 是光子速度， $\alpha_{si}(\lambda)$ 是硅中光子的吸收系数， $I_{Am1.5G}(\lambda)$ 是入射光子的能通量密度。

在图 1.8 中实线部分显示了不同硅片厚度下短路电流密度的最大值。假定整个 AM 1.5G 光谱的光全部可以被硅片吸收，最大 J_{sc} 接近 46 mA/cm^2 。然而，由于入射光子的实际深度小于 l ，因此实际的 J_{sc} 最大值会更低。图 1.8 中虚线部分显示无减反射结构以及优化减反射结构 J_{sc} 最大值。对于常规 $200 \mu\text{m}$ 厚度的硅太阳电池，如果没有减反射结构，那么 J_{sc} 将被限制在 39.1 mA/cm^2 以下，然而，通过引入优化的减反射结构后， J_{sc} 的最大值为 44.2 mA/cm^2 。

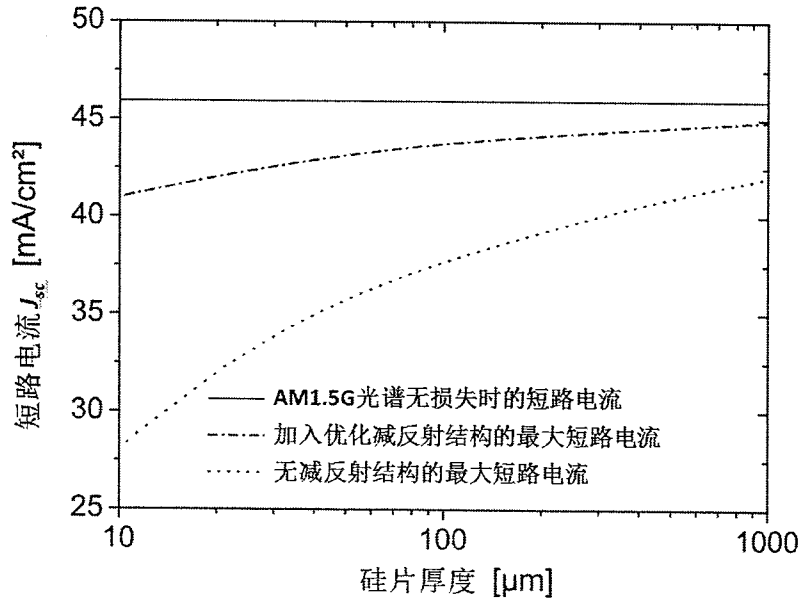


图 1.8 在 AM1.5G 光谱辐照度下，计算的最大短路电流密度值与硅片厚度的关系

1.3.3 开路电压限制

太阳电池的 V_{oc} 主要被电子空穴对的复合速率所限制。在理想的硅太阳电池中，仅考虑硅中不可避免的辐射复合和俄歇复合。

同 J_{sc} 一样,理想太阳电池的 V_{oc} 和效率所受复合的影响可以通过理论计算得出。这里采用了 Kerr 提出的方法进行计算^[24]。理想的电流密度电压方程可以表达成公式 1.8:

$$J(V, W, N_D) = J_{SC,limit}(W) - qWR_{int}(V, W, N_D) \quad 1.8$$

其中 J 是电流密度, V 是电压, N_D 是硅的掺杂浓度, R_{int} 是硅内部复合速率, $J_{SC,limit}$ 是之前计算的短路电流密度极限值。

硅内部复合通过计算辐射复合速率与俄歇复合速率的和值得出, 采用 Kerr 和 Cuevas 提出的方法计算的内部复合速率为^[25, 26] :

$$\begin{aligned} R_{int}(V, W, N_D) &= R_{CE-Auger} + R_{Rad} \\ &= n_i^2 e^{\frac{qV}{kT}} \left(1.8 \times 10^{-24} n_0^{0.65} + 6 \times 10^{-25} p_0^{0.65} + 3 \times 10^{-27} [\Delta n(V)]^{0.8} \right. \\ &\quad \left. + (1 - P_{PR}(W) B_R) \right) \end{aligned} \quad 1.9$$

其中 n_0 和 p_0 是平衡时电子和空穴的浓度, 单位为 cm^{-3} , Δn 是非平衡载流子的浓度, B_R 为辐射复合系数。考虑到复合后释放能量产生的光子可以在硅内被吸收并产生新的电子空穴对, P_{PR} 即表示这种情况的光子循环率。

当太阳电池在温度 T 为 300 K 工作时, 硅本征载流子浓度 n_i 为 $1 \times 10^{10} \text{ cm}^{-3}$ ^[27], 辐射复合系数设为 $4.73 \times 10^{-15} \text{ cm}^3 \text{ s}^{-1}$ ^[28], 光子循环率 0.79 ($W=150 \mu\text{m}$)。非平衡载流子浓度采用公式 1.10 计算:

$$\Delta n(V) = \frac{1}{2} \sqrt{(n_0^2 + p_0^2)^2 - \left[(n_0 + p_0) - n_i^2 e^{\frac{qV}{kT}} \right]} - \frac{1}{2} (n_0 - p_0) \quad 1.10$$

通过结合以上公式, 计算开路时 ($J(V_{oc}) = 0$) 的电压值即为理想情况下开路电压的极限值 $V_{OC,limit}$ 。图 1.9 中显示了不同掺杂浓度硅衬底在不同衬底厚度下对应开路电压的最大值。当衬底厚度为 $200 \mu\text{m}$, 掺杂浓度为 $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ 时, $V_{OC,limit}$ 为 740 mV。

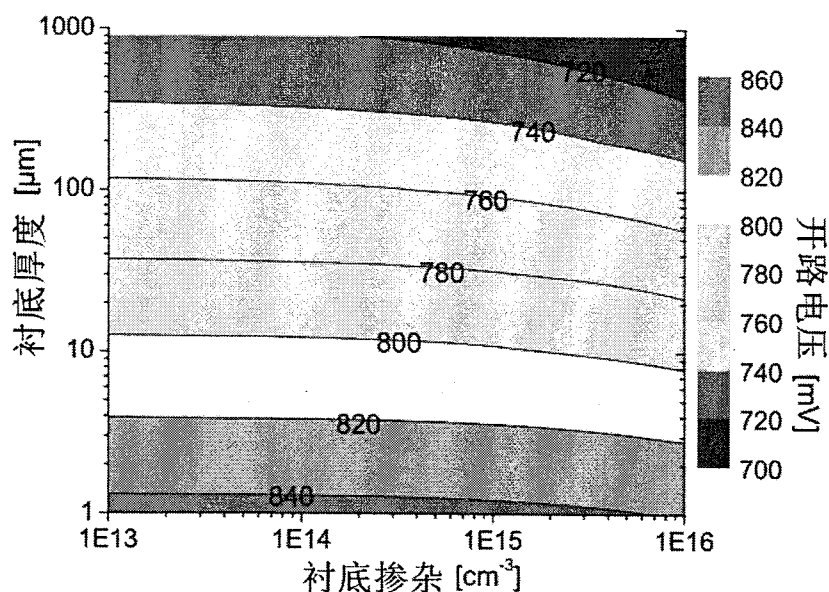


图 1.9 计算的最大开路电压值与硅片衬底厚度及掺杂浓度的关系

1.3.4 效率限制

在确定短路电流极限值后，就可以确定理想太阳能电池的电流电压曲线。结合上节计算的开路电压，可以计算出填充因子 (FF) 的最大值。因此，理想硅太阳能电池的极限效率可以被确定。

对于厚度为 $200\ \mu\text{m}$ ，掺杂浓度 N_D 为 $1.0 \times 10^{15}\text{cm}^{-3}$ 的 n 型晶体硅太阳能电池来说，短路电流的极限值为 $44.2\ \text{mA}/\text{cm}^2$ ，开路电压的极限值为 $740\ \text{mV}$ ，填充因子的极限值为 84.5% ，最终可以确定理想极限效率为 27.6% 。

而对于实际的硅太阳能电池，除了光谱损失、辐射复合损失、俄歇复合损失外，还存在前表面反射损失、前后表面电极接触损失等能量损失机制。这使得实际的硅太阳能电池效率要低于理想极限效率。图 1.10 显示了入射到硅太阳能电池的光能量损失分布。

因此，针对太阳能电池的各种结构设计以及工艺优化的目的都是尽可能的减小以上的能量转化损失。

1.4 晶体硅太阳能电池结构的改进

对于光谱损失而言，可以利用“下转换材料”将短波高能量光子转化成两个以上的适宜硅太阳能电池吸收的光子^[29]，或者利用“上转换材料”将两个低能量光子通过连

续激发的方式转化成一个大于硅禁带宽度的光子^[30]。但是这种方法对于材料以及工艺要求很高，实现难度很大。

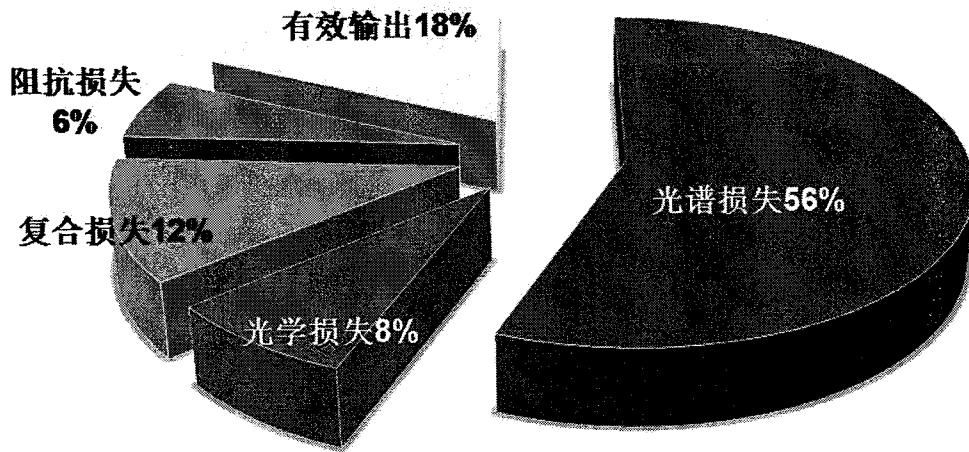


图 1.10 硅太阳能电池各部分能量损失所占比例

对于反射损失，则需要进一步降低反射率，增加太阳电池对光的吸收。而这方面可以通过减少金属遮光面积实现。近年来大力发展的金属穿孔卷绕（MWT）太阳电池^[31]消除了前电极的主栅线，从而增加了光的入射。而背结背接触太阳电池^[32]则将前电极全部移到了太阳电池的背面，从根本上消除了金属电极遮光所引起的损失。

对于复合损失，从载流子输运的角度来看，需要降低内部复合。这可以通过提高硅衬底材料的质量以及降低光生载流子在电池中的输运距离（如使用更薄的硅片）实现。而对于表面复合，则需要减小硅片表面的缺陷态密度，这可以通过沉积优化的表面钝化膜技术实现^[33]。

另外，改善太阳电池电极的接触性能以及对电极的图形进行优化^[34]，可以降低金属与硅的接触电阻和金属的导通电阻，从而降低光转换后能量输出的阻抗损失，进一步的提升硅太阳电池效率。

1.5 本论文的选题意义和组织结构

1.5.1 本论文的选题意义

能源与环境的需求促进可循环清洁能源的大力发展，太阳电池作为直接将太阳光转换成电能的器件尤其受到关注。目前光伏装机量在逐步上升，《国家能源局关于下达 2015 年光伏发电建设实施方案的通知》中指出 2015 年全国新增光伏电站建设规模目标设为 17.8 GW^[35]，说明了我国对于光伏发电的重视。如此大的装机量对于其核心的太阳电池要求也逐渐提高，在传统太阳电池快速发展的前提下，多种新型太阳电池的产业化进程也已经成熟。

商业化太阳电池自问世以来的近 60 年时间里，发展的核心目标一直是提升太阳电池的效率，在此基础上逐渐通过改进工艺并降低成本。1999 年，PERL 太阳电池的效率就已经达到了 25%，经历十多年时间技术改进，终于成为目前光伏行业公认的电池改进方向。而背结背接触太阳电池则由于其更高的效率（目前为 25.6%）成为未来产业化发展的方向。

因此，针对背结背接触太阳电池研究的目的是掌握其核心技术，提升电池效率，并逐渐降低电池成本，促进背结背接触太阳电池大规模产业化的进程。为此，本文主要进行以下几个方面的研究：

- 1、对低成本铝推进发射结的形成进行研究，并解决其在 n 型背结背接触太阳电池应用中出现的问题。
- 2、对 p 型发射结、n 型背表面场以及 n 型衬底的钝化特性进行研究，通过改进工艺提升钝化效果，并将其应用到多种太阳电池中进行验证。
- 3、制备 n 型双面太阳电池，掌握 n 型太阳电池流片的核心工艺，探索 n 型背结太阳电池的技术关键点。
- 4、研究 n 型背结背接触太阳电池金属接触工艺，结合理论计算提出了采用铝同时作为 n、p 电极的方案，并流片验证。
- 5、研究 n 型背结背接触太阳电池发射结金属覆盖率对电池性能的影响，并结合接触电阻率进行优化。
- 6、制备 n 型背结背接触太阳电池，基本解决核心的设计与工艺问题，并提出进一步提升性能的方案。
- 7、采用软件对 n 型背结背接触太阳电池进行二维模型建立，并基于此研究多数载流子在前表面横向输运特性等问题，为电池改进提供强大的理论指导。

1.5.2 本论文的组织结构

根据前文所述的研究内容及选题意义,本论文主要研究内容包括以下几个方面,铝推进 p 型发射结的研究;钝化工艺的研究;n 型双面太阳电池的研究;n 型背结背接触太阳电池的研究;二维背结背接触太阳电池模型的建立及应用。基于此,各个章节的内容安排如下:

第一章,绪论。主要介绍研究的背景和意义,引出本文的研究内容。介绍了晶硅太阳电池在当今新能源领域特别是光伏发电领域的重要性;硅基太阳电池的机理与结构,简单介绍了其工作原理;传统晶硅太阳电池的效率损失,介绍了常规晶硅电池的效率损失机制;晶硅电池的改进思路,根据前述的效率损失机制,有针对性的提出了可以改进的方向;本论文的选题意义和组织结构,从产业发展、电池性能的方面论述本论文的选题意义,从学术研究的角度介绍了本文的主要研究内容。

第二章,n 型背接触太阳电池。主要介绍了背接触太阳电池:EWT 太阳电池、MWT 太阳电池、背结背接触太阳电池的结构以及优缺点;重点介绍了背结背接触太阳电池的发展历程及不同工艺改进对效率的提升;描述了背结背接触太阳电池的各项关键参数,并重点针对少子寿命、发射极形成、表面钝化及背面图形设计这四个重要的参数进行分析。

第三章,铝推进 p 型发射结的研究。介绍了铝推进发射结的形成方法及热动力学机理;对铝推进发射结的烧结过程进行实验研究,发现了不适当的烧结条件会导致漏电通道的产生,结合理论与实验消除了漏电通道;将优化的铝推进 p 型发射结应用在 n 型背结前接触太阳电池上,获得了平均 593 mV 的开路电压。

第四章,钝化工艺研究。首先对于半导体表面的复合理论进行介绍;提出了表征钝化的两个重要参数,并采用光电导法与 QSSPC 技术测量钝化后样品,得到有效载流子寿命以及发射结反向饱和电流密度;针对 n 型轻掺杂衬底、p 型重掺杂发射结以及 n 型重掺杂背表面场区域,研究了采用氮化硅钝化、氧化硅/氮化硅叠成钝化以及三氧化二铝钝化的情况;研究后退火技术对钝化效果的影响,并针对退火温度、退火时间以及退火气氛进行了优化;将优化的钝化层应用于改进的 n 型铝推进发射结背结前接触太阳电池,获得 638 mV 的开路电压。

第五章,n 型双面太阳电池研究。介绍整个双面太阳电池的流片工艺;对双面

太阳电池的前结特性与背结特性进行测试，将部分测试结果导入到 PC1D 软件中对 n 型双面太阳电池进行模型建立工作；针对背结太阳电池进行优化，证明串联电阻与前表面场的峰值掺杂浓度是影响 n 型背结太阳电池的主要参数；制备出背结电池效率 16.24 %、前结电池效率 18.28 % 的 n 型双面太阳电池。

第六章，n 型背结背接触太阳电池研究。介绍整个 n 型背结背接触太阳电池的设计方法；详细阐述流片过程，重点介绍了三步图形化工艺，发射结、背表面场以及前表面场的形成方法；结合理论计算改进电池背面金属类型；研究发射结金属覆盖率对背结背接触太阳电池特性的影响；制作出效率为 18.2 % 的 n 型背结背接触太阳电池。

第七章，二维背结背接触太阳电池模型的建立及应用。介绍了背结背接触太阳电池二维模型的建立方法；针对减反射结构、前表面场掺杂、背表面场掺杂、发射结掺杂、少数载流子寿命、衬底电阻率以及衬底厚度优化背结背接触太阳电池模型；在此基础上，重点研究了前表面多数载流子横向输运以及衬底减薄后少子寿命对背结背接触太阳电池的影响。

第八章，总结。总结了本论文的主要实验结论及工作成果。

2 N型背接触太阳电池

2.1 背接触太阳电池介绍

图 2.1 为背接触太阳电池的示意图。可以看出，背接触太阳电池是将发射结与前电极都转移到了背表面的太阳电池。基于这个结构的改变，使得其相比于传统太阳电池具有以下优点：

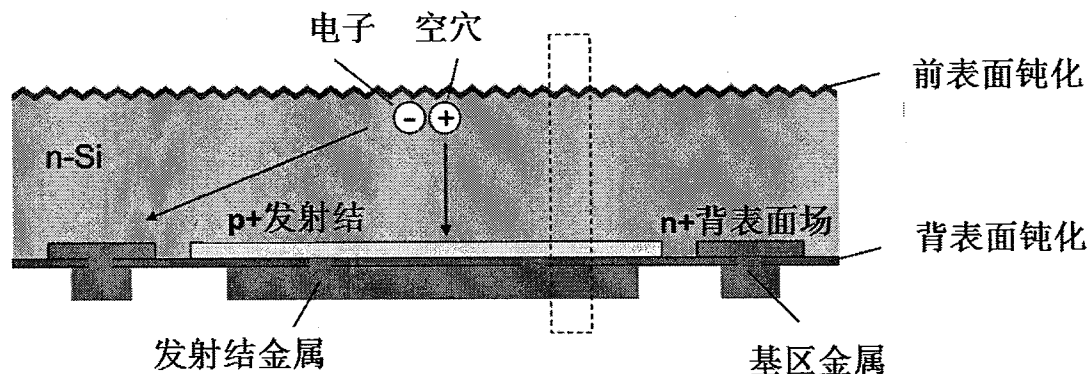


图 2.1 背接触硅太阳电池示意图

1、太阳电池前表面无金属遮光，降低了光反射损失，从而提升了电池的短路电流值。

2、由于前表面无金属连接，因此不需要考虑接触电阻的优化，可以在太阳电池前表面引入优化的光陷阱以及表面钝化结构，从而增加了光吸收并降低了前表面的复合。

3、位于太阳电池背面的金属不再需要考虑遮光损失的问题，因此可以通过优化电极图形的方法（如增加栅线宽度）以降低金属电极的串联电阻。

4、这种平面结构的太阳电池组件封装更容易自动化。Spath 等人就提出了一种针对背接触太阳电池组件的封装方法^[36]。

5、提升了组件内太阳电池的封装密度，因而提高了组件的效率。De Ceuster 等人将背接触太阳电池组件的效率提升到 20.1%^[37]。

基于以上提及的优点，与传统的太阳电池相比，背接触太阳电池的转换效率具有明显的提升。同时，背接触太阳电池组件的成本因此得以降低。

但是，背接触太阳电池结构同样具有一定的挑战和缺点，如下：

1、背接触太阳电池需要多步在表面进行部分掺杂以及金属图形化的工艺。相比

于常规太阳电池，生产工艺过程变得复杂并且具有挑战性。

2、由于发射结位于太阳电池的背表面，在前表面产生的光生载流子需要通过扩散穿过整个衬底才能被发射结分离。因此，为了提高到达发射结的载流子数目，保证太阳电池的效率，需要选取具有更高少子寿命的衬底，并且在随后的工艺中尽可能保持其少子寿命，这对于工艺提出了更高的要求。

高质量的衬底材料和工艺的复杂性使得生产成本相应提高。因此，背接触太阳电池必须保持高效率才能平衡这部分成本的增加。关于背接触太阳电池工艺的介绍以及提高转换效率的方法将在本文后续章节中进行阐述。在这之前，首先回顾一下背接触太阳电池的发展历史。

2.2 背接触太阳电池发展

2.2.1 背接触太阳电池的分类

目前总共有三种太阳电池背面同时具有两种类型电极。它们分别是发射极穿孔卷绕（EWT）太阳电池^[38]、金属穿孔卷绕（MWT）太阳电池^[39]以及叉指状背接触（IBC）太阳电池^[40]。

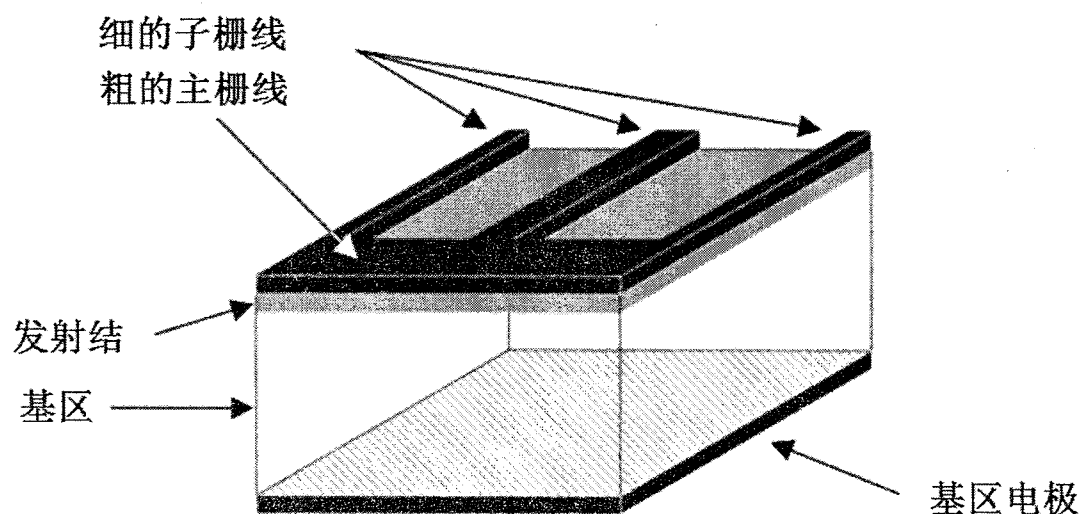


图 2.2 常规太阳电池示意图

传统硅太阳电池如图 2.2 所示，它的发射结位于电池的前表面。前表面采用网格状的金属电极，因此需要折中考虑高金属电极覆盖带来的遮光损失与低金属电极覆盖导致的电阻损失。而前表面的电流大部分由较细的子栅线收集后一起汇入到较粗的主栅线以将电流连接到外电路上。

MWT 太阳电池的结构与传统太阳电池结构最为接近。它的发射结同样位于电池的前表面，只是将金属主栅线从电池的前表面移到电池的背表面，如图 1.3 所示。余下的子栅线通过多个穿过硅衬底的孔洞连接到背面的主栅线上。

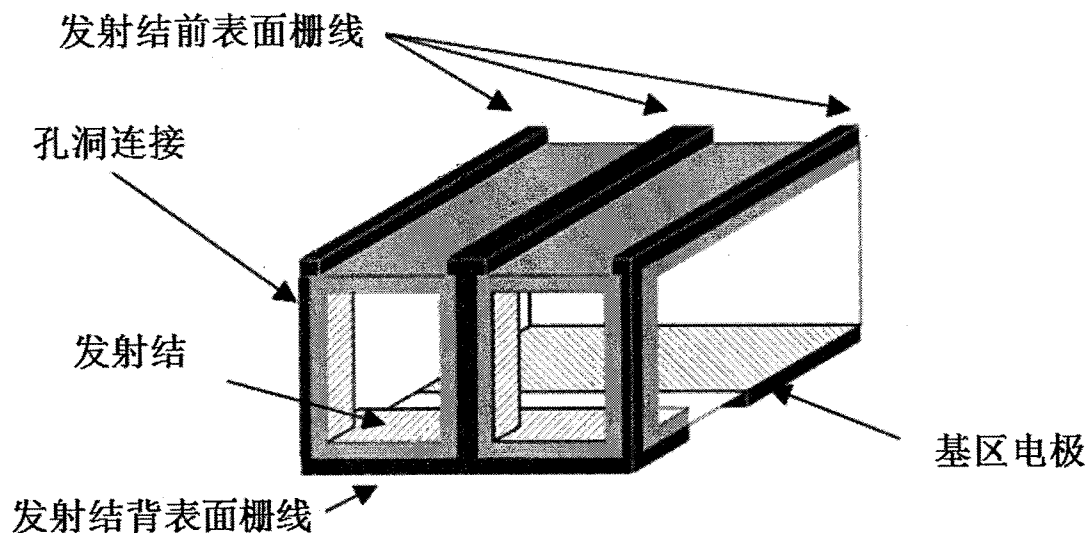


图 2.3 MWT 太阳电池示意图

EWT 太阳电池进一步的去除了前表面的子栅线电极，将所有的电极金属放置在背表面，但是保留发射结位于前表面的概念。如图 2.4 所示，基区电极栅线面积减小，并与发射结栅线呈现叉指状的结构。背面发射结电极与前表面发射结的连接通过穿过硅衬底的发射结孔洞实现。

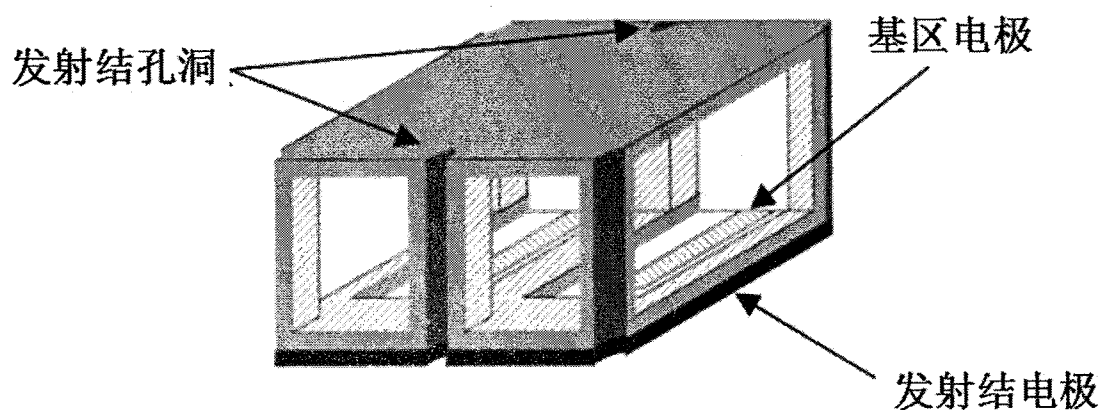


图 2.4 EWT 太阳电池示意图

对于 IBC 太阳电池，如图 2.1 所示，前表面无任何发射结与金属，全部的掺杂与金属连接在太阳电池的背面完成。作为本论文研究的重点，下面将对 IBC 太阳电池详细介绍。

2.2.2 IBC 太阳电池

IBC 太阳电池是 Schwartz 和 Lammert 于 1975 年阐述的一种新型太阳电池结构^[41, 42]。最初, IBC 太阳电池主要应用于太空发电, 在 50 个标准太阳照射下可以获得 17 % 的电池效率^[41]。

在 1984 年, Swanson 等人提出了一种新的点接触硅太阳电池^[43], 它和 IBC 太阳电池的结构十分相似。主要的不同在于背面发射结与背表面场仅扩散在金属电极下的多个小方块上, 而不是像 IBC 太阳电池在整个金属电极下面进行扩散, 如在图 2.5 所示。这种改进的优点在于通过减少太阳电池背面高掺杂区域的面积, 从而降低了掺杂区的暗饱和电流。因此, 太阳电池的效率得到了明显的提升。

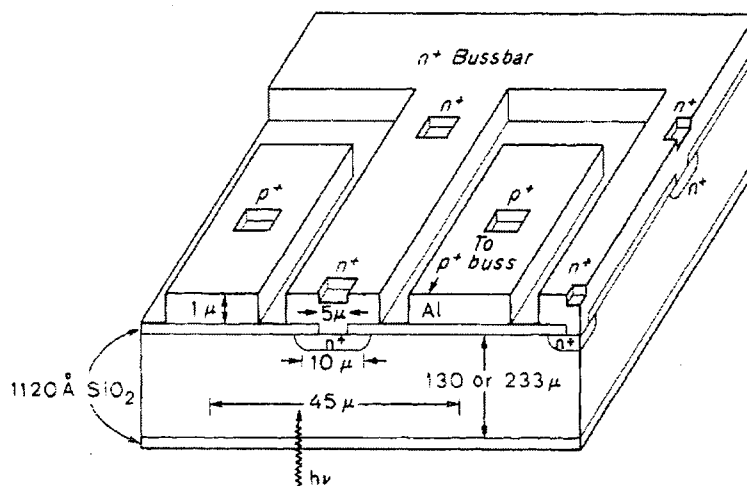


图 2.5 点接触硅太阳电池示意图

1986 年, Sinton 等人通过进一步优化点接触硅太阳电池, 在 100 个标准太阳照射下获得了 27.5 % 的效率^[44]。不久之后, 在 150 个标准太阳照射下, 将电池的效率进一步提升到了 28 %^[45]。两年之后, Sinton 等人在 200 个标准太阳照射下使点接触太阳电池效率达到 28.4 %^[46]。需要注意, 以上效率均是在光照面积为 0.15 cm² 下取得的。

为了更广泛在地面进行应用, 需要适应标准太阳光照的情况, IBC 太阳电池的结构进一步被优化。在 1985 年, Verlinden 等人将标准太阳光照下的 IBC 太阳电池效率提升到了 21 %^[47]。1986 年, Sinton 等人将标准光照下点接触 IBC 太阳电池的效率提升到了 21.7 %, 其中光照面积为 0.15 cm²。随后, King 等人引入前表面场概念, 将中等面积(8.5 cm²)的 IBC 太阳电池的效率提升到 22.3 %^[48]。1988 年, Verlinden

等人将多层金属电极的概念引入到了 IBC 太阳电池^[49, 50]。1991 年, King 的研究组又再一次将标准太阳光照下的 IBC 太阳电池效率提升到 22.7 %, 而且这是在 37.5 cm^2 的电池面积下实现的^[51]。

IBC 太阳电池背面叉指状的扩散、钝化层开槽、金属电极连接等需要至少五步图形化工艺。这些复杂的工艺导致了生产成本的大为提升。因此, 在 1988 年, Sinton 等人提出了一种应用于叉指状金属连接的自对准技术^[46]。随后, 在 1990 年, 他们提出了一种简化的 IBC 太阳电池结构, 如图 2.6 所示, 这种电池结构使用了自对准的金属连接技术, 可以将掩膜工序步骤到一步。应用这种简化工序的 IBC 太阳电池, 标准太阳光照下, 在 10.5 cm^2 的面积上达到了 21.9 % 的效率^[52]。

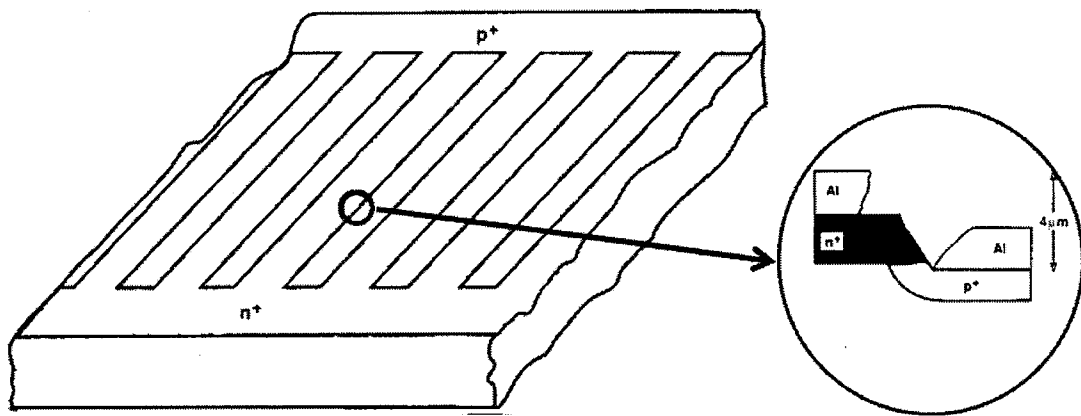


图 2.6 一种简化的 IBC 太阳电池示意图

1985 年, Swanon 等人成立 Sunpower 公司, 将斯坦福大学课题组发展而来的高效背接触硅太阳电池技术商业化。试验制作的大面积 (35 cm^2) IBC 太阳电池的效率达到了 21 %, 电池制作一共采用了五步光刻工艺^[53]。在 1993 年, Sunpower 公司为“本田太阳能汽车计划”制造了 7000 片这种类型的 IBC 太阳电池, 平均效率达到 21.1 %, 这打破了当时的世界纪录^[54]。

之后, Sunpower 公司针对 IBC 太阳电池的设计进行了大量的设计优化及工艺改进, 尤其在边缘钝化和衬底掺杂上取得了很大进展。1996 年, Sunpower 公司 Verlinden 等人制作的 IBC 太阳电池在标准太阳照射下的效率达到了 23.2 %^[55]。Sunpower 公司随后对工艺进行了大量的简化, 去除了近三分之一的工艺步骤。2002 年, 在 Cudzinovic 报道中称这种简化的工艺使生产成本降低了 30 %, 但同时导致了 IBC 太阳电池效率下降了 0.6 %^[56]。

2004 年, Sunpower 公司的 Mulligan 等人研制了一种大面积 (149 cm^2) 的 IBC 太阳电池, 并将其命名为 A-300^[57], 图 2.7 为 Sunpower 公司 A-300 太阳电池的结构示意图。McIntosh 等人对这款太阳电池做了大量细节的研究, 尤其在陷光方面^[58]。结果表明, 对于 A-300 太阳电池, 使用 $160\sim 280 \mu\text{m}$ 、 $2\sim 10 \Omega\cdot\text{cm}$ 的 n 型硅材料可以使 A-300 电池性能达到优化^[59]。A-300 型号的 IBC 太阳电池最高效率达到 21.5 %。2007 年, De Ceuster 等人将新一代可高批量生产的 A-300 太阳电池的平均效率提高到 22.4 %, 同时将 IBC 太阳电池的组件效率提升到了 20.1 %^[37]。

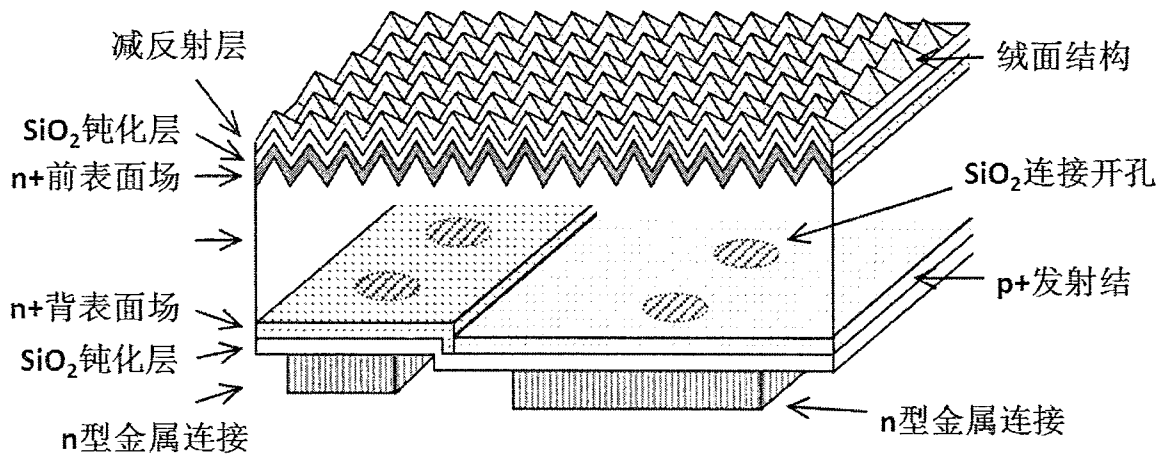


图 2.7 A-300 太阳电池示意图

2010 年, Sunpower 公司的 IBC 太阳电池又取得新的突破。Cousins 研发出了第三代的 IBC 太阳电池, 通过优化金属电极连接孔洞面积以及前表面复合速率, 在 155.1 cm^2 的大面积上将电池的转换效率提高到 24.2 %, 组件效率也相应的提升到了 20.4 %^[60]。

在 Sunpower 公司和斯坦福大学研发工作的引领下, 很多其他的研究机构也加入高效背结背接触太阳电池的研发中。德国 Fraunhofer ISE 提出一种名为背面电极 (RCC) 的硅太阳电池, 如图 2.8 所示。它采用了光刻的工艺来实现图形化, 根据 Dicker 等人的报道, 这款太阳电池的效率达到了 22.1 %^[61]。

随着研究的深入, 背结背接触太阳电池在聚光太阳能电池也取得了一定进展。Mohr 在 RCC 太阳电池的基础上设计了背面电极聚光 (RCLL) 太阳电池, 在 100 个标准太阳照射下效率达到了 25 %^[62]。

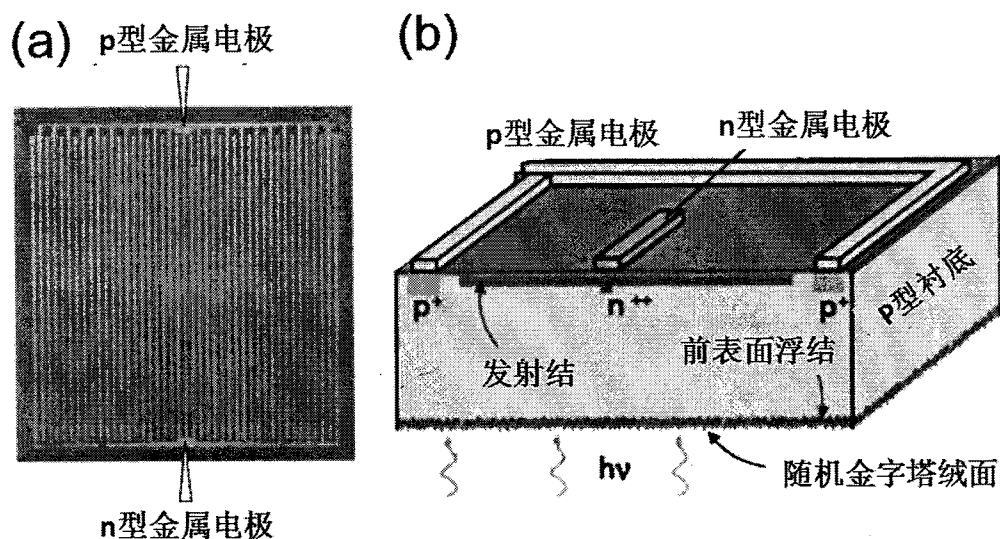


图 2.8 RCC 太阳电池示意图 (a) RCC 太阳电池被表面叉指状栅线结构; (b) RCC 太阳电池立体细节结构图 (光照明面在下面)

2005 年, 澳大利亚新南威尔士大学提出一种低成本的背结背接触太阳电池, 命名为叉指背埋栅 (IBBC) 太阳电池, 结构如图 2.9 所示。在工艺上去除了光刻工艺, 采用了激光开槽埋栅技术, 从而极大的降低了成本。IBBC 太阳电池在一个太阳光照下的效率可以达到 19.2 %^[63]。

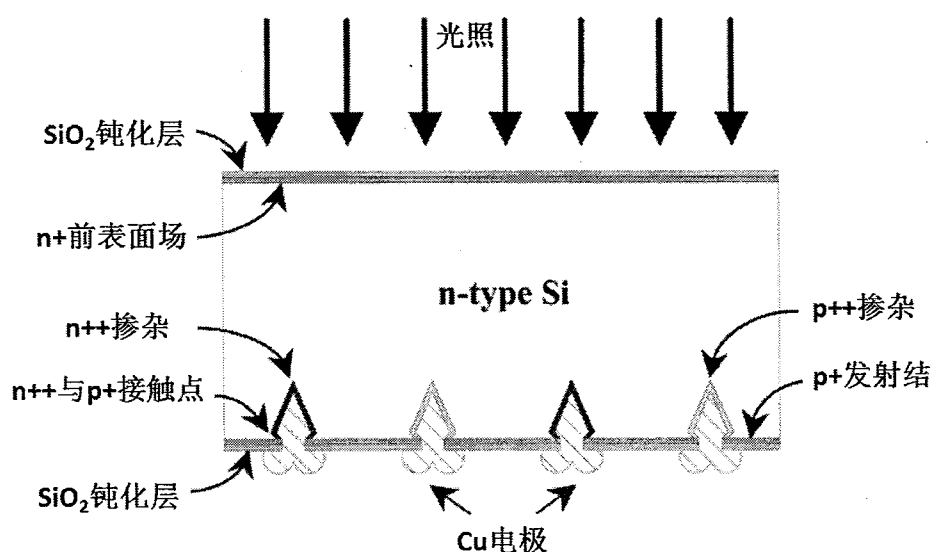


图 2.9 IBBC 太阳电池示意图

德国 ISFH 的 Engelhart 等人提出另一种低成本的背结背接触太阳电池^[64], 命名为 RISE 太阳电池, 结构如图 2.10 所示。RISE 太阳电池同样不使用光刻掩膜工艺, 它采用背面激光局部去除钝化膜以及掺杂硅的方式, 完成背面局部掺杂。这种电池

在 4 cm^2 的面积上获得 22 % 的效率。

最近，将 a-Si/c-Si 异质结结构作为发射结应用在背结背接触太阳电池迅速的发展起来^[65-67]。由于非晶硅具有更大的禁带宽度，因此可以提升太阳电池的开路电压。结合背结背接触太阳电池本身高短路电流的特点，可以获得更好的电池性能。

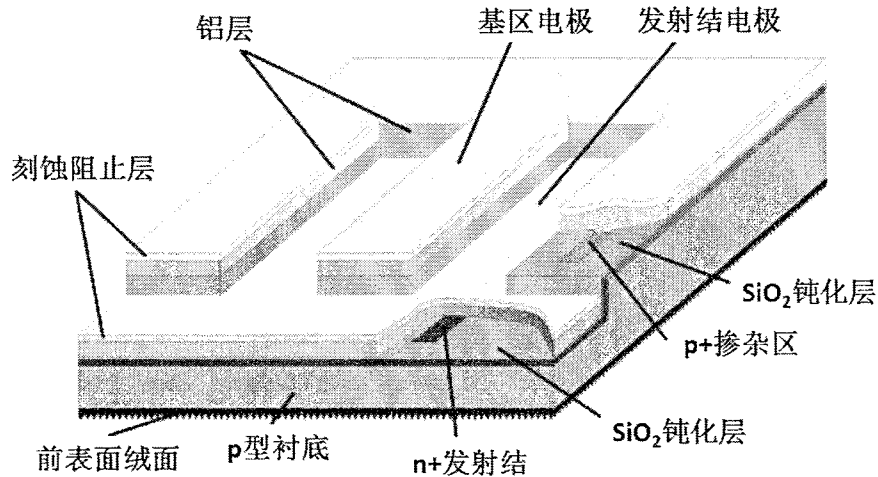


图 2.10 RISE 太阳电池示意图

2.3 背接触太阳电池的关键参数

IBC 太阳电池通过结构上的改变带来了很多优点，这些在上节进行了详细的说明。然而，这样的电池结构同样也给工艺设计带来了新的挑战。图 2.11 示意性的展示了 IBC 太阳电池需要解决的各项工艺参数。而本节仅针对其中最关键的参数进行了详细的叙述。

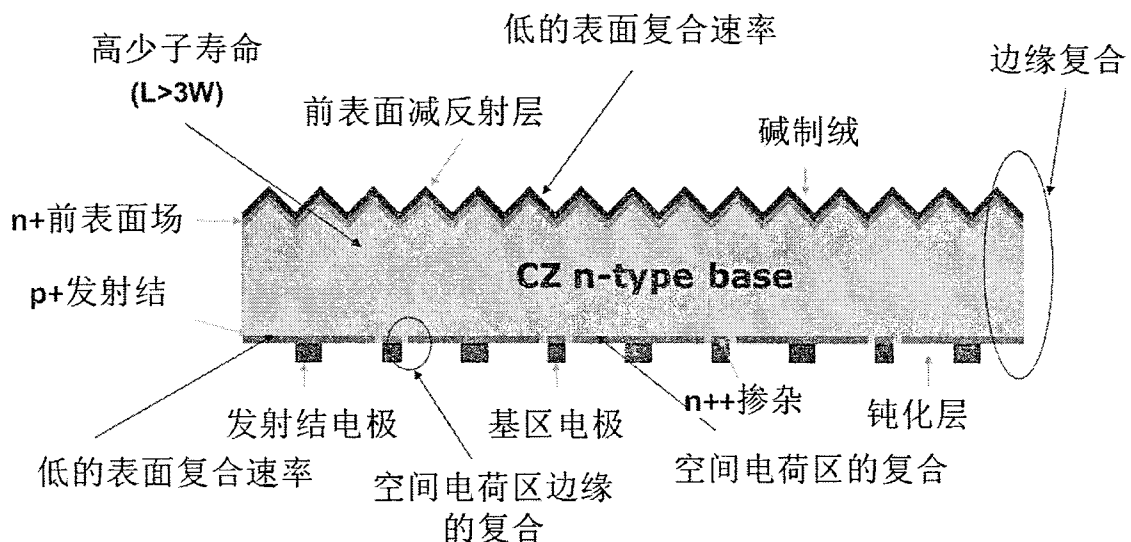


图 2.11 IBC 太阳电池各项关键参数

2.3.1 衬底选择

高效 IBC 太阳电池需要高质量的硅衬底材料，并且需要保持衬底质量在整个工艺制造过程中不衰减。其原因在于 IBC 太阳电池的发射结位于电池的背表面，而光生载流子大部分在电池的前表面产生，因此，光生载流子需要扩散经过整个电池厚度的距离才能到达电池背面的发射结。而且，由于 IBC 太阳电池的二维结构，大部分光生载流子还需要经过横向输运才能到达背表面场（BSF）。如果由于硅衬底出现质量问题或者工艺中使得 IBC 太阳电池的少子寿命降低，那么大部分光生载流子将在上述进程中发生复合，从而降低电池的性能。

对于 IBC 太阳电池的衬底质量选择上，一个共识的观点是衬底的少子扩散长度至少是电池厚度的四倍。图 2.12 为 Sunpower 公司针对少子寿命对 IBC 太阳电池影响所做的模拟结果与实验结果^[58]。二维仿真模型与实验均选择了 200 μm 的厚度，电阻率为 2 $\Omega\cdot\text{cm}$ 的硅衬底，电池的背表面结构周期为 2109 μm ，其中 n 型扩散区长度 600 μm ，n 区电极宽度为 400 μm ，而电极和掺杂区接触的宽度为 200 μm 。从结果上看，当衬底少子寿命超过 500 μs 时，IBC 太阳电池效率可以达到 18 %。为了获得超过 20 % 的电池效率，衬底少子寿命必须在完整工艺结束后超过 1 ms。这是 IBC 太阳电池选择高质量 n 型的 FZ 或者 CZ 衬底的原因。

不同于衬底少子寿命，IBC 太阳电池对于衬底厚度与衬底电阻率的要求不高。在衬底少子寿命满足的条件下，厚度 160~300 μm 、电阻率在 1~100 $\Omega\cdot\text{cm}$ 之间的硅衬底均可使 IBC 太阳电池的效率超过 20 %。

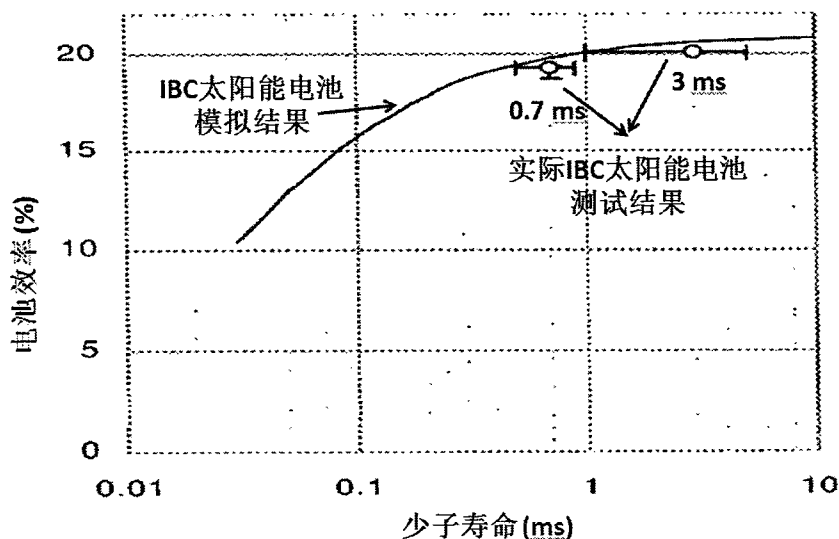


图 2.12 少子寿命对 IBC 太阳电池各效率的影响

2.3.2 表面钝化

为了使得前表面产生的光生载流子尽可能的被背面的发射结吸收,除了高质量的衬底外,还需要完美的前表面钝化来降低表面的复合。由于 IBC 太阳能电池的特殊结构,不需要考虑前表面金属的接触问题,可以使得在前表面钝化的优化上更加的自由。

此外,可以通过在前表面引入同衬底相同的重掺杂,形成同质结的前表面场(FSF)。这种结构可以使得 IBC 太阳能电池降低对于前表面钝化的依赖。Granek 等人采用 PC1D 软件研究了 FSF 对于 IBC 太阳能电池的影响^[68]。结果指出,如果不采用 FSF 结构,表面复合速率需要小于 10 cm/s 才能使得优化的太阳能电池的效率超过 20 %。加入 FSF 结构后,同质结产生内建电场提供了场钝化效应,降低了前表面少数载流子的数量,因此降低了前表面电子与空穴复合的几率,并降低了对前表面钝化的要求。当前表面复合速率达到 1×10^4 cm/s 的量级时,依然可以使得优化的太阳能电池效率达到 20 %。

关于 IBC 太阳能电池背表面的钝化,由于同时存在 n 型掺杂与 p 型掺杂,因此在钝化层的选择上更加困难。根据目前的研究结果,热氧化生长的 SiO_2 与原子层沉积的 Al_2O_3 可以作为 IBC 太阳能电池背表面的钝化层^[69,70]。此外,钝化层中存在的电荷也存在一定的场钝化效果^[71]。然而需要避免由于钝化层的电荷在发射结与背表面场之间形成导电通道,降低了 IBC 太阳能电池的并联电阻,进而降低 FF。本论文将在第 4 章对于钝化的机理与优化做更详细的讨论。

2.3.3 发射结形成

对于 n 型太阳能电池来说,形成优良的 p^+ 发射结是提高电池开路电压,进而获得高效率的关键。目前,应用于 n 型 IBC 太阳能电池 p^+ 发射结形成的方法主要有四种:硼离子注入、硼原子扩散、铝金属合金、非晶硅异质结。最先应用在 IBC 太阳能电池上的是传统的扩散方式,但是 p^+ 掺杂形貌在高温过程中难以控制,因此对发射结进行优化较为困难。而采用微电子离子注入工艺可以有效的解决以上问题,但是在成本上将会大为提高,并且在太阳能电池的产量上也存在限制。近年来,铝合金形成 p^+ 发射结的方法被广泛关注。由于与传统太阳能电池生产中铝背场形成方法相近,因此采用铝合金 p^+ 发射结的 IBC 太阳能电池与现有的生产线最为兼容,设备改动成本大为

降低。但是此项技术需要有效去除表面的金属铝，以及优化在钝化前铝合金 p^+ 发射结的预处理工艺，这部分内容将在第三章详细讨论。而采用 p 型掺杂非晶硅作为发射结则是直接将比较成熟的双面非晶硅太阳电池的技术引入到了 IBC 太阳电池中。相对于前面三种方法，非晶硅发射结基于其宽禁带的物理特性可以将电池开路电压大幅度提高^[72]。

2.3.4 背面图形设计

IBC 太阳电池的背面需要多步的图形化工艺，这使得其复杂度与成本相对传统太阳电池有较大提升。优化背面图形设计是提升 IBC 太阳电池效率并降低成本的关键。

从提升电池效率的角度，需要优化发射结的尺寸、背表面场的尺寸、发射结与背表面场之间的距离、正电极与负电极的尺寸、正电极与发射结接触区域的大小以及负电极与背表面场接触区域的大小。

从降低生产成本的角度，需要尽可能的从设计上减少图形化的步骤。如正负电极使用同种金属可以减少三步工艺，而这种设计大多需要在电池成本和效率上折中考虑。本文在第六章对这方面内容进行详细讨论。

2.4 本章小结

本章简要介绍了背接触太阳电池：EWT 太阳电池、MWT 太阳电池、IBC 太阳电池的结构以及优缺点。随后重点介绍了 IBC 太阳电池的发展历程及不同工艺改进对效率的提升。最后描述了 IBC 太阳电池的各项关键参数，并重点针对少子寿命、发射极形成、表面钝化及背面图形设计这四个最为重要的参数做了分析，这些也将在后续章节中重点讨论。

3 铝推进 p 型发射结研究

3.1 介绍

太阳电池从本质上来说是一种半导体二极管器件。它利用 p-n 结的内建电场将光照时产生的电子与空穴进行分离，随后通过电极输运到外电路。因此，对于 n 型背结背接触太阳电池来说，最主要的问题是如何在 n 型硅衬底上形成 p 型掺杂发射结。形成基本的 p 型发射结后，还需要针对 n 型硅衬底的材料特性（如电阻率）进行优化。保证在满足光生载流子分离的条件下，尽可能减少发射结内部的复合。此外，形成的 p 层发射结与表面钝化层的匹配也需要在工艺设计中进行考虑，关于这方面的内容主要将在第四章详细讨论。而对于背结背接触太阳电池来说，p 型发射结的形成还有一些额外的问题。因为独特的结构使得背结背接触太阳电池比传统太阳电池更容易产生漏电。因此在形成 p 型发射结时除了考虑纵向掺杂分布外，横向掺杂分布也是需要重点关注的。应避免由于严重的横向掺杂分布导致实际电池与设计时出现过大的偏差，导致偏离模型仿真的结果。

对于形成的 p 型发射结，主要的表征方式有电化学电容电压（ECV）测试、扫描电子显微镜（SEM）测试以及采用准稳态光电导（QSSPC）法测试发射结反向饱和电流密度（ J_{oe} ），各测试的基本原理将在相关章节中叙述。

丝网印刷 Al 合金 p^+ 层在晶体硅太阳电池中得到了广泛的应用。早在上个世纪 80 年代就应用于 p 型太阳电池背表面场（BSF）的制备^[73]。近几年来，n 型太阳电池迅猛发展，因丝网印刷技术低成本的优势以及和现有产业化结构兼容的特点，使得越来越多的研究关注于丝网印刷 Al 合金形成的 p^+ 型发射结。早在 2001 年，Meier 等人就将丝网印刷 Al 形成的 p^+ 掺杂层引用在 n 型背结电池上，作为发射结^[74]。在 2010 年，比利时 IMEC 的研究人员采用丝网印刷 Al 合金 p^+ 发射结制备的 n 型背结背接触太阳电池效率达到了 19.1 %^[69]。2011 年，德国 ISFH 的 R. Woehl 采用同样的方式获得了 19.7 % 的电池效率^[75]。可见，将 Al 合金 p^+ 发射结应用 n 型背结背接触太阳电池中在技术上以及性能上是可行并具有进一步发展的可能。

3.2 铝推进发射结的形成机理

硅衬底的表面存在一层金属铝后，放进峰值温度超过 577 °C（铝硅合金共熔

温度)的链式烧结炉里进行烧结。当温度低于 577°C 时,铝硅不发生作用。当温度升到共晶温度 577°C 时,在铝硅交界面处,铝原子和硅原子相互扩散,随着时间的增加和温度的升高,硅铝熔化速度加快,最后整个界面变成铝硅共熔液体,其中的组份为 11.3 % 硅原子和 88.7 % 铝原子。急速冷却后在交界处形成一层 Al 掺杂的 p^+ 层。整个烧结过程可以通过图 3.1 (Al-Si 二相图^[76])来解释。根据 Al-Si 相的变化可以将烧结过程细分为六个步骤:

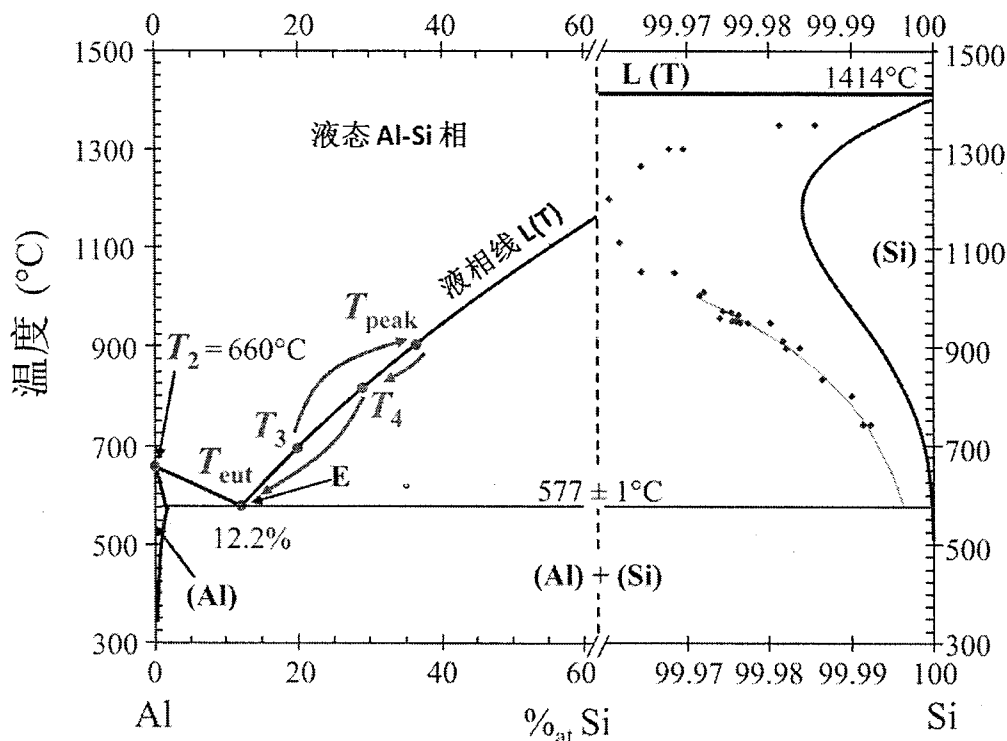


图 3.1 Al-Si 二相图

- 1、在开始的低温度段,主要目的是去除溶解铝粉所用的有机溶剂,比如松油醇等,这一温度大约在 200°C 左右。随着温度升高,表面的铝与空气中的氧发生反应形成氧化铝颗粒,并且逐渐变厚。氧化铝颗粒非常的致密,在合金进程中不分解^[77]。
- 2、当温度升高到 660°C 左右,即达到铝的熔点时,铝颗粒融化并溶解于硅中,形成液态的铝硅相,这一相图如图 3.1 所示。从铝硅二相图中的曲线可以看出不同温度时,硅占液相态的百分比。
- 3、在 660°C 温度下,几秒内铝硅接触区域由固态转化为液态,并进行互溶。互溶过程中不仅存在铝向硅中的扩散,也存在硅向铝中的扩散。随着温度进一步的升

高, 铝硅的相互扩散越来越剧烈。硅在液态 Al-Si 相中含量随着温度升高而增大。

- 4、到峰值温度 (T_{peak}) 时, 硅在液态 Al-Si 相中的溶解度达到最大值。此时溶解硅的含量 ($m_{Si,dis}$) 和厚度 ($d_{Si,dis}$) 可以通过公式 3.1 计算出来:

$$d_{Si,dis} = \frac{m_{Si,dis}}{A\rho_{Si}} = \frac{m_{Al}}{A\rho_{Si}} \times \frac{L(T_{peak})}{100 - L(T_{peak})} \quad 3.1$$

其中 m_{Al} 为沉积铝浆的质量, A 为印刷面积, ρ_{Si} 为硅的密度, $L(T_{peak})$ 为 T_{peak} 下在液态 Al-Si 相中硅的百分比。

- 5、当开始冷却后, 硅从液态 Al-Si 相中被排斥出来, 并在液态 Al-Si 相与硅界面处再结晶。通过图 3.1 右侧可以看出, 随着温度下降到相应值时, 不同浓度的铝原子进入到硅的晶格中去, 所以最后的表面掺杂浓度即由铝在重新晶化的晶格中所占比例决定。
- 6、当达到 Al-Si 共晶温度 577°C 时, 在短时间内液态 Al-Si 相开始固化, 在硅 p^+ 层与铝浆之间形成共晶层, 共晶层中硅的百分比约为 12.6 %。

图 3.2 示意性的描绘了以上铝硅原子在不同温度阶段所发生的热动力学过程。

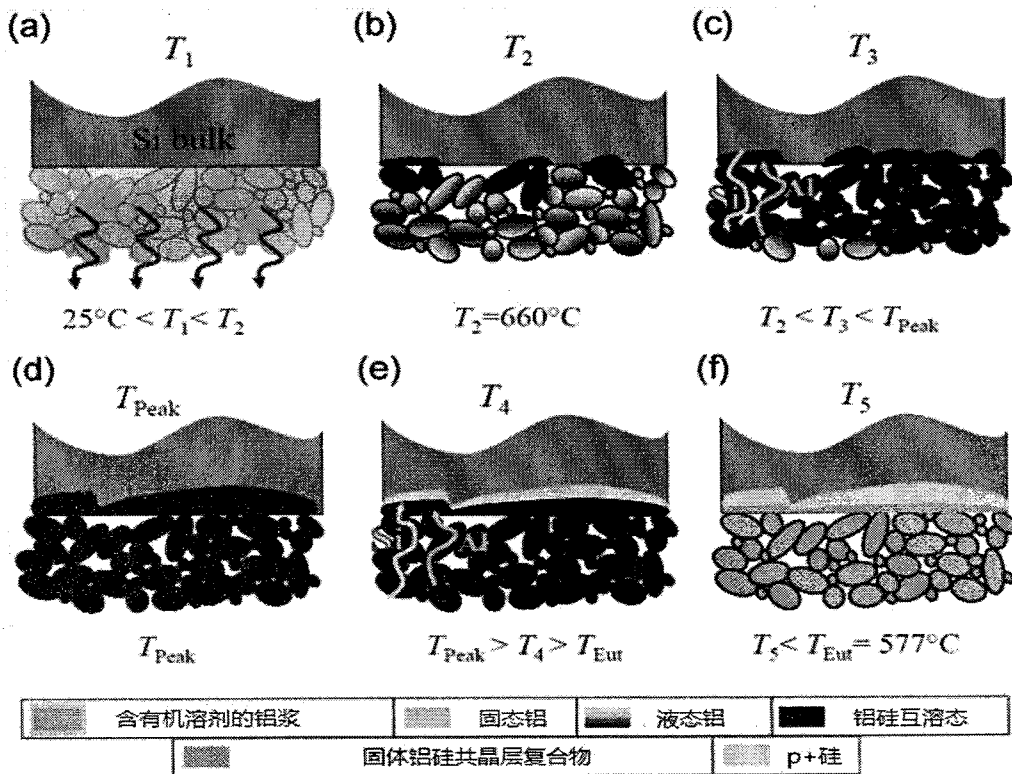


图 3.2 Al-Si 合金进程示意图

3.3 铝推进发射结的工艺实现

我们采用丝网印刷铝浆的方法在硅衬底上形成原始铝覆盖，之后通过链式烧结炉完成上节所述的热动力学过程，得到铝推进 p^+ 发射结。

图 3.3 是实验中所用的丝网印刷机，为 linesystem 公司 LSP-3030L。它是一台高精度具有二次套印功能的丝网印刷机，通过左右两个摄像头将印刷有网版图形位置的信息记录到显示器上，即可实现前后两块网板的标记对准，精度可达 $\pm 10 \mu\text{m}$ 。为之后背结背接触太阳电池背面电极的制备提供了基础。

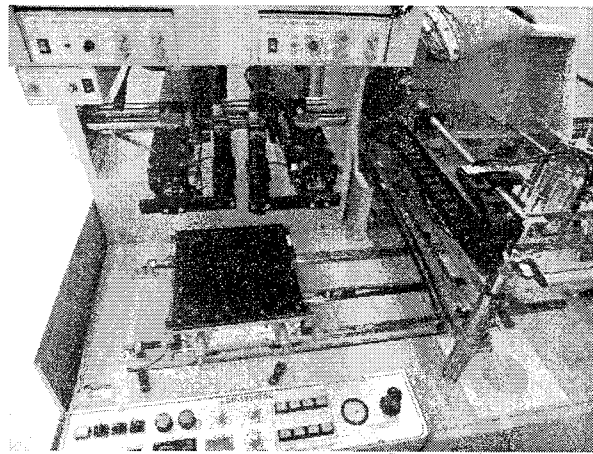


图 3.3 linesystem LSP-3030L 丝网印刷机

图 3.4 是实验中所用的链式烧结炉，型号为恒力公司的 RSK2503-05 A。长度约为 5 米，具有五个可控温区，长度分别为 33 cm、35 cm、35 cm、21 cm、21 cm，其余为冷却区。前三个温区主要是低温区，温度逐渐上升，一般不超过 600°C 。后两个温区即为铝硅合金互溶的主要温区，最高可达 1000°C ，通过调节其温度，控制铝推进发射结的特性。



图 3.4 链式烧结炉

选用 4 英寸双面抛光的 n 型 CZ 硅片作为衬底，晶向为 (100)，厚度为 $200 \pm 10 \mu\text{m}$ ，电阻率在 $1 \sim 5 \Omega \cdot \text{cm}$ 之间。首先采用实验室常用 RCA 工艺清洗硅片，去除表面的一些金属杂质，之后 N_2 吹干后备用。随后对铝浆料进行 10 分钟以上时间搅拌。使用 LSP-3030L 丝网印刷机将铝浆印刷到硅衬底上，通过控制压力和网版孔径等参数，控制硅片上铝浆的质量。放入马弗炉中将铝浆料中有机溶剂去除，温度大约在 250°C ，时间 10 分钟。最后，将烘干取出的硅片放入到链式烧结炉中形成铝推进 p^+ 发射结。试验多个烧结条件以研究烧结过程对于发射结的影响，通过 SEM 观察发射结的形貌，进行表征优化。之后用沸腾的浓盐酸双氧水混合液去除残余的铝浆，并采用 33 % 的 KOH 溶液 80°C 下进行处理，以去除表面高复合的铝硅共晶层，并再次通过 SEM 观察样品的表面与截面进行表征优化。

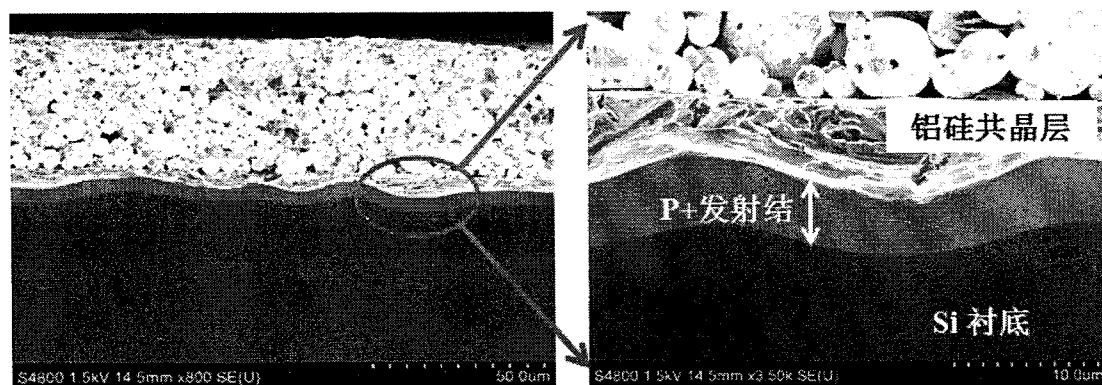


图 3.5 Al-Si 合金后扫描电镜图

图 3.5 为 Al-Si 合金后扫描电镜图。通过左图可以看到丝网印刷铝浆退火后硅片界面分层。最上面是残余的铝浆，由 $3 \sim 5 \mu\text{m}$ 的铝球组成，厚度在 $40 \mu\text{m}$ 左右。接下来是 Al-Si 共晶层，非常致密，但是有一定的起伏，这导致了它下面的 p^+ 掺杂层也是起伏的。通过图 3.5 右图，可以清楚的看到 p^+ 层（偏亮区域）与 n 型衬底（偏暗区域）的界面，这是由于掺杂浓度差别较大致使导电性不同，在扫描电镜下所产生的效果。通过明显的分层，我们可以清楚的测量出 p^+ 层的厚度，在 $3 \sim 5 \mu\text{m}$ 之间。

由于 p^+ 层厚度的不均匀且起伏性较大，这有可能导致 p^+ 层的断裂，在电池中导致铝与下面的 n 型硅衬底直接的接触，形成漏电通道^[78]，降低太阳电池的开路电压，这是我们不希望发生的。因此，通过调节烧结条件（烧结时间，烧结温度）来控制 p^+ 层的厚度和均匀性，避免漏电通道的产生显得尤为重要，下结将对此进行阐述。

3.4 铝推进发射结的优化

峰值温度的烧结时间直接影响铝推进发射结的厚度^[77]。德国弗兰霍夫太阳能研究所的 Michael Rauer 等人通过变化峰值温度下的烧结时间，来测量 Al 推进 p^+ 层的厚度^[79]，并研究其对 n^+np^+ 结构的 n 型背结前接触太阳电池特性的影响。通过图 3.6 可以看出，随着峰值温度（900 °C）下烧结时间的增加，铝推进发射结的厚度随之增加，并且太阳电池的阈值开路电压（Implied V_{oc} ）也随之增加。

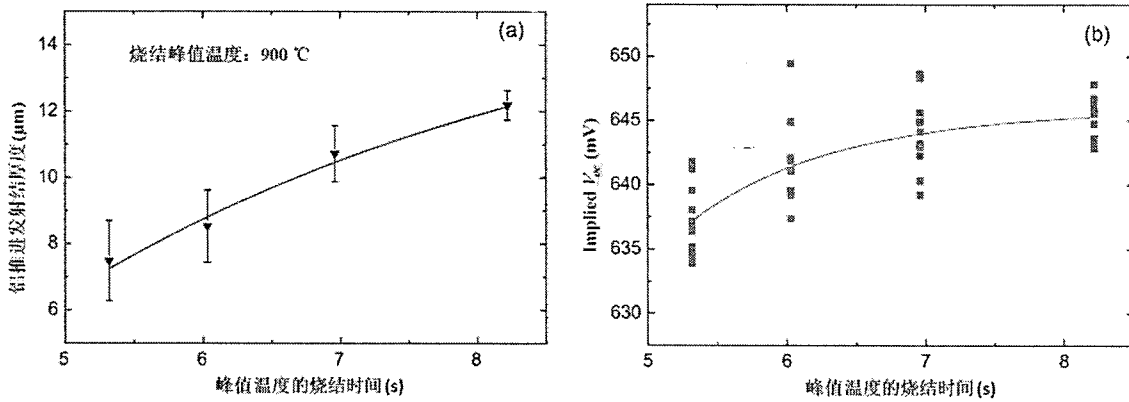


图 3.6 (a) 铝推进发射结厚度随峰值温度烧结时间的变化；(b) 阈值开路电压随峰值温度烧结时间的变化。

我们在此基础上又研究了峰值温度对 Al 推进 p^+ 层厚度的影响。选择了两个峰值温度 880 °C 和 920 °C，并且峰值温度下烧结时间分别为 6 s、8 s、10 s，测量相应条件下的铝推进发射结的厚度，结果如图 3.7 所示。在同一峰值温度下，变化烧结时间，我们得到了与 Michael Rauer 等人同样的变化规律。在相同峰值温度烧结时间的情况下，高的峰值温度得到了更大的铝推进发射结厚度。

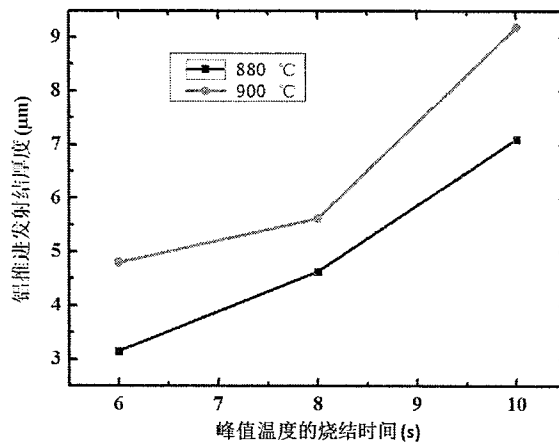


图 3.7 峰值烧结温度与峰值烧结时间对铝推进发射结厚度的影响

图 3.8 为 880 °C 不同烧结时间的铝推进发射结的 SEM 图。可以看到在时间较短的情况下，图 3.8 (a)中的发射结出现的中断，这个中断导致金属铝同时和 n 型衬底与 p 型发射结接触，形成一个漏电通道。而通过增加烧结时间，图 3.8 (b)中发射结的不连续消失，但是高低起伏，厚度变化也较大。继续增加烧结时间到 10 s，图 3.8 (c)中的发射结变得局部起伏消失，厚度也很均匀。而这种发射结形貌的改变对于 n 型太阳能电池的影响将在下节讨论。

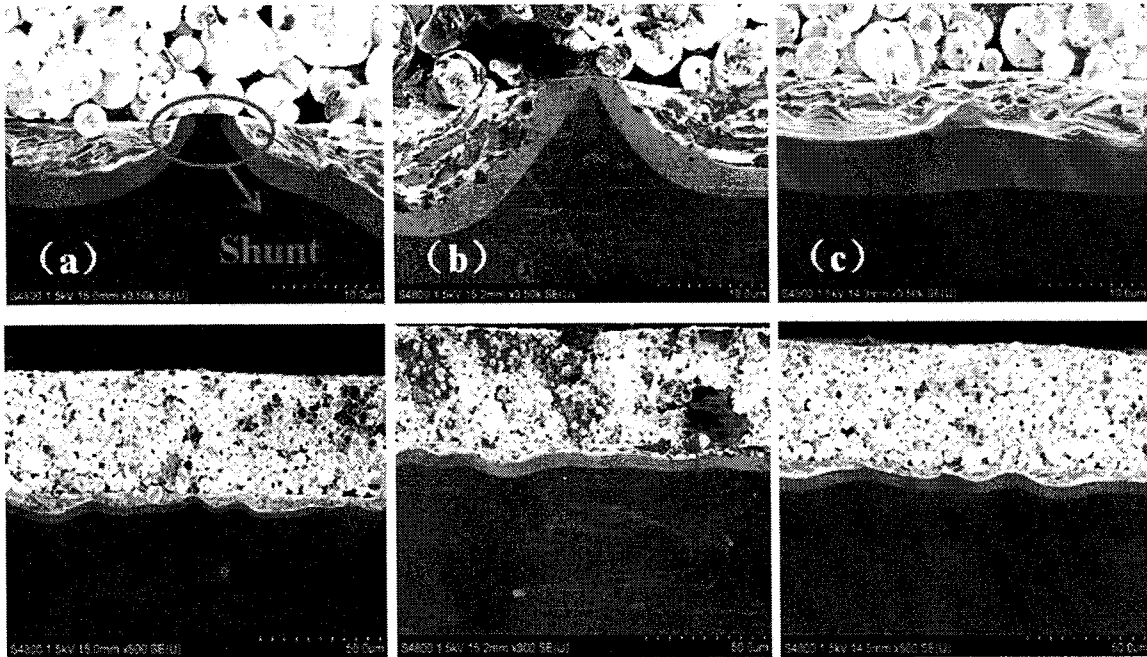


图 3.7 峰值烧结时间对铝推进发射结厚度的影响，(a) 880 °C 6s (b) 880 °C 8s (c) 880 °C 10s

3.5 模拟计算铝推进发射结对背结背接触太阳能电池的影响

PC2D 软件是 HanWha Solar America LLC 公司开发的一个准二维太阳能电池进行模拟的软件^[80]。可以用来模拟选取发射、金属穿孔卷绕、背结背接触太阳能电池等具有二维结构的太阳能电池，而这几种太阳能电池在常规的太阳电池仿真软件 PC1D^[81]、AMPS^[82]、AFORS-HET^[83]无法进行精确运算。PC2D 通过非线性的迭代运算方式计算太阳能电池内部的二维漂移扩散方程，可以将太阳能电池内部分成 20×20 个独立单元进行复合、电子势能等物理特性的计算。除了基本的太阳能电池特性以外，还可以图形化的输出电流电压曲线、内外量子效率、光诱导电流，给使用者提供更加直观化的分析。

我们采用 PC2D 模拟了铝推进发射结对于背结背接触太阳电池性能的影响。首先对于上节提及的三种烧结条件的铝推进发射结进行简化处理，根据掺杂深度计算发射结的方阻值。结合 PC1D 软件，使用 Kirsten 的算法计算发射结反向饱和电流密度 (J_{01})^[84]。图 3.8 为采用 PC2D 对三种不同铝推进发射结建立的 n 型背结背接触太阳电池模型示意图。

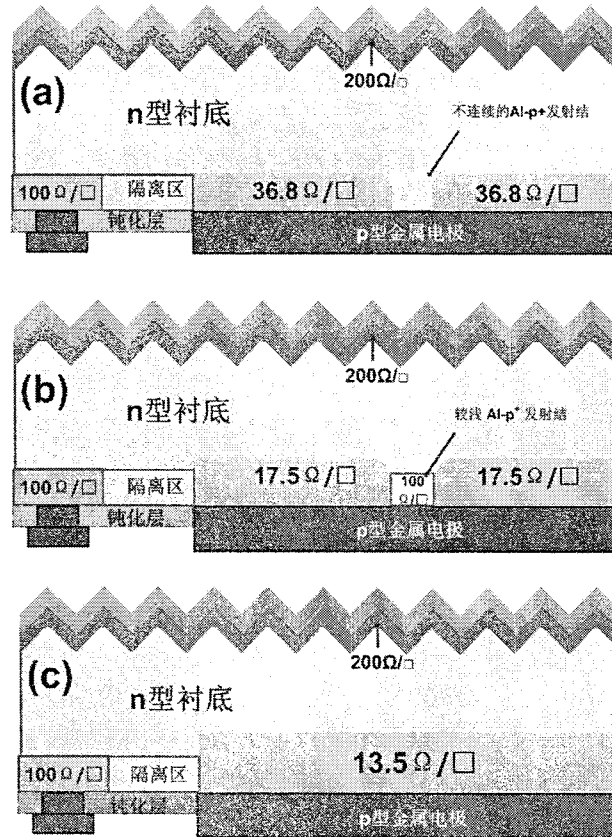


图 3.8 三种烧结条件下铝推进发射结 n 型背接触太阳电池模型。(a) 880 °C 6s (b) 880 °C 8s (c) 880 °C 10s

图 3.8 (a)中对应铝推进发射结较浅，且有中断的情况，发射结的方阻经计算后为 38.6 $\Omega/\square$ ，表面发射结反向饱和电流密度为 287 fA/cm^2 ，中断区域的表面发射结反向饱和电流密度为 4820 fA/cm^2 。图 3.8 (b)中较深发射结的方阻经为 17.5 $\Omega/\square$ ，表面发射结反向饱和电流密度为 131 fA/cm^2 ，较浅发射结的方阻为 100 $\Omega/\square$ ，表面发射结反向饱和电流密度为 961 fA/cm^2 。图 3.8 (c)中铝推进发射结较深且均匀，发射结方阻为 13.5 $\Omega/\square$ ，表面发射结反向饱和电流密度为 107 fA/cm^2 。

除发射结外，三个模型中其余设定均相同。硅衬底厚度为 140 μm ，少数载流子寿命为 1 ms，掺杂浓度为 $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ 。前表面场方阻设定为 200 $\Omega/\square$ ，表面发射结

反向饱和电流密度为 11 fA/cm^2 。背表面场方阻设定为 $100 \Omega/\square$ ，表面发射结反向饱和电流密度为 92 fA/cm^2 。而隔离区表面的发射结反向饱和电流密度为 9 fA/cm^2 。

将模型中的所有参数输入到 PC2D 软件中后，通过模型仿真得到了三种发射结的背结背接触太阳能电池的特性，结果列在表 3.1 中。

表 3.1：不同烧结条件发射结应用于 n 型背结背接触太阳能电池的特性

烧结条件	$J_{sc} (\text{mA/cm}^2)$	$V_{oc} (\text{mV})$	$FF (\%)$	$Efficiency (\%)$
(a) $880^\circ\text{C}_6 \text{ s}$	39.584	600.07	80.6	19.156
(b) $880^\circ\text{C}_8 \text{ s}$	39.649	651.91	80.0	20.681
(c) $880^\circ\text{C}_{10} \text{ s}$	40.254	671.47	80.9	21.862

可以看到，烧结条件(a)下铝推进发射结背结背接触太阳能电池效率为 19.156 %，开路电压仅为 600 mV。应用烧结条件(b)消除了发射结中的不连续，减小了发射结中存在的漏电，开路电压因此增加到 652 mV，效率相应的提升到 20.681 %，但是还是存在深浅不均匀的发射结形貌。采用烧结条件(c)完成解决了前面提到的问题，开路电压进一步提升到 671 mV，效率也升到了 21.862 %。

通过优化铝推进发射结的形貌消除了漏电通道，使得开路电压提升 71 mV，效率提升了 2.7 %。为了解释漏电通道对于背接触背接触太阳能电池性能的影响，我们采用了如图 3.9 所示的多二极管模型对以上现象做出解释。

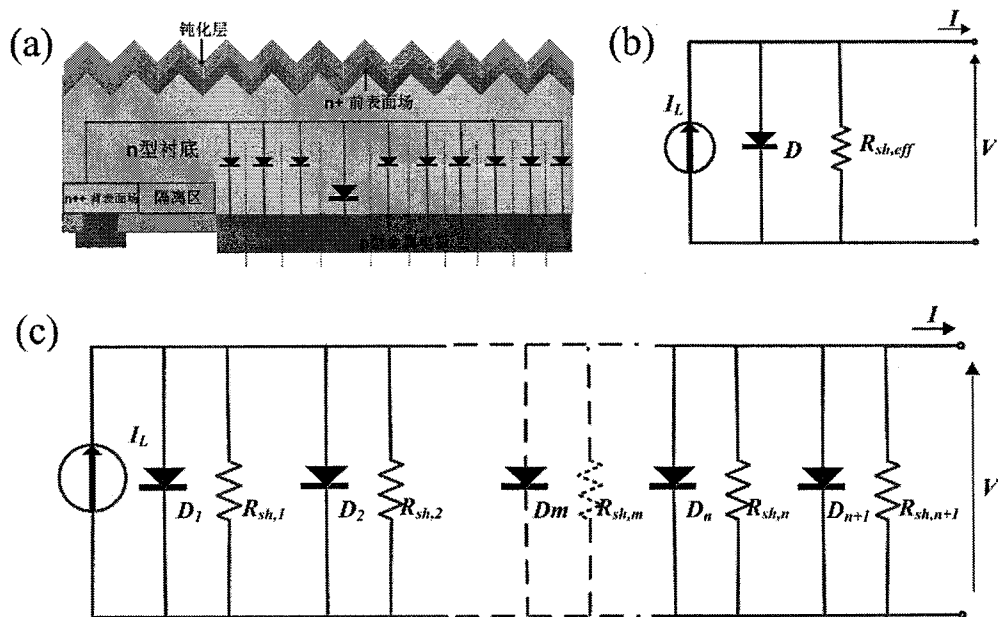


图 3.9 (a) 多二极管背结背接触太阳能电池模型示意图 (b) 等效电路图 (c) 多二极管模型电流图

如图 3.9 (a)为多二极管太阳电池模型示意图,图 3.9 (c)为多二极管太阳电池模型电路。发射结与衬底直接由多个二极管 D_i ($i=1, 2, \dots, m, \dots, n, n+1$)、多个并联电阻 $R_{sh,i}$ ($i=1, 2, \dots, m, \dots, n, n+1$)组成。其中 D_m 、 $R_{sh,m}$ 代表其中漏电通道区域,公式 3.2、3.3、3.4 为电路的解析式:

$$I_{Di} = I_{0i} \left[\exp \left(\frac{V_{oc}}{nKT/q} \right) - 1 \right] \quad 3.2$$

$$I_{Li} = I_{Di} + \frac{V_{oc}}{R_{sh,i}} \quad 3.3$$

$$I_L = I_{Li} \quad (i = 1, 2, \dots, m, \dots, n, n+1) \quad 3.4$$

由于铝推进的发射结是掺杂均匀结,因此不同 D_i 的特性是一致的。而对于并联电阻来说,浅的发射结(漏电通道区域)会更大程度受表面复合的影响,因此复合电流将增加,等效的 $R_{sh,m}$ 相应降低。图 3.9 (b)为将图 3.9 (c)中的二极管与并联电阻进行等效后的电路图。公式 3.5、3.6、3.7 为电路的解析式:

$$I_D = I_{Di} \quad (i = 1, 2, \dots, m, \dots, n, n+1) \quad 3.5$$

$$\frac{1}{R_{sh,eff}} = \sum_{i=0}^{n+1} \frac{1}{R_{sh,i}} \quad (i = 1, 2, \dots, m, \dots, n, n+1) \quad 3.6$$

$$I_L = I_D + \frac{V_{oc}}{R_{sh,eff}} \quad 3.7$$

由于不同烧结条件下二极管 D_i 特性不变,因此 I_D 不变。而非优化的烧结条件如 (a)、(b)会导致 $R_{sh,i}$ 下降,进而使得 $R_{sh,eff}$ 下降。正常情况下发射结不影响光生电流值 I_L 值,因此根据公式 3.7, $R_{sh,eff}$ 下降会致使开路电压相应降低,影响电池特性。根据模型仿真的结果,可以通过结合公式 3.2、3.5、3.7 得到公式 3.8:

$$I_L = I_0 \left[\exp \left(\frac{V_{oc}}{nKT/q} \right) - 1 \right] + \frac{V_{oc}}{R_{sh,eff}} \quad 3.8$$

其中:

$$I_0 = I_{0i} \quad (i = 1, 2, \dots, m, \dots, n, n+1) \quad 3.9$$

基于常规太阳能电池将理想因子 n 设为 1.25, 光生电流 I_L 设为 39.83 mA (面积为 1 cm^2), 反向饱和电流 I_0 设为 $3.96 \times 10^{-9} \text{ mA}$ 。根据模型仿真的结果表 3.1, 烧结条件(a)、(b)、(c)的开路电压分别为 600.07 mV、651.91 mV、671.47 mV。根据公式 3.8 可推导出三种发射结的并联电阻值为 15.272Ω 、 17.585Ω 、 19.257Ω 。因此通过优化铝推进发射结的烧结条件, 可以减少漏电。基于此, 采用优化的发射结制作太阳能电池, 可以提升并联电阻值, 得到更高的开路电压以及电池的效率。

3.6 铝推进发射结在太阳能电池中的应用

我们将铝推进发射结应用在 n 型背结前接触太阳能电池上, 结构如图 3.10 所示。选用电阻率为 $5 \Omega \cdot \text{cm}$ 的 n 型 4 寸单晶双面抛光硅片, 硅片厚度为 $280 \mu\text{m}$ 。首先, 通过等离子体增强化学气相沉积工艺 (PECVD) 在衬底背面沉积 200 nm 的 SiN_x 薄膜, 作为保护层。随后, 衬底前表面通过碱腐蚀制作随机金字塔绒面结构。之后通过磷扩散在前表面形成一层薄的 n^+ 掺杂层, 作为电池的前表面场。将衬底放入稀释的 HF 中去除前表面的磷硅玻璃和背表面的 SiN_x 层。在衬底的前表面通过 PECVD 沉积 80 nm 的 SiN_x 层作为减反射层和钝化层。随后, 通过丝网印刷的方法在衬底背面制作铝推进发射结。首先, 通过丝网印刷工艺将特殊制作的铝浆转移到衬底的背面, 调整丝网印刷机刮刀的压力控制衬底上铝浆的质量在 8 mg/cm^2 左右, 烘干去除浆料的有机溶剂。之后在链式烧结炉中进行烧结, 烧结的峰值温度为 880°C , 硅衬底在峰值温度的烧结时间控制在 10 s 左右, 在形成 p^+ 发射结的同时完成背表面电极的制作。随后在前表面丝网印刷常规的银电极, 烧结后形成欧姆接触。至此完成铝推进发射结 n 型背结前接触太阳能电池的制作。最后将 4 寸电池片划成 8 个尺寸为 $2 \times 2 \text{ cm}^2$ 的小电池片。

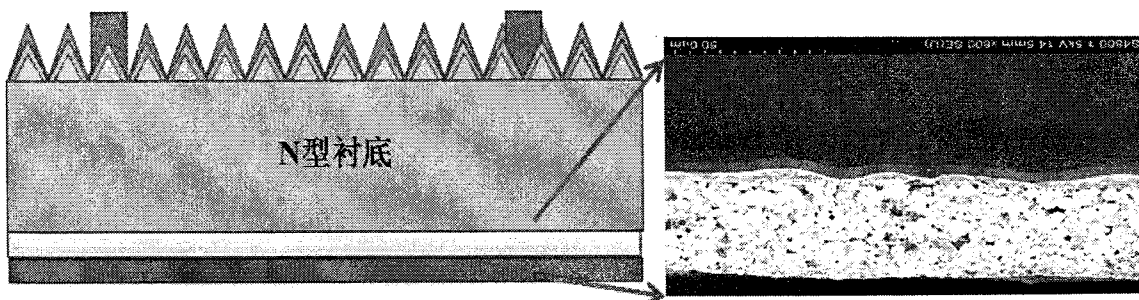


图 3.10 铝推进发射结 n 型背结前接触太阳能电池示意图

完成太阳能电池流片后，我们首先对于电池的电流电压特性进行测试。测试结果如表 3.2 所示（选取了 4 片）。可以看出开路电压平均在 593 mV，主要原因可能是没有进行发射结钝化，导致背表面复合电流较大，降低了开路电压。后续实验对于铝推进发射结钝化进行了研究，并进行了太阳能电池的制作以验证结果。这部分内容将在第四章介绍。

表 3.2: 铝推进发射结 n 型背结前接触太阳能电池的特性

样品	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF (%)	Efficiency (%)
1	23.50	584	73.55	10.1
2	23.27	595	75.61	10.5
3	23.06	598	74.10	10.2
4	23.49	594	74.89	10.5

短路电流平均为 23.33 mA/cm²。对样品进行外量子效率测量以分析原因，外量子效率曲线如图 3.11 所示。可以看到短波长区域（300~500 nm）外量子效率下降严重，说明电池的前表面复合较大，前表面钝化需进行优化。而 500~1000 nm 区域外量子效率低于 80%，说明衬底内部也存在较大复合。这其中有两种可能，一是初始衬底质量不达标，少数载流子寿命偏低；二是后续工艺引入杂质污染，降低了少数载流子寿命。后续实验将针对性的对这方面的问题进行研究。

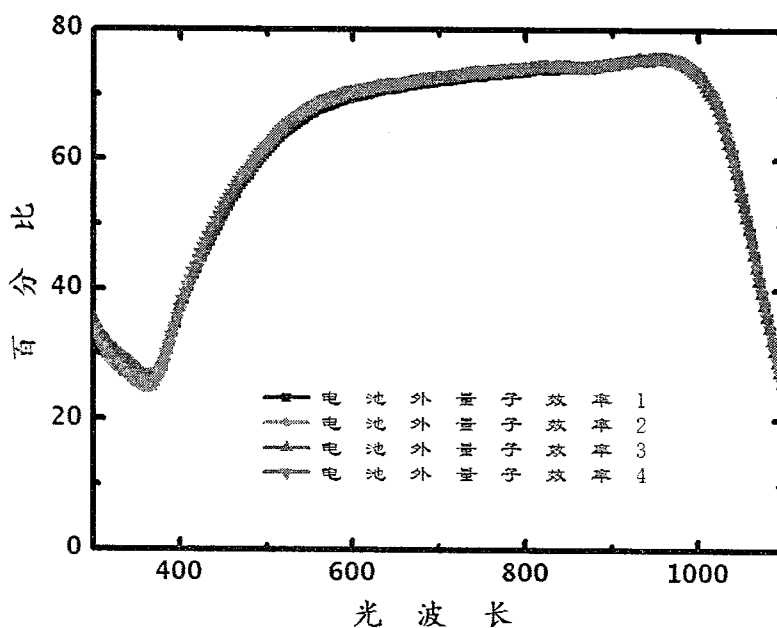


图 3.11 铝推进发射结 n 型背结前接触太阳能电池外量子效率图

填充因子平均达到 74.5 %，并联电阻经过前期烧结条件的优化后为 $20\ \Omega$ ，达到了常规太阳能电池片的水平，而串联电阻则仅为 $0.3\ \Omega$ ，需要进一步的降低以提升填充因子。最终的效率平均值为 10.325 %。

3.7 本章小结

铝推进 p^+ 发射结是 n 型太阳电池中形成发射结的一种方法，它具有成本低且最容易同现有产业化结合的优点。本章首先介绍了铝推进发射结的形成方法及热动力学机理。随后对于铝推进发射结的烧结过程做了实验研究，发现了不适当的烧结条件会导致漏电通道的产生。通过 PC2D 软件进行建模发现，这种发射结会降低 n 型背结背接触太阳电池的开路电压。通过优化烧结条件可以形成均匀连续的铝发推进发射结，消除漏电通道。我们将优化的铝推进发射结应用在 n 型背结前接触太阳电池的制作上，获得了平均 593 mV 的开路电压，这主要是由于发射结表面没有钝化的原因。下章将对发射结的表面钝化做详细研究，改善铝推进发射结 n 型背结前接触太阳电池的开路电压。

4 钝化工艺研究

4.1 介绍

对于太阳能电池来说，钝化是一步非常重要的工艺，它将严重影响表面的界面态以及电荷等性质。而且对于背结背接触太阳能电池，钝化的研究变得更加复杂。在前表面，钝化层需要在减小界面复合的同时具有优良的减反射效果。在背表面，同时存在着发射结以及背表面场两种不同的掺杂层，因此，在钝化设计时需要针对同一种钝化层不同类型掺杂的钝化特性做相应研究。

本章首先会对表面复合的理论做详细介绍。随后，介绍两种表征钝化效果的参数，有效载流子寿命 (τ_{eff}) 和发射结反向饱和电流密度 (J_{oe})，并就其测量方法的理论做相应介绍。应用不同方法对 n 型衬底、硼扩散掺杂、磷扩散掺杂三种情况进行钝化，并采用 τ 以及 J_{oe} 进行测量比较。最后，将不同钝化层应用在 n 型背结前接触太阳能电池中，实际检验其对电池性能的影响。

4.2 表面复合理论

在半导体的表面，晶格对称性遭受严重的破坏。因此，在表面处存在大量悬挂键，这些非饱和键使得半导体表面禁带中存在大量的缺陷。另外，工艺中的化学残余物、表面金属沉积以及表面位错也将在半导体表面引发大量的表面态。复合与缺陷的关系可以由 SRH 理论来进行描述。复合率 (U_s) 与单能级表面态 (E_t) 的关系由公式 4-1 给出：

$$U_s = \frac{v_{th} N_{st} (n_s p_s - n_i^2)}{\frac{n_s + n_1}{\sigma_p} + \frac{p_s + p_1}{\sigma_n}} = \frac{n_s p_s - n_i^2}{\frac{n_s + n_1}{S_{p0}} + \frac{p_s + p_1}{S_{n0}}} \quad 4.1$$

$$\text{其中:} \quad n_1 \equiv n_i \exp\left(\frac{E_t - E_i}{KT}\right) \quad p_1 \equiv p_i \exp\left(\frac{E_i - E_t}{KT}\right)$$

$$S_{n0} \equiv \sigma_n v_{th} N_{st} \quad S_{p0} \equiv \sigma_p v_{th} N_{st}$$

n_s 和 p_s 是电子和空穴在表面处的浓度， σ_n 和 σ_p 是电子和空穴的俘获截面， v_{th} 是载流子的热运动速率， N_{st} 是单位面积的表面态数目。需要强调的是 N_{st} 的单位是 cm^{-2} ，对应于体复合情形的态密度单位 cm^{-3} 。因此，表面复合率 U_s 是以 $\text{cm}^{-2}\text{s}^{-1}$ 的单

位来度量的。

而半导体的表面的复合速率可以定义为：

$$U_s \equiv S\Delta n_s \quad 4.2$$

其中 Δn_s 是表面处的过剩载流子浓度。

根据以上 SRH 理论给出的复合速度与表面态的关系，存在两种不同的方法可以用来降低半导体表面的复合速度，一是尽可能降低半导体表面态数目，二是降低表面处的电子或者空穴的浓度。

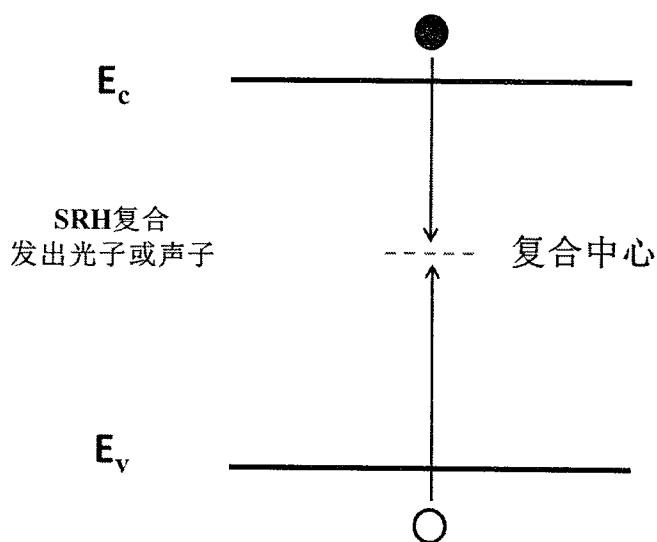


图 4.1 半导体中 SRH 复合机制示意图

关于半导体的表面态，可以通过在半导体的表面沉积合适的钝化层来降低界面态密度。对于半导体硅来说，合适的钝化层有热生长的二氧化硅、等离子化学气相沉积（PECVD）的氮化硅以及原子层沉积（ALD）的三氧化二铝。但是，硅衬底的掺杂类型的对这些钝化层的效果存在不同的影响。

根据 SRH 理论，复合是一种包含电子与空穴的双子过程，如何 4-1 所示。所以，最大的复合速率发生在表面电子浓度等于表面空穴浓度的情况。如果一种载流子的浓度降低，那么复合也将相应的下降。一种最简单降低某种载流子的方法是在半导体表面形成电场，如图 4-2 所示。其中 4-2 (a)是通过在半导体表面掺入同种类型杂质形成内建电场，4-2 (b)则是通过介质层中的电荷形成电场，如热氧化硅与氮化硅中存在着正电荷。

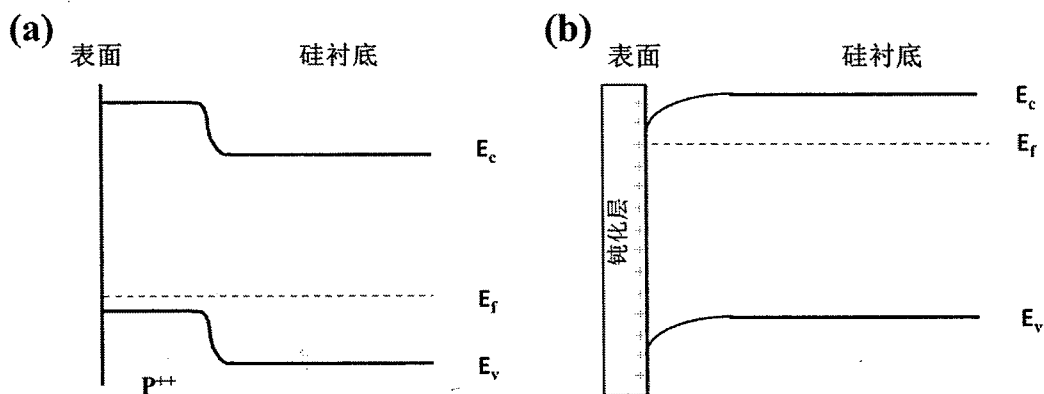


图 4.2 表面电场形成方法 (a) 表面掺杂; (b) 表面电荷

4.3 钝化表征方法

在太阳电池领域，最常用的两种表征钝化的方式是 τ_{eff} 以及 J_{oe} 。 τ_{eff} 代表硅衬底与表面复合的总和，而复合率一般与 τ_{eff} 的倒数有线性关系。因此， τ_{eff} 一般采用公式 4.3 表示：

$$\frac{1}{\tau_{eff}} = \frac{1}{\tau_{bulk}} + \frac{1}{\tau_{surface}} \quad 4.3$$

其中 τ_{bulk} 为硅衬底寿命， $\tau_{surface}$ 为硅表面寿命。而衬底的寿命可以通过三种独立复合机制的求和表示：

$$\frac{1}{\tau_{bulk}} = \frac{1}{\tau_{rad}} + \frac{1}{\tau_{Auger}} + \frac{1}{\tau_{SRH}} \quad 4.4$$

其中 τ_{rad} 为辐射复合寿命， τ_{Auger} 为俄歇复合寿命， τ_{SRH} 为 SRH 复合寿命。由于硅为间接带隙半导体，因此辐射复合很小，可以忽略不计。俄歇复合为材料的固有复合，主要依赖于衬底的电阻率。而 SRH 复合主要是通过禁带中的陷阱能级产生，因此强烈的依赖于衬底的质量，它也是硅太阳电池中最主要的衬底复合机制。

表面寿命依赖于衬底两边的复合速率，一般两边复合速率相等。因此，表面寿命可以表示为：

$$\frac{1}{\tau_{surface}} = \frac{2S_{eff}}{W} \quad 4.5$$

其中 W 为衬底的厚度， S_{eff} 为表面的复合速率。

在硅太阳电池中，一般发射结的复合将强烈影响电池的性能。假定太阳电池处

于低注入状态，那么发射结耗尽近似有效，可以将发射结看做一个虚拟的表面。这时，可以用 J_{oe} （代表发射结的复合）来表明表面的复合速率^[85, 86]。

$$S_{eff} = J_{oe} \frac{N_D + \Delta p}{qn_i^2} \quad 4.6$$

其中 N_D 为 n 型硅衬底的掺杂浓度， Δp 为光生载流子浓度。

结合以上公式，当硅衬底有两个对称发射结时，总的有效寿命可以表示为：

$$\frac{1}{\tau_{eff}} = \frac{1}{\tau_{SRH}} + \frac{1}{\tau_{auger}} + 2J_{oe} \frac{N_D + \Delta p}{Wqn_i^2} \quad 4.7$$

当俄歇复合不是主要的复合机制时，一般使用公式 4.7 来提取太阳能电池的发射结饱和电流。可以看到，为了提取 J_{oe} ，需要得出有效载流子寿命 τ_{eff} 倒数与光生载流子 Δp 的曲线的斜率。

1996 年，Sinton 和 Cuevas 发明一种测试方法^[87, 88]，采用准稳态光电导 (QSSPC) 测量技术可以测试光照条件下硅样品的光电导变化，并可以通过光电导计算光生载流子数目以及有效载流子寿命。一般采用氙灯保持光源密度很缓慢的变化，确保被测量样品处于准稳态条件。

在准稳态测量时，样品处于氙灯的照射下，从而产生过剩载流子，光照生成的过剩载流子会导致样品的电导率增加。这时在样品上增加一个指数衰减的脉冲光照射，这部分光相对于稳态光来说很微弱，因此可以保证样品一直处于准稳态条件下。随后通过外部震荡电路的电感耦合线圈测量光电导。由于样品处于准稳态，所以光生电子密度等于光生空穴密度 $\Delta p = \Delta n$ ，这时光电导可以通过公式 4.8 计算。因此，通过光电导测量可以推算光生载流子数目。

$$\Delta\sigma(t) = q(\mu_n \Delta n + \mu_p \Delta p)W = q\Delta n(\mu_n + \mu_p)W \quad 4.8$$

其中， W 为样品厚度， q 为单位电荷量， $\mu_{n/p}$ 为电子和空穴的迁移率。而有效载流子寿命则可以通过公式 4.9 计算：

$$\tau_{eff}(\Delta n) = \frac{\Delta n(t)}{G(t) - \frac{d\Delta n(t)}{dt}} \quad 4.9$$

在准稳态条件下，产生的电子空穴对数目一定等于复合的电子空穴对数目，因此

光生电流密度 (J_{ph}) 等于复合电流密度 (J_{rec})。

$$J_{ph} = J_{rec} \quad 4.10$$

假定, 整个样品内光生载流子数目 Δn 不变, 则总的复合电流是有效载流子寿命的表达式, 因此:

$$J_{ph} = \frac{\Delta n q W}{\tau_{eff}} \quad 4.11$$

结合公式 4.8 和公式 4.11 得到:

$$\tau_{eff} = \frac{\Delta \sigma}{J_{ph}(\mu_n + \mu_p)} \quad 4.12$$

这里的光生电流可以根据已知的光照强度推算, 或者通过参考电池片测量。至此, 可以计算出不同光照条件下的光生载流子数目, 以及与之对应的有效载流子寿命, 并绘制曲线, 图 4.3 是采用 Sinton 设备测试样品的结果图。

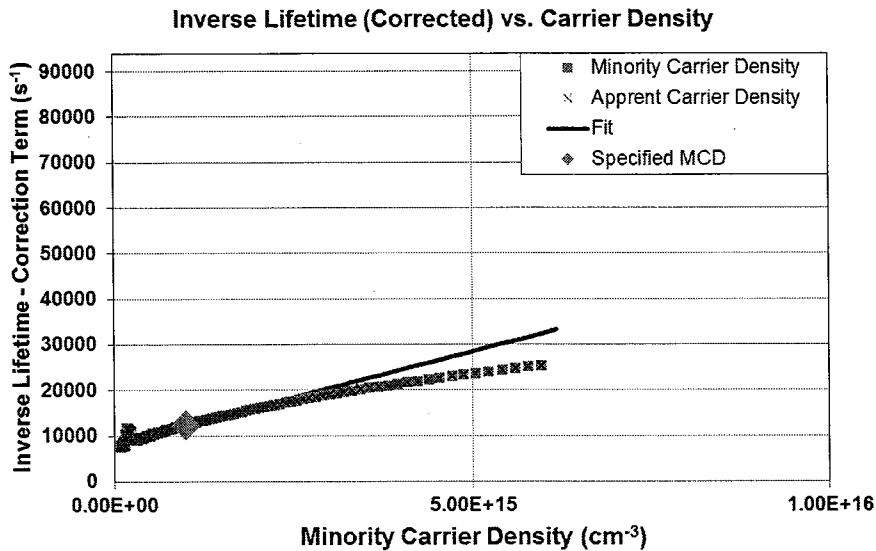


图 4.3 QSSPC 设备测量样品的结果图

综上所述, QSSPC 技术是一种非常便捷且非接触式的测量不同注入条件有效载流子寿命的方法, 注入范围可以从 $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-3}$ 变化到 $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ 。因此在光伏领域广泛采用 QPPSC 技术表征样品的钝化效果。

4.4 不同衬底的钝化研究

本节将主要应用 4.3 节介绍的方法表征优化不同钝化层对于 n 型衬底、n 型重掺

杂以及 p 型重掺杂的钝化效果。对于目前太阳电池来说，最常用的钝化层是采用 PECVD 的氮化硅层^[89, 90]。因此，首先研究氮化硅对于 n 型衬底的钝化效果。

我们采用的衬底为 n 型 CZ 双抛单晶片，电阻率为 $1-3 \Omega \cdot \text{cm}$ ，衬底厚度约为 $200 \mu\text{m}$ 。设备采用 PLASMA-THERM 公司的 790+ PECVD。将需要沉积的样品经过 RCA 清洗后立即进去 PECVD 790+ 中，沉积温度 300°C ，在样品双面沉积约 80 nm 的氮化硅作为钝化层。沉积完氮化硅后应用 SEMILAB 公司的 PV2000A 非接触式测试平台进行少子寿命的测试。表 4.1 为不同样品的在无光照条件下 (0 Suns) 有效载流子寿命值，平均约在 $500 \mu\text{s}$ 。对于衬底钝化来说，不到 1 ms 的有效载流子寿命值说明了钝化质量存在问题。推测最主要的限制是沉积温度，此型号的 PECVD 最高的加热温度为 350°C ，与太阳电池工厂 PECVD 沉积温度 400°C 相比，温度较低，有可能降低了氮化硅膜的钝化效果。基于此，在 PECVD 沉积氮化硅后加入一步后退火工艺，退火温度为 400°C ，气氛为 N_2 与 H_2 的混合气 (FGA)，其中 H_2 占比为 5% ，退火时间为 15 min 。退火前后测量的有效少子寿命的结果列于表 4.1 中。增加后退火工艺后，有效载流子寿命均有大幅度提升，接近 1 ms 。

表 4.1：氮化硅钝化 n 型衬底的有效少子寿命值

样品	1	2	3	4
PECVD 沉积后 $\tau (\mu\text{s})$	500.65	431.98	564.29	548.76
FGA 退火后 $\tau (\mu\text{s})$	983.26	930.58	1020.46	995.64

在硅衬底上通过热氧化方法生长氧化硅作为钝化层在微电子领域应用较为成熟，目前也逐渐转移到了太阳电池产业。因此，将经过 RCA 清洗后的 n 型硅衬底放入 950°C 的炉管中，以 0.5 L/min 的流量通入 O_2 ，保持 10 min ，取出样品。经过椭偏测试得到氧化厚度约为 20 nm 。采用 PV2000 A 测试有效载流子寿命，结果列于表 4.2 中。发现寿命很低，仅有几个微秒，通过应力测试后发现此样品应力较大，因此推测应该是进出样品时快速升降温导致。随后，对于氧化工艺进行改进，将经过 RCA 清洗后的 n 型硅衬底放入 600°C 的炉管中，以 0.5 L/min 的流量通入 O_2 ，随后以 5°C/min 的速率升温到 950°C ，保持 10 min 进行氧化，再以 2°C/min 的速率降温到 600°C ，取出样品。测试后发现有效载流子寿命提升到约 $100 \mu\text{s}$ 。

表 4.2: 热氧化硅钝化 n 型衬底的有效少子寿命值

样品	1	2	3	4
初始热氧化工艺后 $\tau(\mu\text{s})$	8.06	8.08	8.04	8.05
改进热氧化工艺后 $\tau(\mu\text{s})$	102.91	95	106.48	101.45

即使应用改进后热氧化工艺, 钝化效果依然不理想。与 PECVD 沉积的氮化硅相比, 热氧化硅层中缺少氢离子, 而氢离子被认为可以有效饱和硅表面的悬挂键, 增强钝化效果^[91, 92]。因此, 在热氧化工艺后, 增加后退火工艺。由于主要目的是在氧化硅层中引入氢, 退火气氛为 N_2 与 H_2 的混合气, 将 H_2 的比例提升到 12 %, 退火为 400 °C。图 4.4 为以上两种氧化工艺经 FGA 退火 50 min 前后有效载流子寿命对比。从图中很明显看出, 后退火工艺引入的氢大幅增加了氧化硅的钝化效果, 最好的有效载流子寿命达到了 1.4 ms。

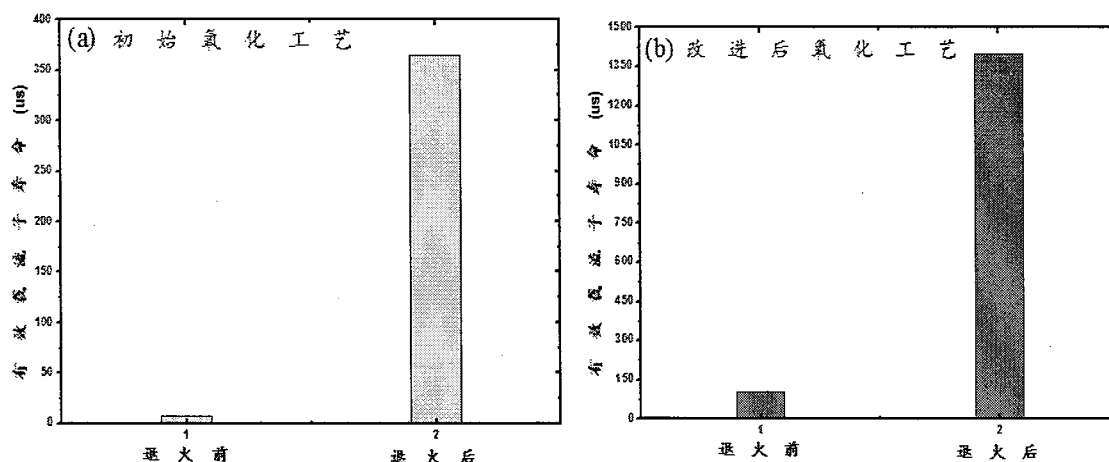


图 4.4 不同氧化工艺退火前后有效载流子寿命对比 (a) 初始氧化工艺; (b) 改进后氧化工艺

在对 n 型低掺杂衬底的钝化进行研究后, 进一步需要研究 n 型高掺杂扩散层 (如背表面场、前表面场) 的钝化。而对于高掺杂钝化来说, J_{oe} 是除了有效载流子寿命外另一个重要的表征参数。为了接近产业化的实际情况, 我们直接与电池生产厂商合作, 选用 $156 \times 156 \text{ mm}^2$ 的 p 型硅衬底, 双面通过磷扩散形成 n 型重掺杂扩散层。完成后在我们实验室进行 PECVD 氮化硅钝化层的沉积。随后在 FGA 气氛下退火, 条件与前文中氮化硅钝化层后退火条件相同。图 4.5 (a) 为不同样品退火前后标准太阳光照下的有效载流子寿命, 直接钝化后, 平均有效载流子寿命约为 40 μs , 采用后退火工艺后, 寿命平均值提升到 45 μs 。图 4.5 (b) 则不同样品退火前后标准太阳光照

下的发射结反向饱和电流密度，可以看到， J_{oe} 由最初的 395 fA/cm^2 经后退火后降低到 356 fA/cm^2 。这个结果说明后退火无论对于有效载流子寿命还是发射结反向饱和电流密度均有提升，但是性能提升有限。因此需要对于后退火工艺进行进一步优化，最主要需要优化的参数是退火时间、退火温度及退火气氛。

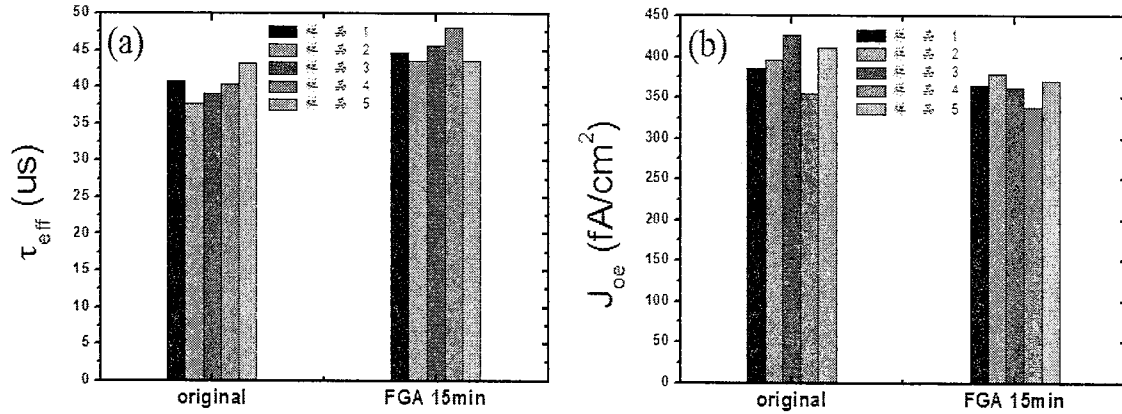


图 4.5 不同双面磷扩散氮化硅钝化退火前后性能对比 (a) 有效载流子寿命; (b) 发射结饱和电流密度

选取新一批次的样品，完成双面扩散以及 PECVD 氮化硅工艺。随后将样品分为两批，批次一采用 5 % H_2 含量的 FGA 气氛退火，退火温度保持在 400°C ，退火时间逐渐变化到 90 min；批次二则采用纯 N_2 气氛退火，退火条件与批次一完全相同。图 4.6 为不同退火时间对于有效载流子寿命的影响，其中图 (a) 为 FGA 气氛退火结果，图 (b) 为 N_2 气氛退火结果。可以看到，无论是在 FGA 气氛还是在 N_2 气氛下退火，有效载流子寿命均随着退火时间的增加先快速上升随后趋于平缓。不同气氛下有效载流子寿命的不同主要是源于样品原始寿命 (0 min 退火) 不同。单通过有效载流子寿命来看，FGA 气氛与 N_2 气氛退火未出现明显差异。

图 4.7 为不同退火时间对于发射结反向饱和电流密度的影响，其中图 (a) 为 FGA 气氛退火结果，图 (b) 为 N_2 气氛退火结果。可以看到，在 FGA 气氛以及 N_2 气氛下退火，发射结反向饱和电流密度均随着退火时间的增加先快速降低随后趋于平缓。但是通过比较 15 min 以及 90 min 退火时间后的数据发现，FGA 气氛退火的发射结反向饱和电流密度下降更大。综合有效载流子寿命与发射结反向饱和电流密度随退火时间的变化趋势，FGA 气氛下效果略强于 N_2 气氛。而最有效的退火发生在前 15 min，在此之后增加退火时间对性能提升不大，反而造成时间与资源的浪费。因此，

后续退火将时间固定为 15 min。

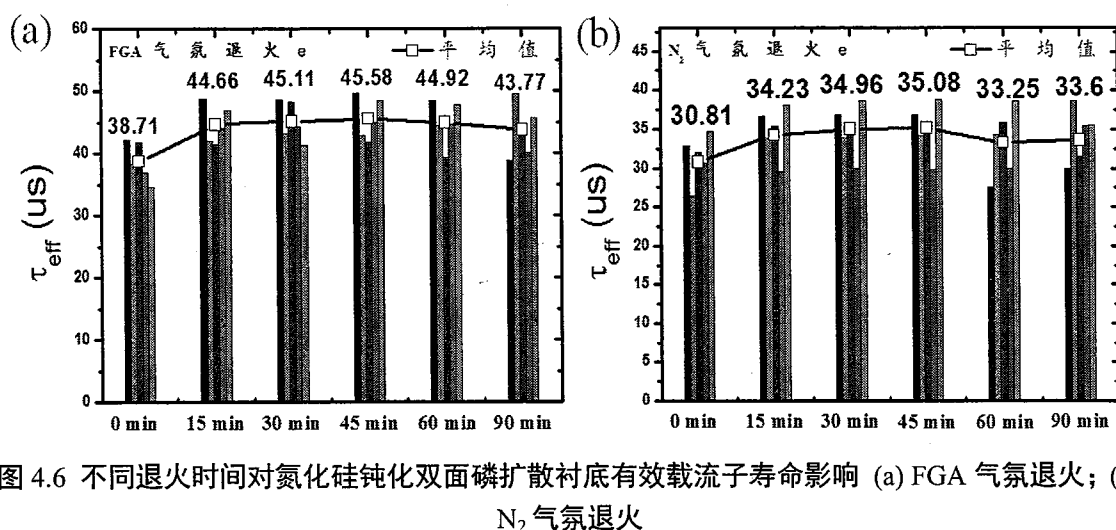


图 4.6 不同退火时间对氮化硅钝化双面磷扩散衬底有效载流子寿命影响 (a) FGA 气氛退火; (b) N_2 气氛退火

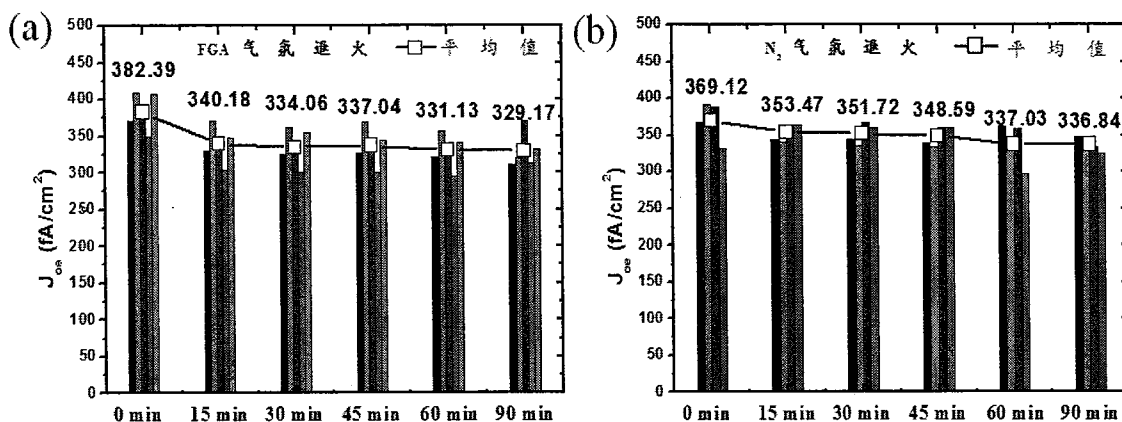


图 4.7 不同退火时间对氮化硅钝化双面磷扩散衬底发射结反向饱和电流密度影响 (a) FGA 气氛退火; (b) N_2 气氛退火

随后, 选取另一批次的样品, 完成双面扩散以及 PECVD 氮化硅工艺。随后将样品分为两批, 批次一采用 5 % H_2 含量的 FGA 气氛退火, 退火温度从 200 °C 逐渐增加到 800 °C, 退火时间均为 15 min; 批次二则采用纯 N_2 气氛退火, 退火条件与批次一完全相同。图 4.8 为不同退火温度对于有效载流子寿命的影响, 其中图 (a) 为 FGA 气氛退火结果, 图 (b) 为 N_2 气氛退火结果, 黑 (深) 色方条为退火前的寿命, 红 (浅) 色为退火后的寿命, 退火效果体现在红色方条相对于黑色方条的涨幅。

可以看到, 无论是在 FGA 气氛还是在 N_2 气氛下退火, 有效载流子寿命均随着退火温度升高逐渐上升, 当温度超过 700 °C 后, 寿命涨幅开始下降, 而更高退火温度会影响掺杂形貌, 因此未进行试验。单通过有效载流子寿命来看, FGA 气氛与

N_2 气氛退火未出现明显差异。

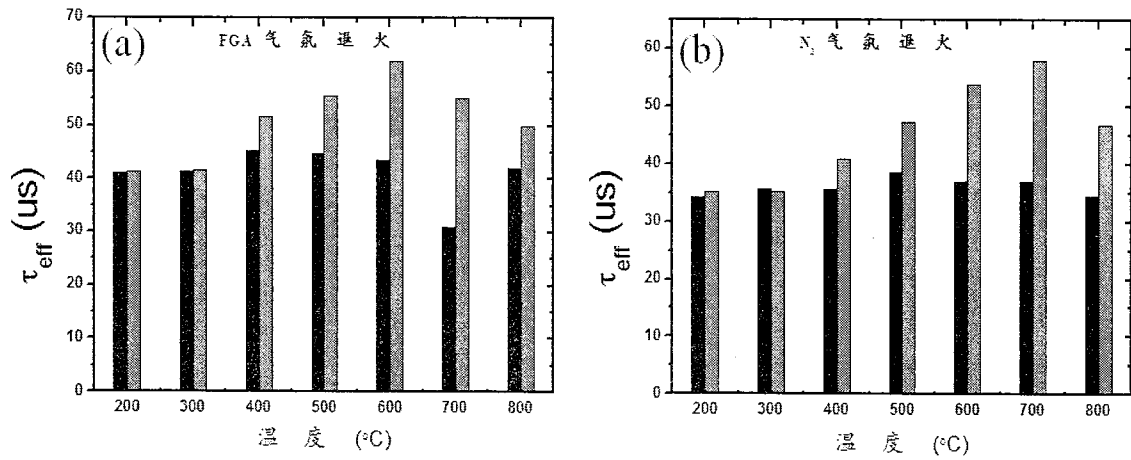


图 4.8 不同退火温度对氮化硅钝化双面磷扩散衬底有效载流子寿命影响 (a) FGA 气氛退火; (b) N_2 气氛退火

图 4.9 为不同退火温度对于发射结反向饱和电流密度的影响, 其中图 (a) 为 FGA 气氛退火结果, 图 (b) 为 N_2 气氛退火结果。可以看到, 在 FGA 气氛下, 200 $^{\circ}C$ 以及 300 $^{\circ}C$ 退火时, J_{oe} 均随着退火温度升高而增加, 随着温度继续升高, J_{oe} 开始下降, 并且随着温度的增加, 下降幅度增大, 直到温度到达 700 $^{\circ}C$, 随后 J_{oe} 的降幅随着温度增加而减弱。因此, FGA 气氛下退火的最佳温度为 700 $^{\circ}C$ 。而在 N_2 气氛下与 FGA 气氛下退火具有相似规律, 但使 J_{oe} 下降最大的退火温度为 600 $^{\circ}C$ 。

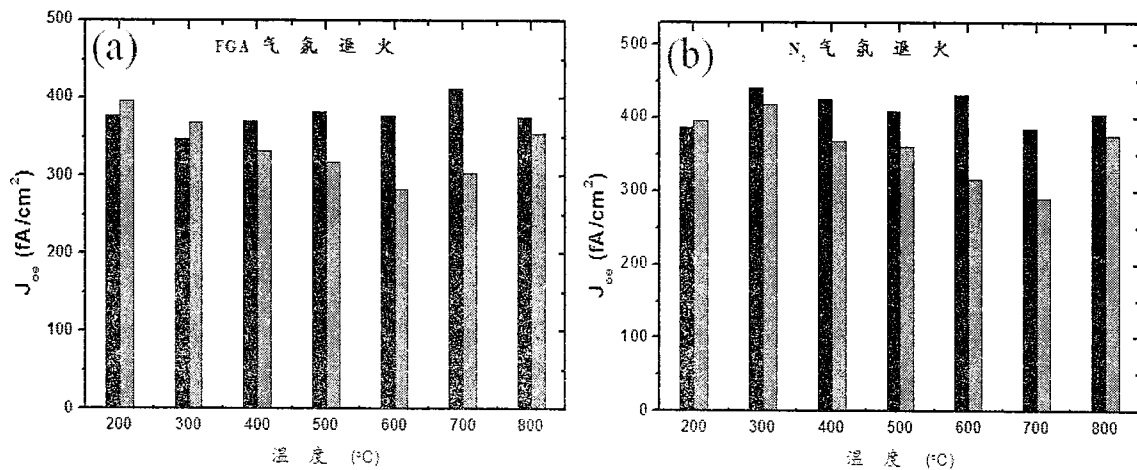


图 4.9 不同退火温度对氮化硅钝化双面磷扩散衬底发射结反向饱和电流密度影响 (a) FGA 气氛退火; (b) N_2 气氛退火

综合 FGA 气氛与 N_2 气氛下变化退火温度与时间实验。得到的最佳退火时间为 15 min, FGA 气氛下最佳退火温度为 700 $^{\circ}C$, N_2 气氛下最佳退火温度为 600 $^{\circ}C$ 。此

外, FGA 气氛比 N_2 气氛下退火性能提升略有优势, 但是基于成本与安全性等因素, 完全可以使用 N_2 代替 FGA 气氛进行氮化硅钝化的后退火。

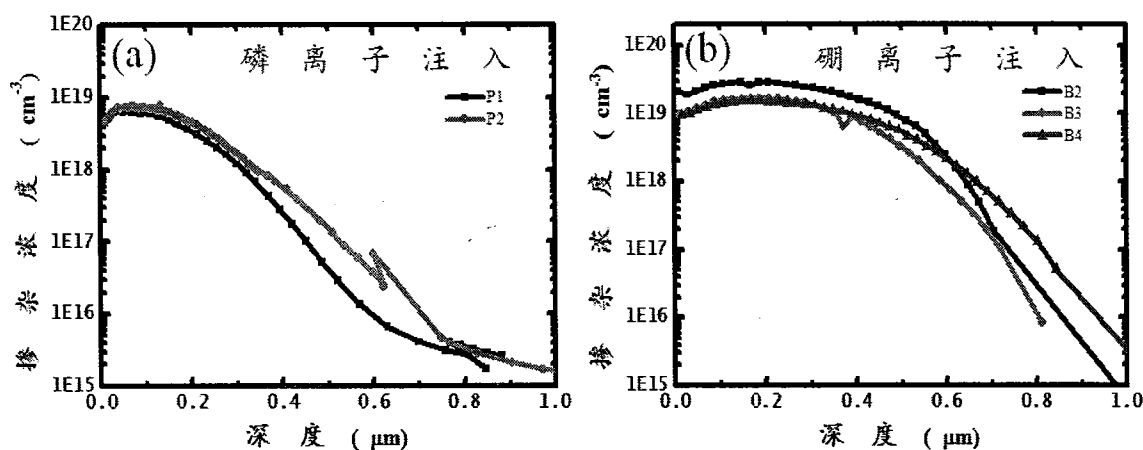


图 4.10 (a) 磷离子注入样品掺杂曲线; (b) 硼离子注入样品掺杂曲线

在研究重掺杂 n 型层钝化后, 为了进一步将钝化层应用到 n 型太阳能电池中, 我们研究了在 n 型衬底上的重掺杂 n 型层与重掺杂 p 型层的钝化, 而重掺杂层则采用易于精确控制的离子注入实现。与之前工艺类似, 首先在 n 型衬底上进行 RCA 清洗, 随后热生长一层 25 nm 的氧化硅减小注入的损伤, 随后进行双面注入与激活, 具体条件列于表 4.3 中。注入后的掺杂形貌如图 4.10 所示, 其中图 (a) 为磷注入的掺杂曲线; 图 (b) 为硼注入的掺杂曲线。

表 4.3: n 型衬底离子注入条件

样品	注入能量 (KeV)	注入剂量 (cm^{-2})	退火温度 ($^{\circ}C$)	退火时间 (min)
磷离子注入 P1	50	$2e14$	950	30
磷离子注入 P2	50	$2e14$	1000	30
硼离子注入 B2	20	$1e15$	1000	30
硼离子注入 B3	50	$5e14$	950	30
硼离子注入 B4	50	$5e14$	1000	30

完成注入掺杂后用稀释的 HF 去除表面的氧化层, 随后进行 RCA 清洗, 为钝化准备清洁的表面。钝化前将所有样品分为两批, 分别采用不同的介质层钝化, 一种钝化层是热氧化 10 nm 的氧化硅后, 再采用 PECVD 70 nm 的氮化硅; 另一种是 ALD 的方法生长 30 nm 的三氧化二铝, 沉积温度为 $200^{\circ}C$ 。

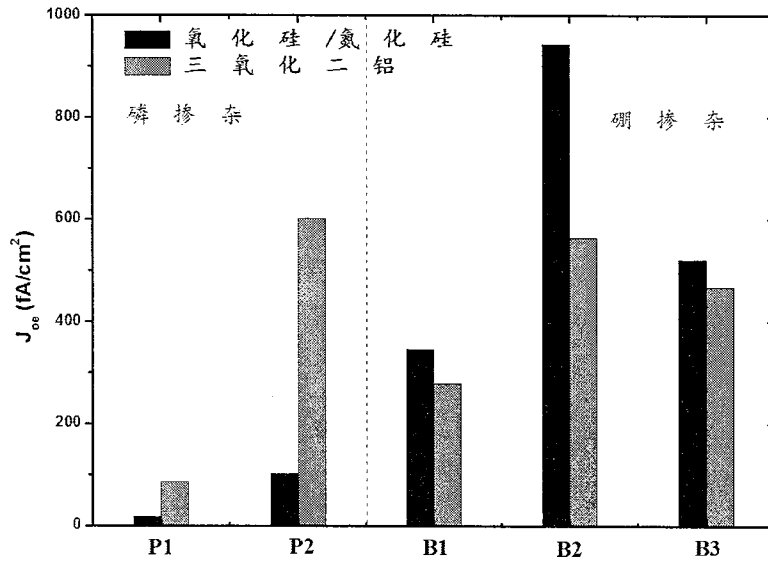


图 4.11 不同离子注入掺杂层经过两种钝化后的发射结饱和电流密度

测试结果如图 4.11 所示，对于磷扩散样品 P1，采用氧化硅/氮化硅钝化后 J_{oe} 平均值约为 18.33 fA/cm²，而采用三氧化二铝钝化后的平均值约为 87.21 fA/cm²。另一磷扩散的样品 P2，采用氧化硅/氮化硅钝化后 J_{oe} 平均值约为 102.44 fA/cm²，而采用三氧化二铝钝化后的 J_{oe} 平均值约为 602.39 fA/cm²。说明氧化硅/氮化硅层在钝化 n 型重掺杂样品效果强于三氧化二铝。而对于硼扩散样品 B1、B2 以及 B3，采用氧化硅/氮化硅钝化后 J_{oe} 平均值分别约为 345.75 fA/cm²、943.36 fA/cm² 以及 521.65 fA/cm²，而采用三氧化二铝钝化后的 J_{oe} 平均值分别约为 279.21 fA/cm²、564.79 fA/cm² 以及 467.59 fA/cm²。说明在钝化 p 型重掺杂样品的钝化效果上，三氧化二铝强于氧化硅/氮化硅钝化。

4.5 钝化工艺在 N 型背结前接触太阳电池中的应用

上一节对于不同掺杂衬底的钝化进行研究，而对于太阳电池来说，发射结的钝化尤为重要。钝化效果可以通过太阳电池的主要参数之一开路电压直接体现。在本节中将不同的钝化层应用于上章制作的铝推进发射结 n 型背结前接触太阳电池中，之前此太阳电池在背表面无钝化结构，直接采用丝网印刷形成背面的铝发射结与金属电极，开路电压平均 593 mV。图 4.12 为无发射结钝化的 n 型背结前接触太阳电池示意图。

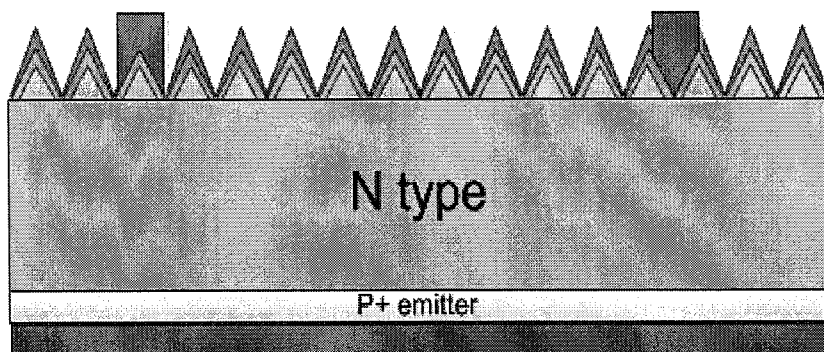


图 4.12 无发射结钝化的 n 型铝推进背结前接触太阳能电池示意图

具体流程在上章已详细介绍。在未进行丝网印刷前电极之前，采用沸腾的浓盐酸去除背表面的铝浆料，若表面未完全去除干净，可用蘸有丙酮溶液的棉签擦拭干净。随后使用浓度为 33 % 的 KOH 去除铝硅共晶层，图 4.13 为去除铝浆后铝推进发射结的表面形貌。

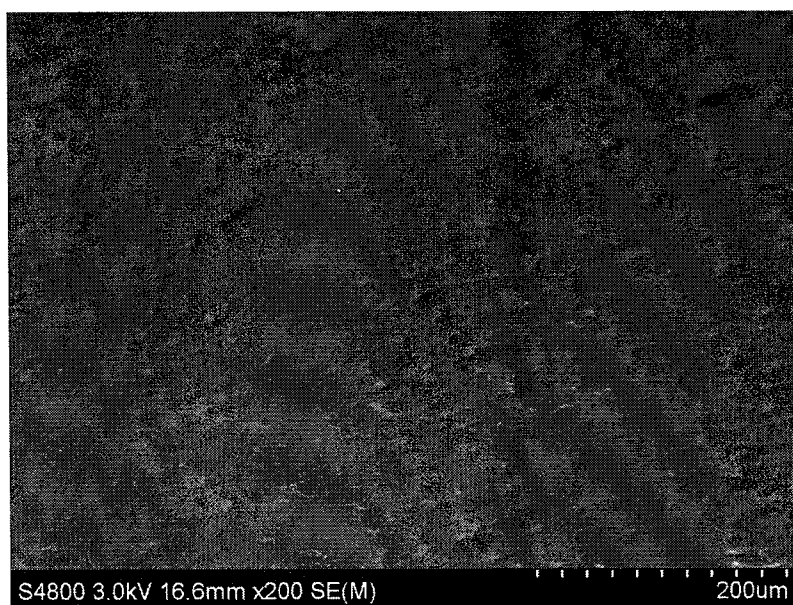


图 4.13 去除铝浆后铝推进发射结的表面形貌

之后，在铝推进发射结表面通过 PECVD 沉积一层 200 nm 的氮化硅作为钝化层。采用光刻方法在氮化硅上开出金属接触区域窗口，窗口宽度为 10 μm ，窗口之间的间距为 20 μm 。最后在电池背表面整个面积丝网印刷铝浆，前表面丝网印刷银浆，在链式烧结炉上共同烧结，形成欧姆接触。采用氮化硅钝化的 n 型铝推进背结前接触太阳能电池结构如图 4.14 所示。

对样品进行电流电压测试，得到了电池的开路电压，结果列于表 4.4 中。可以看到，采用氮化硅钝化发射结后，开路电压的最大值达到 612 mV，平均值为 603 mV。

与无钝化电池的开路电压平均值 593 mV 相比，开路电压整体提升约 10 mV。虽然开路电压有所提升，但是提升不大，这说明采用 PECVD 的氮化硅钝化 p 型掺杂硅效果不佳。因此进行钝化结构改进，在氮化硅层的下方通过热氧方法生长一层 10 nm 的氧化硅作为第一层钝化层，主要目的是降低表面态，而氮化硅层作为第二层钝化层，主要起隔离作用。

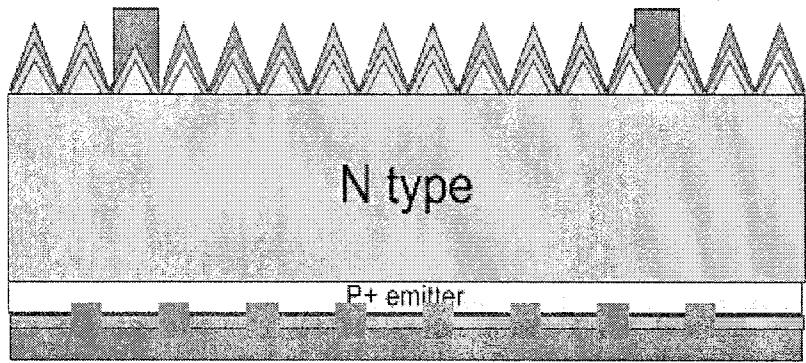


图 4.14 氮化硅钝化的 n 型铝推进背结前接触太阳能电池示意图

表 4.4: 氮化硅钝化的 n 型铝推进发射结背结前接触太阳能电池开路电压

样品	1	2	3	4	5	6	7	平均值
V_{oc} (mV)	610.05	599.62	605.21	612.03	604.33	585.83	604.11	603.0257

对采用氧化硅/氮化硅双层钝化结构的 n 型铝推进发射结背结前接触太阳能电池进行电流电压测试，得到电池的开路电压列于表 4.5 中。可以看到，在氮化硅钝化层下方增加了一层薄的氧化硅后，开路电压的最大值达到 627 mV，平均值为 623 mV。与单独使用氮化硅钝化太阳能电池的开路电压平均值 603 mV 相比，开路电压整体提升约 20 mV。如此大的开路电压涨幅，说明了热生长的氧化硅有效降低了表面复合。

表 4.5: 氧化硅/氮化硅双层钝化的 n 型铝推进发射结背结前接触太阳能电池开路电压

样品	1	2	3	4	5	6	7	平均值
V_{oc} (mV)	620.22	620.99	624.71	630.44	610.49	624.26	627.94	622.7214

在优化铝推进发射结的钝化工艺后，针对 n 型铝推进背结前接触太阳能电池结构做出一些改进。因为即使采用优化后的钝化工艺，电池的开路电压依然不是很高。为了进一步的提升开路电压，将电池的后表面发射结的掺杂改为局部掺杂，改进后的结构如图 4.15 所示。因热氧化硅钝化低掺杂的 n 型硅的效果强于钝化高掺杂的 p

型硅，通过降低背表面掺杂区域的所占比例，增强了背表面的钝化。而且由于采用铝推进的发射结深度约为 $10\ \mu\text{m}$ ，因此多出的两个边缘使得整体发射结的表面面积并未降低，保证了空穴的收集。此外，采用局部发射结还减少了工艺步骤，在形成铝发射结之前可以完成钝化层的生长，随后开出窗口，丝网印刷铝浆与银浆，共烧结形成欧姆接触即可。相比于与钝化的全铝推进发射结电池节约了丝网印刷铝浆、推进形成发射结以及去除铝浆的工艺步骤。

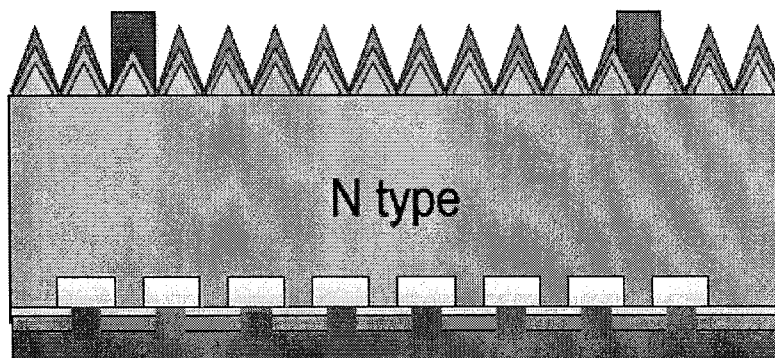


图 4.15 局部发射结的 n 型铝推进背结前接触太阳能电池示意图

经过电流电压测量，电池开路电压结果列于表 4.6 中。可以看到，采用局部铝推进发射结后，开路电压的最大值达到 $638\ \text{mV}$ ，平均值为 $631\ \text{mV}$ 。与全发射结 n 型铝推进背结前接触太阳能电池的开路电压平均值 $623\ \text{mV}$ 相比，开路电压整体提升约 $8\ \text{mV}$ 。而最大的开路电压值 $638\ \text{mV}$ 也达到了国际上铝推进发射结太阳能电池开路电压的均值^[69, 74, 75]。

表 4.6: 氧化硅/氮化硅双层钝化的局部发射结 n 型铝推进背结前接触太阳能电池开路电压

样品	1	2	3	4	5	6	7	平均值
$V_{oc}\ (\text{mV})$	628.42	624.99	629.34	631.71	628.33	633.55	638.28	630.66

4.6 本章小结

本章主要进行太阳能电池钝化特性的研究。首先对于半导体表面的复合理论进行介绍，得出了钝化的主要手段是减低表面界面态以及减少其中一种载流子的数目。为了对钝化效果做出定量分析，提出了表征钝化的两个重要参数，有效载流子寿命 τ_{eff} 以及发射结反向饱和电流密度 J_{oe} ，并介绍了采用光电导法与 QSSPC 技术测量钝化后样品的 τ_{eff} 以及 J_{oe} 。

针对与背结背接触太阳能电池的特殊结构,背表面可能同时存在 n 型轻掺杂衬底、p 型重掺杂发射结以及 n 型重掺杂背表面场,分别针对这三种掺杂研究了采用氮化硅钝化、氧化硅/氮化硅叠成钝化以及三氧化二铝钝化。研究发现,后退火技术对钝化效果有极大的影响,并针对退火温度、退火时间以及退火气氛进行了优化。此外,氧化硅以及氮化硅适宜对 n 型重掺杂层钝化,而三氧化二铝层适宜对 p 型重掺杂层钝化。

最后,根据以上的研究结果,将第三章制备的 n 型铝推进发射结背结前接触太阳能电池进行了改进,增加了背面钝化层以及优化了发射结结构,最终使得电池的开路电压提升到 638 mV。

5 N 型双面太阳电池研究

5.1 介绍

上一章的最后制作了 n 型背结前接触太阳电池,本章在此基础上将对结构进一步改进,制作 n 型双面太阳电池。制作此类电池可以验证 n 型背结背接触太阳电池的某些关键工艺与参数,如发射结掺杂与钝化、衬底厚度与电阻率等。而且相对于背结背接触太阳电池,双面太阳电池制造工艺简单,流片周期短,因此可以快速的验证一些背结电池的工艺参数。从结构上来讲,双面太阳电池可以看做是背结背接触太阳电池发射结区域的纵向部分,因此对于研究 n 型背结载流子纵向输运有一定的参考意义。

此外, n 型双面太阳电池的背面也可以吸收太阳光进行发电,从而可以将电池的实际功率输出提升 20 % 以上。因此,目前对此类电池的研究逐渐增加,2012 年,德国弗兰霍夫太阳能研究所的 Frank 等人对双面太阳电池的光学特性进行了模拟研究^[93]。同年,乔治亚理工学院大学的研究人员在 239 cm^2 的大面积 CZ 衬底上制作出了效率达到了 19.6 % 的双面太阳电池,其中采用了离子注入技术形成掺杂层^[94]。2014 年,新加坡太阳能研究所的 Singh 等人针对双面太阳电池双面发光的特殊性提出了一种新的测试方法,引入了两个新的表征参数^[95]。在应用方面,太阳电池生产厂商也对 n 型双面电池越来越重视,2014 年,茂迪新能源在第四届 Silicon PV 报道了他们的最新研究成果,将 n 型双面太阳电池效率提升了 20.6 %^[96]。同年 10 月,新日光同样将 n 型双面太阳电池效率提升到 20.4 %,以电池背面贡献 20 % 的功率提升计算,相当于单面电池转换效率 24.5%, 可让 60 片组件达到等效 330 W 功率^[5]^[97]。这些研究证明了 n 型双面太阳电池相对于传统电池的优势,随着研发的进行,通过进一步提升性能以及控制成本,将加快 n 型双面太阳电池的产业化。

本章将对 n 型双面太阳电池进行制作流片,并根据测试结果对其进行模型建立,保证模型的准确性。随后,对模型的各项性能参数进行优化,找出我们制作工艺以及参数设计的问题,并加以改进。最终在理论模型的指导下提升 n 型双面太阳电池的效率,并对此类电池中关键参数的影响提供理论支持。

5.2 N 型双面太阳电池的制作

我们选用了 $220\text{ }\mu\text{m}$ 的 $125 \times 125\text{ mm}^2$ 的太阳电池片作为衬底,电阻率为 1~5

$\Omega\cdot\text{cm}$ 。图 5.1 为整体电池工艺流程示意图，粗略的分为六个步骤，粗刻、制绒、磷扩散、硼扩散、减反射膜与钝化膜沉积以及金属化过程。

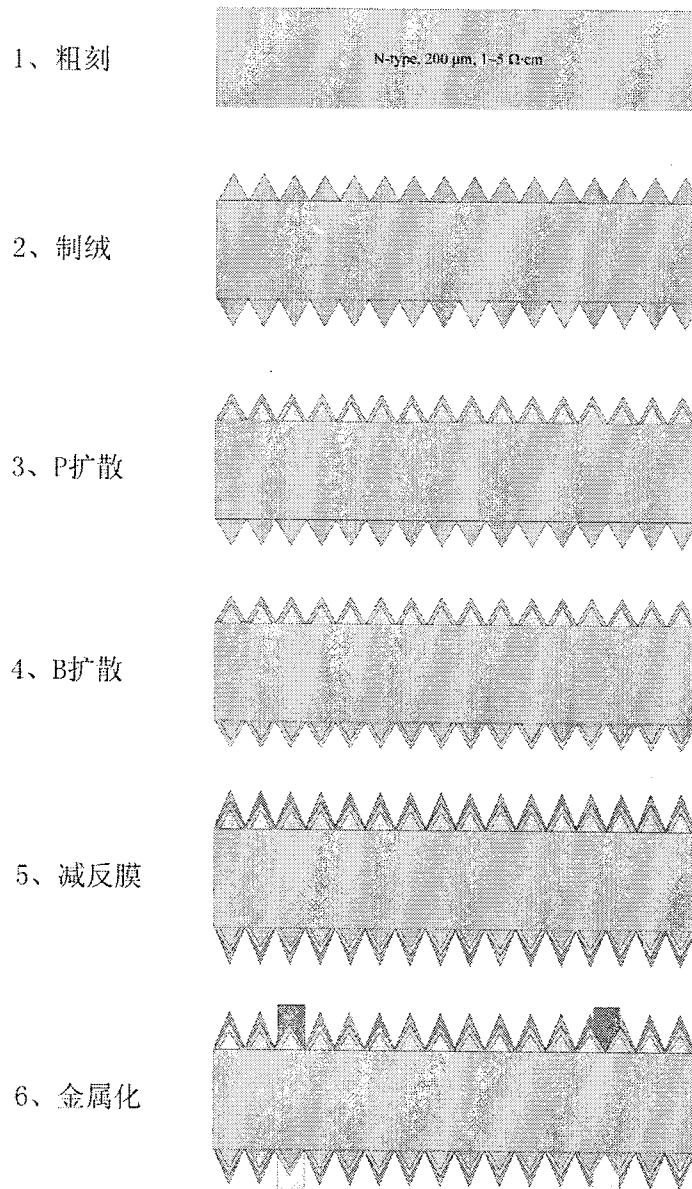


图 5.1 N 型双面太阳能电池流片示意图

由于衬底为太阳能电池片，因此首先需要对衬底进行了粗刻，去除表面的损伤层。采用浓度为 33 % KOH，溶液温度加热到 80 °C，加入一定量的 IPA 去除表面的产生的气泡，以保证腐蚀的均匀性，腐蚀时间为 2 min。此步工艺后电池片的厚度减薄到 200 μm 。

之后采用 TMAH 溶液对电池片进行绒面化处理，增强太阳光的吸收。溶液中

TMAH 的浓度为 2 %，加入 8 %浓度的 IPA，搅拌均匀。随后将配比好的溶液放入可以加热的超声机中，将溶液的温度加热到 80 °C。放入粗刻后的电池片，开启超声，整个制绒时间约为 20 min。图 5.2 为制绒后的扫描电镜图，其中图 (a)为超声功率为 10 W 的绒面结构，图 (b)为超声功率为 20 W 的绒面结构。结果显示，通过增加超声功率，可以更加容易去除反应生成的氢气，使溶液分布更加均匀，在大金字塔周围生成许多小金字塔结构。通过表面观察与反射率测试证明这种结构更加利于光的吸收。

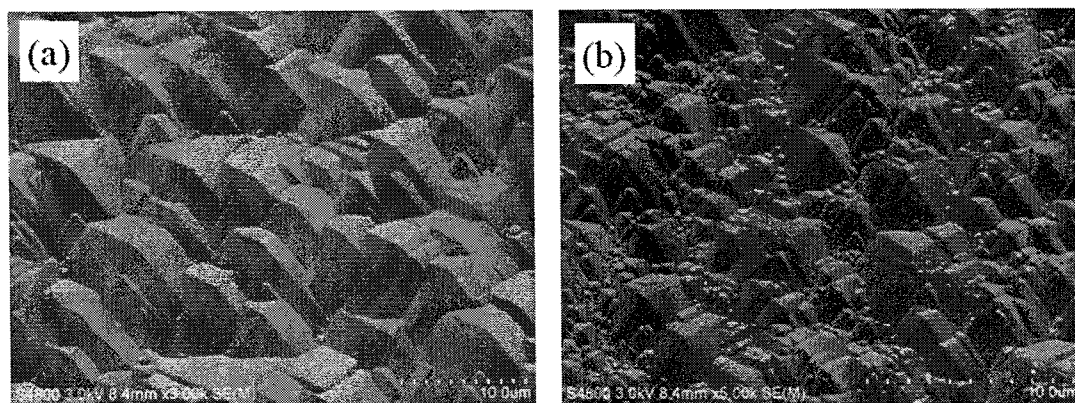


图 5.2 制绒后扫描电子显微镜图 (a) 超声功率 10 W；(b) 超声功率 20 W

制绒后的样品需要经过 RCA 清洗，RCA 清洗流程列于表 5.1 中。在太阳电池衬底的一面（以后将这一面称为背表面）通过等离子体化学气相沉积一层 200 nm 氧化硅作为扩散阻挡层。随后在扩散炉中进行磷扩散，进出样品的温度为 600 °C，升降温的速率为 3 °C/min，扩散温度 850 °C，扩散的总时间为 185 min。取出样品后，浸入稀释的 HF（10 %）去除样品表面的磷硅玻璃层以及背表面的扩散阻挡层。

表 5.1: RCA 清洗流程

工艺	溶液配比	工艺条件
<i>SPM</i>	H_2SO_4 : H_2O_2 =10: 1	120 °C; 20 min
<i>SC-1</i>	NH_4OH : H_2O_2 : H_2O =1: 1: 6	80 °C; 15 min
<i>稀释 HF</i>	HF : H_2O =10: 1	常温; 30 s
<i>DI.Water 冲洗</i>		
<i>SC-2</i>	HCl : H_2O_2 : H_2O =1: 1: 6	80 °C; 15 min
<i>稀释 HF</i>	HF : H_2O =10: 1	常温; 30 s
<i>DI.Water 冲洗</i>		

随后,在太阳能电池衬底的前表面使用 PECVD 沉积一层 200 nm 氧化硅作为扩散阻挡层。在扩散炉中进行硼扩散,进出样品的温度为 600 °C,升降温的速率为 3 °C/min,扩散温度 940 °C,扩散总时间为 260 min。取出样品后,浸入稀释的 HF (10 %) 去除样品表面的硼硅玻璃层以及前表面的扩散阻挡层。随后将样品浸泡在 121 °C 的 HF 与 HNO₃ 混合液中,时间 30 min,目的是去除硅表面的富硼层。在此过程中将会生成一层很薄的氧化硅,需要在稀释的 HF 溶液中去除。在完成此步扩散后,需要进行边缘去除处理,防止边缘区域漏电的发生。

为保证两面光均可以有效吸收,正反面采用相同的双层减反射钝化膜。底层介质膜采用原子层沉积 10 nm 的 Al₂O₃,保证硼扩散发射结得到有效的钝化,根据第四章的实验,Al₂O₃ 对于 n 型掺杂层的钝化效果虽然不如热氧化硅,但是发射结反向饱和电流密度也在可以接受的范围内。而顶层介质膜则采用 PECVD 沉积一层 SiN_x。为了优化减反射特性,对 Al₂O₃/SiN_x 叠成钝化采用了传输矩阵的方法进行模拟计算,图 5.3 (a)为通过椭偏仪测量的 Al₂O₃ 与 SiN_x 的折射率,图 5.3 (b)为固定 Al₂O₃ 厚度为 10 nm 后,仿真不同 SiN_x 厚度对于平面衬底反射率的影响。根据模拟结果,将沉积的 SiN_x 厚度设置为 75 nm。

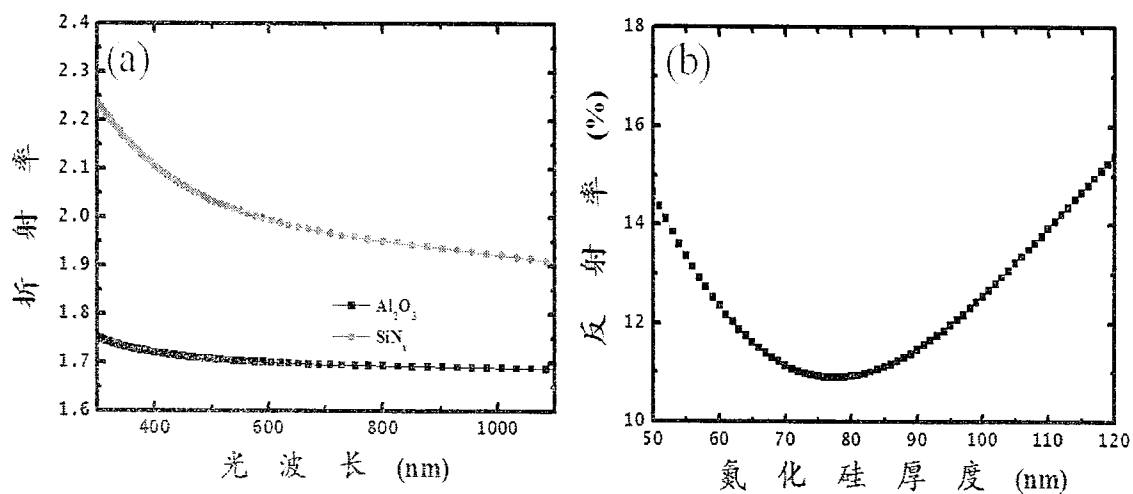


图 5.3 (a) 三氧化二铝与氮化硅的折射率; (b) 不同厚度氮化硅对应的反射率

在介质膜上通过光刻的方法在双面开出宽度为 30 μm、间距为 600 μm 的窗口,随后使用 BOE (HF: NH₄F: DI.Water=9: 90: 340) 溶液腐蚀图形处的介质膜,并在上面生长电极金属,其中 n 型电极采用了 Ti/Pt/Ag,而 p 型电极采用了纯 Al 金属。最后使用剥离工艺完成金属电极的图形化。

完成n型双面太阳能电池之前还需要最后一步退火工艺,在FGA(12% H₂)气氛中,使用400℃温度退火15 min。此工艺具有两个目的,一是实现金属电极与硅半导体之间的欧姆接触;二是提升双层介质膜的钝化效果。最后将完成的电池划成 $2 \times 2 \text{ cm}^2$ 的小电池片便于测试。图5.4为最终的n型双面太阳能电池图形。

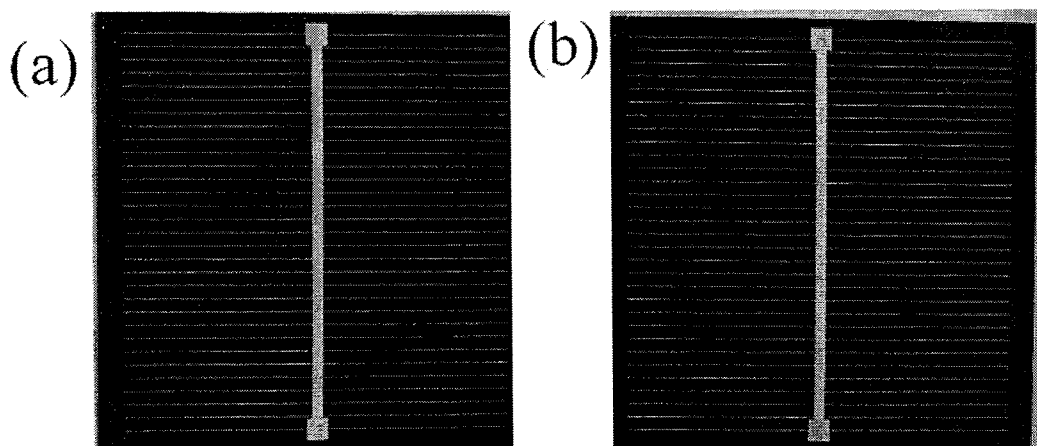


图 5.4 n 型双面太阳能电池图形 (a) 前表面图; (b) 背表面图

5.3 N 型双面太阳能电池模型的建立

n 型双面太阳能电池的载流子输运与分离只在纵向进行,属于一维结构,因此采用 PC1D 软件对此电池进行模型建立工作。

PC1D 是一款广泛应用的晶体硅太阳能电池模拟软件。它建立了较为完整的半导体器件模型,描述了半导体器件中电子和空穴的传输行为。从 1985 年 PC1D 第一版的发行到目前第五版的广泛应用,该程序在半导体器件工艺研究,特别是太阳能电池研究方面起到了巨大的推进作用。国外大量的太阳能电池文献曾经多次提到利用 PC1D 进行太阳能电池特性的模拟工作^[98-100],指导太阳能电池的研究。澳大利亚悉尼威尔士大学光伏研究中心在高效太阳能电池的研究方面一直居于世界领先的地位,其中 PC1D 起了不可低估的作用。

PC1D 软件通过完全耦合非线性方程计算电子和空穴在太阳能电池器件中准一维传输特性。采用良好的可视化工具,可以输入太阳能电池的一维结构,如绒面特性、内部反射、衬底信息、厚度、掺杂等。再通过电学与光学激励得到太阳能电池的多种性能曲线。如与空间有关的特性曲线有掺杂密度、载流子密度、静电势、电场、电

荷密度、电流密度、产生与复合、迁移率、能带特性、载流子速度、扩散长度随太阳能电池深度的变化。而与电压有关的特性曲线则有基区电流、基区电压、I-V 曲线、功率曲线、量子效率等。通过这些曲线可以有效的分析太阳能电池内部电子与空穴的传输机理。PC1D 软件还可以将实际的实验数据导入，方便将实验结果与仿真结果进行对比分析。

DEVICE Device area: 4 cm ² No surface texturing No surface charge Front reflectance from d.c. No Exterior Rear Reflectance Internal optical reflectance enabled Rear surface optically rough Emitter contact: 0.10 Base contact enabled Internal conductor: 8.89×10 ⁻² S EXCITATION Excitation from d.c. Excitation mode: Transient, 50 timesteps Temperature: 25 Base circuit: Sweep from -0.8 to 0.8 V Collector circuit: Zero Primary light source enabled Constant intensity: 0.1 W cm ⁻² Spectrum from am1.5g.spc Secondary light source disabled	Thickness: 200 Material from program defaults Carrier mobilities from internal model Dielectric constant: 11.9 Band gap: 1.124 eV Intrinsic conc. at 300 K: 1×10 ¹⁶ cm ⁻³ Refractive index: 3.58 Absorption coeff. from internal model Free carrier absorption enabled N-type background doping: 1.559×10 ¹⁵ cm ⁻³ 1st front diff.: P-type, 3×10 ⁻⁹ cm ² peak No 2nd front diffusion 1st rear diff.: N-type, 1×10 ⁻⁹ cm ² peak No 2nd rear diffusion Bulk recombination: $\tau_n = \tau_p = 2000$ ns Front-surface recom.: S model, $S_n = S_p = 2000$ cm/s Rear-surface recom.: S model, $S_n = S_p = 2000$ cm/s
---	---

红色方框参数通过实际测量值输入
 蓝色方框参数通过数据拟合得到

图 5.5 PC1D 软件输入界面

采用 PC1D 软件建立太阳能电池模型输入界面如图 5.5 所示，其中红色方框内参数需要根据实际测量数据输入。首先将电池的受光面积设置为 4 cm²。电池的反射率通过 IPCE 测试得到，如图 5.6 所示。因此，直接将反射率测试结果导入到 PC1D 中，这时不需要对绒面结构进行设置。

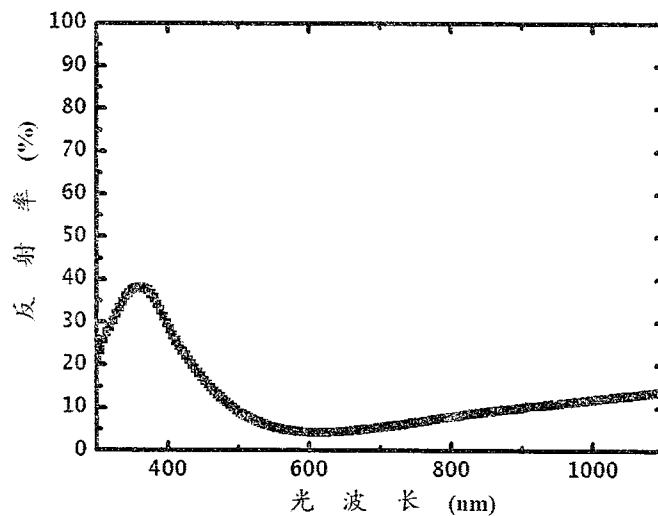


图 5.6 测试的反射率图

电极的连接电阻为通过 I-V 测试的串联电阻值, $4 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 。内部电导则根据并联电阻值 $308 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 的倒数计算。太阳电池的厚度为粗刻减薄后电池片的测量值 $200 \mu\text{m}$ 。n型衬底掺杂、前表面n型掺杂、背表面p型掺杂形貌通过电化学电压电容(ECV)方法进行测试, 测试结果如图 5.7 所示, 其中红(浅)色曲线为硼扩散掺杂, 黑(深)色曲线为磷扩散掺杂, 衬底为均匀掺杂, 直接读取硼扩散以及磷扩散尾部掺杂数据即可。将 ECV 测量的数据改成固定格式后可以直接导入到 PC1D 软件掺杂设置中。

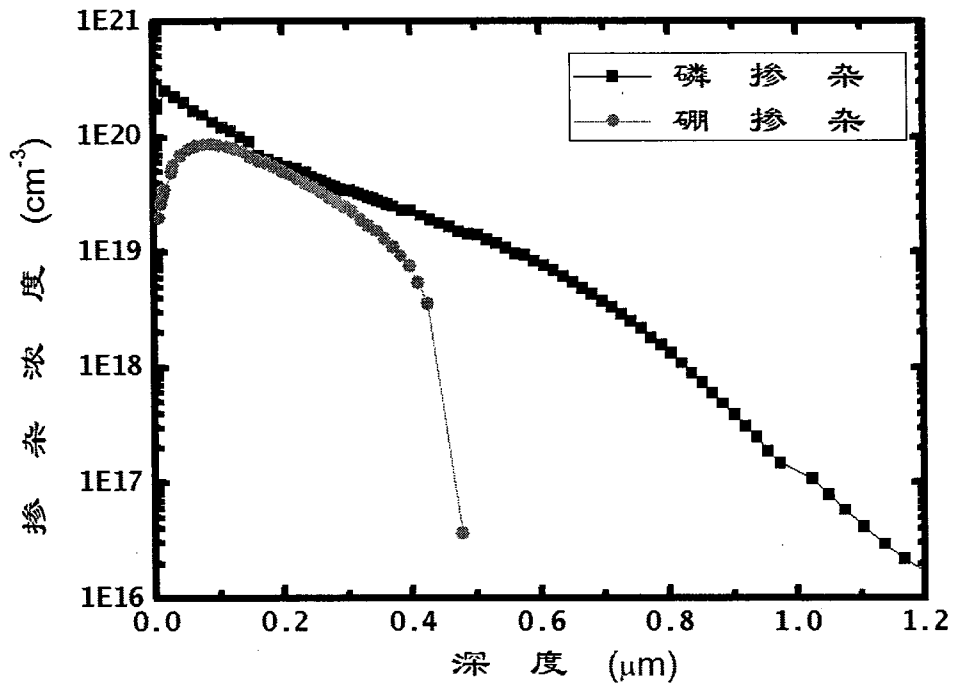


图 5.7 ECV 测试的前表面 n 型掺杂与背表面 p 型掺杂曲线图

对于剩下需要设置的参数, 如有关衬底复合的电子寿命 τ_n 与空穴寿命 τ_p , 以及有关表面复合的前后表面电子复合速率 S_n 与空穴复合速率 S_p , 则需要进行估算, 并在 PC1D 中设置。之后对双面太阳能电池模型进行电学与光学仿真, 得到电池开路电压、短路电流、填充因子、效率以及内外量子效率等电学参数。通过与实验测量的实际数据进行比较, 对估算值进行多次修正, 最终使得实验与仿真数据成功拟合。通过此方法, 最终确定 n 型双面太阳能电池的 $\tau_n = \tau_p = 500 \mu\text{s}$ 、 $S_{\text{front}(n\&p)} = 4 \times 10^5 \text{ cm/s}$ 、 $S_{\text{rear}(n\&p)} = 4 \times 10^3 \text{ cm/s}$ 。图 5.8 是经过拟合后的内量子效率与实验测试的内量子效率的对比, 其中背结电池代表磷扩散面为受光面, 而前结电池则代表硼扩散面为受光面。

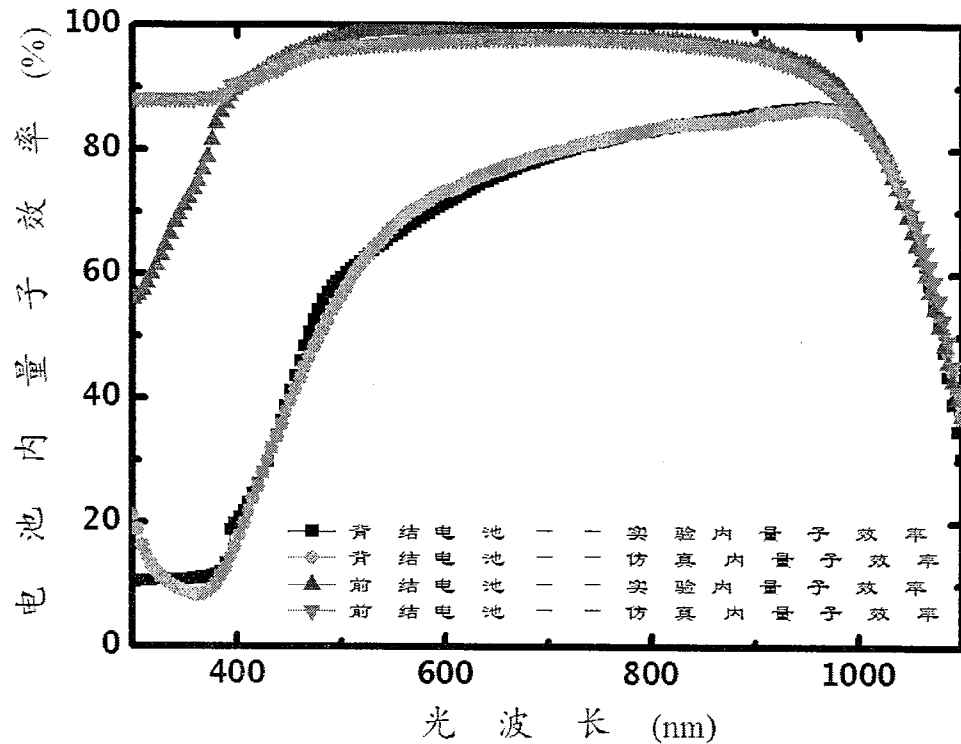


图 5.8 n 型双面太阳电池实验与模型仿真的内量子效率对比

从图 5.8 可以看出, PC1D 建立的 n 型双面太阳能模型在短波长区域 (400 nm 以下) 的仿真数据与实验结果出现了偏差, 我们分析认为这主要由于电池结构在电极区域载流子的收集与输运并非简单的一维结构。在其他大部分波长 (400~1100 nm) 范围内 PC1D 模型仿真数据与实验数据拟合很好, 说明我们建立的模型基本反应我们实际电池的特性。表 5.2 列出了 n 型双面太阳电池 PC1D 模型仿真与实验测试的详细电学特性。

表 5.2: n 型双面太阳能电池 PC1D 模型仿真与实验测试的详细电学特性

编号	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF (%)	$Efficiency$ (%)
前结电池实验数据	34.4	616	71	15.05
前结电池仿真数据	38.5	628	68.45	16.58
背结电池实验数据	26.4	595	67	10.53
背结电池仿真数据	27.5	633	64.23	11.18

5.4 模型各项参数的优化

上节我们建立了 n 型双面太阳电池 PC1D 模型。本节则要在这个基本模型基础上进行优化处理，逐步提升电池性能。而本论文的最终目的是制作并优化 n 型背结背接触太阳电池，因此本节将重点研究 n 型背结电池的各项参数对电池性能的影响，为实验提供方向性指导。

5.4.1 串并联电阻

通过观察上节 PC1D 模型中背结电池的结果，发现填充因子仅为 64.23 %，如此低的填充因子是限制太阳电池性能的最主要因素，应优先进行优化提升。填充因子偏低最可能的是串联电阻偏高。因此，通过对比传统单晶 p 型太阳电池数据发现，串联电阻一般在 3~6 m Ω 的水平，乘以面积 156×156 mm² 后为 0.73~1.46 $\Omega\cdot\text{cm}^2$ 。而我们背结电池的串联电阻为 1 Ω ，乘以面积 4 cm² 后为 4 $\Omega\cdot\text{cm}^2$ ，远大于传统电池的串联电阻值。因此将 PC1D 背结电池模型中的串联电阻根据传统电池值依次调整为 1.6 $\Omega\cdot\text{cm}^2$ 、0.8 $\Omega\cdot\text{cm}^2$ 以及 0.4 $\Omega\cdot\text{cm}^2$ ，并进行仿真，各电学特性随串联电阻变化的结果如图 5.9 所示。可以看到，开路电压不随串联电阻变化。短路电流随串联电阻降低略有提升。填充因子随串联电阻的下降从 64.23 % 快速提升到 75.97 %，最终导致效率提升比为 19.69 %。背结电池效率则因串联电阻的优化，从 11.175 % 提升到 13.375 %。

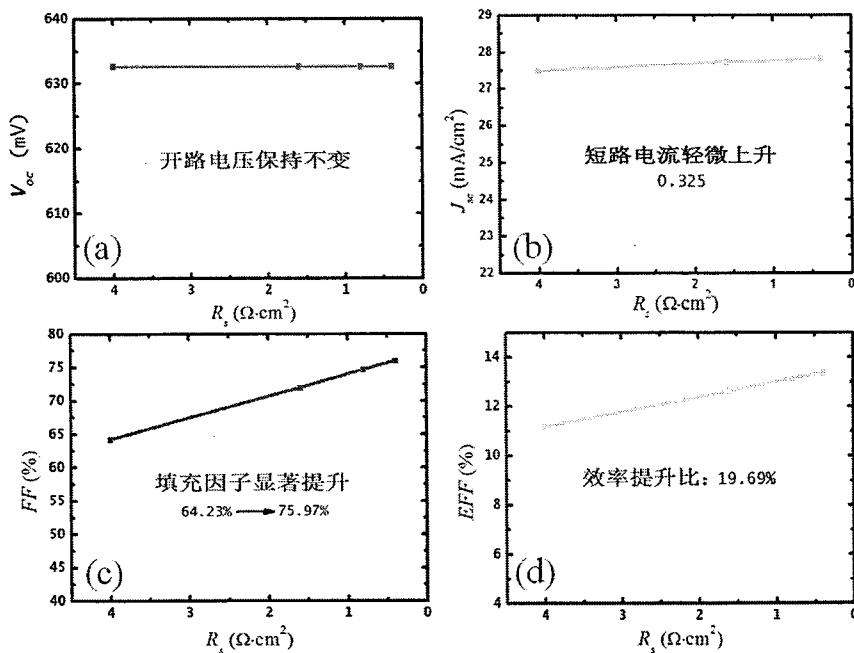


图 5.9 n 型背结太阳电池随串联电阻降低各电学性能变化图

影响填充因子的另一个参数是并联电阻。同样参照传统单晶 p 型太阳能电池数据，其并联电阻一般在 10 到 $20\ \Omega$ 之间，乘以面积 $156 \times 156\ \text{mm}^2$ 后为 $2433.6 \sim 4867.2\ \Omega \cdot \text{cm}^2$ 。而我们背结电池的并联电阻为 $77\ \Omega$ ，乘以面积 $4\ \text{cm}^2$ 后为 $308\ \Omega \cdot \text{cm}^2$ ，远小于传统电池的并联电阻值。因此将 PC1D 背结电池模型中的并联电阻依次调整为 $2500\ \Omega \cdot \text{cm}^2$ 、 $3500\ \Omega \cdot \text{cm}^2$ 以及 $4500\ \Omega \cdot \text{cm}^2$ ，并进行仿真，各电学特性随并联电阻变化的结果如图 5.10 所示。可以看到，开路电压随并联电阻的提升轻微上升（ $2.1\ \text{mV}$ ）。短路电流不随并联电阻上升而变化。填充因子则在并联电阻从 $308\ \Omega \cdot \text{cm}^2$ 升到 $2500\ \Omega \cdot \text{cm}^2$ 时上升很快，由 75.97% 提升到 80.6% ，之后继续提升并联电阻，填充因子基本保持不变。由并联电阻升高而导致电池效率的提升比为 6.54% 。仿真结果表明，若同时改变串并联电阻，最后填充因子上升到 80.6% ，效率值则提升到 14.25% 。

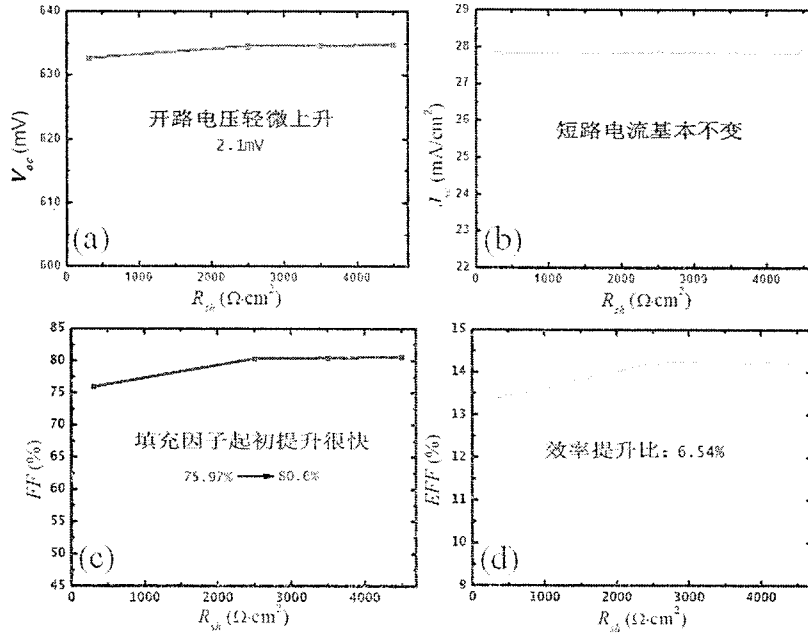


图 5.10 n 型背结太阳能电池随并联电阻升高各电学性能变化图

6.4.2 少子寿命与表面复合速率

当调整串联电阻与并联电阻后，填充因子已经上升到 80.6% ，不再是限制背结太阳能电池效率的因素。由于背结太阳能电池的发射结位于背表面，因此光生载流子需要扩散经过整个电池片厚度的距离才能被发射结吸收并分离。而低的少子寿命会增强光生载流子在体内的 SRH 复合，使得其不能到达发射结，从而降低了短路电流和开路电压。

我们在进行 n 型双面太阳能电池流片前, 对于衬底质量进行了测试, 对清洗过的衬底进行不同的钝化, 表 5.3 为测量结果。可以看到, 组 1 样品具有最高的有效载流子寿命, 采用 Al_2O_3 与 SiN_x 叠成钝化, 值为 $1926 \mu\text{s}$, 这说明衬底的少子寿命一定大于这个值。而组 3 相对于组 2 增加了一步高温氧化工艺, 之后将生成的氧化硅用 HF 去除, 而得到的有效载流子寿命远低于组 2 样品的值。所以, 氧化工艺可能导致了衬底少子寿命的降低。为了进一步的排除热氧化硅对其下方硅的影响 (如晶格排列), 组 4 在沉积 SiN_x 前使用 KOH 腐蚀了表层的硅原子, 有效载流子寿命反而进一步降低。这有可能是残余的 K 离子的影响, 并不能与组 3 进行对比。因此, 组 5 加入一步 SC-2 清洗去除硅表面金属离子, 其有效载流子寿命明显高于组 4, 接近组 3 的值。以上实验表明, 高温氧化工艺对衬底少子寿命造成了不可恢复的影响。

表 5.3: 衬底质量测试实验结果

样品组编号	钝化工艺	有效载流子寿命 (μs)
1	ALD 20 nm Al_2O_3 + SiN_x ¹	1926
2	SiN_x	1323
3	热氧化 ² + HF + SiN_x	193
4	热氧化 + HF + KOH + SiN_x	30
5	热氧化 + HF + KOH + SC-2 ³ + SiN_x	140

¹ 等离子体增强化学气相沉积 80 nm SiN_x 。

² 干氧气氛下; 950 °C; 10min

³ $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{DI water}=1:1:6$ (80 °C; 15 min) + 稀释 HF + 去离子水。

在 n 双面太阳能电池流片过程中, 具有硼扩散以及磷扩散等高温工艺, 而这些工艺中不恰当的控制会导致衬底少子寿命的严重降低。而在本次实验中, 经过 PC1D 拟合后的少子寿命为 $500 \mu\text{s}$ 。我们假定工艺控制非常理想, 整个工艺进程并未对衬底少子寿命造成影响。因此将模型中的少子寿命提升到 2 ms, 这个值保证少子在衬底中的扩散长度远大于电池片的厚度。之后, 进行模型仿真, 电池性能并非如预期大幅度提升, 如图 5.11 所示。图 (a) 为原始模型只改变衬底少子寿命的情况, 效率提升 0.4 %, 而图 (b) 则是在之前优化串并联电阻基础上继续提升衬底少子寿命的结果, 效率提升 0.525 %。此结果说明提升衬底少子寿命对背结太阳能电池效率提升较

小，但是随着效率的升高，衬底少子寿命的影响在增加。

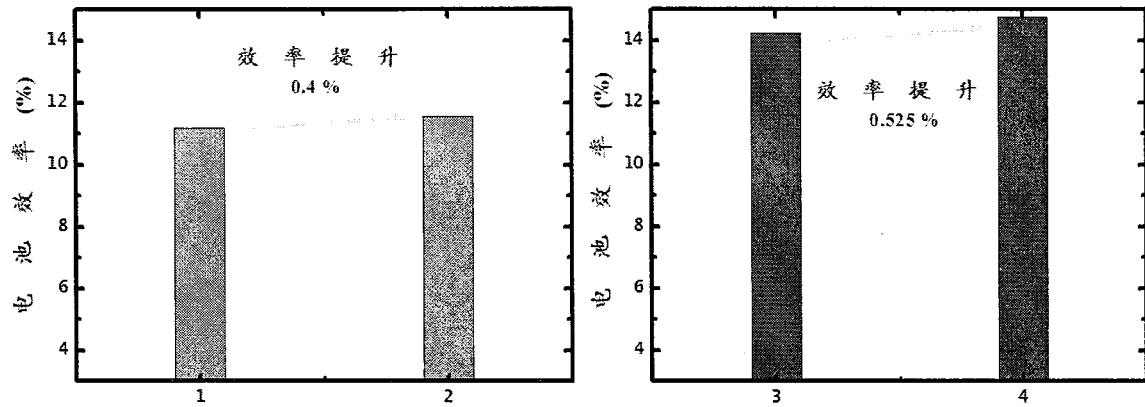


图 5.11 少子寿命提升对 n 型背结太阳能电池效率影响 (a) 模型只优化衬底少子寿命; (b) 模型在优化串并联电阻基础上优化衬底少子寿命

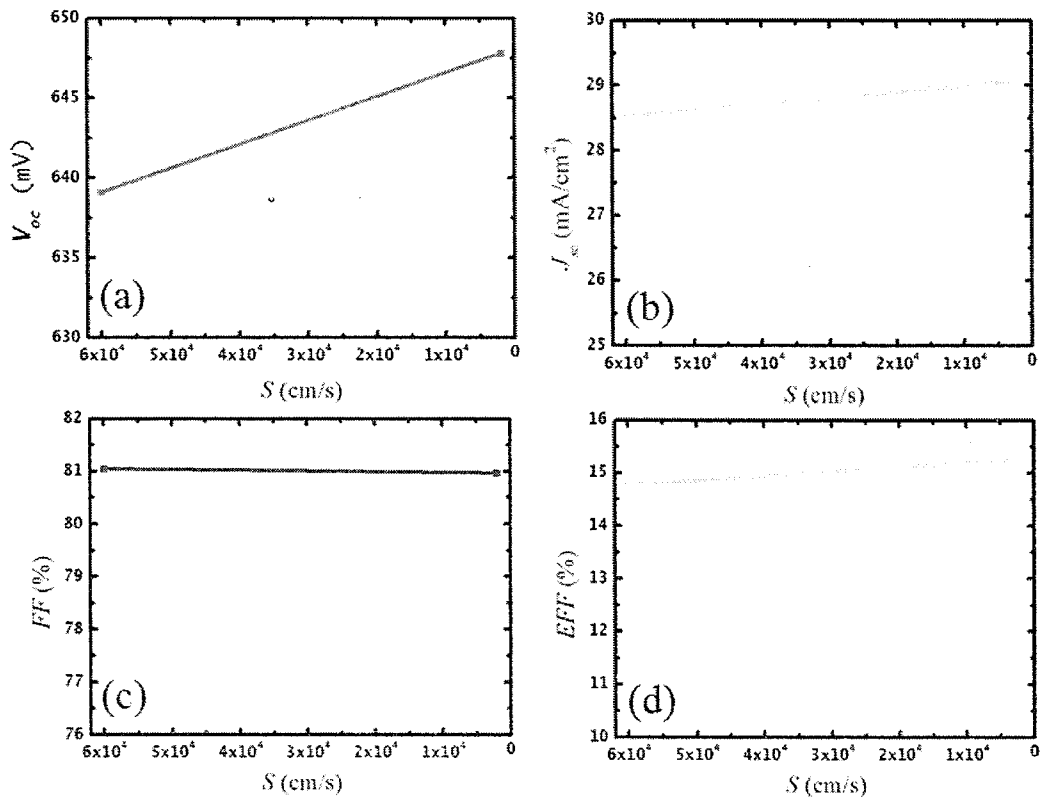


图 5.12 n 型背结太阳能电池随前表面复合速率降低各电学性能变化图

优化衬底少子寿命对 n 型背结太阳能电池性能改进很小，一种可能性很大的原因是前表面复合速率很大，大部分光生载流子在前表面就已经发生复合。因此，对 PC1D 模型中的前表面复合速率进行优化，假定前表面钝化很好，将钝化层覆盖区域的复合速率设为 10 cm/s，而对于金属电极接触，复合较大，设置为 40000 cm/s，

按面积加权平均（金属覆盖面积比约为 1/20）后得到前表面的复合速率约为 2000 cm/s。之后进行仿真，结果如图 5.12 所示。开路电压提升约 9 mV，短路电流提升 0.5 mA/cm²，填充因子略微下降，而电池效率仅从 14.775 % 轻微的提升到 15.25 %。这说明前表面复合速率不是限制目前背结太阳电池性能的主要因素。

5.4.3 前表面场掺杂

上节的结果证明前表面复合与衬底少子寿命均不是限制目前 n 型背结太阳电池的主要因素。而 PC1D 模型中未进行优化的仅有前表面场（FSF）掺杂与发射结掺杂，由于电池的开路电压正常，而短路电流较低，可以推断 FSF 的磷掺杂应为限制电池效率的主因。对于背结电池来说，FSF 的存在可以有效的抑制少数载流子在前表面的聚积，因此可以增强其向背面发射结的输运，提高电池的开路电压和短路电流。

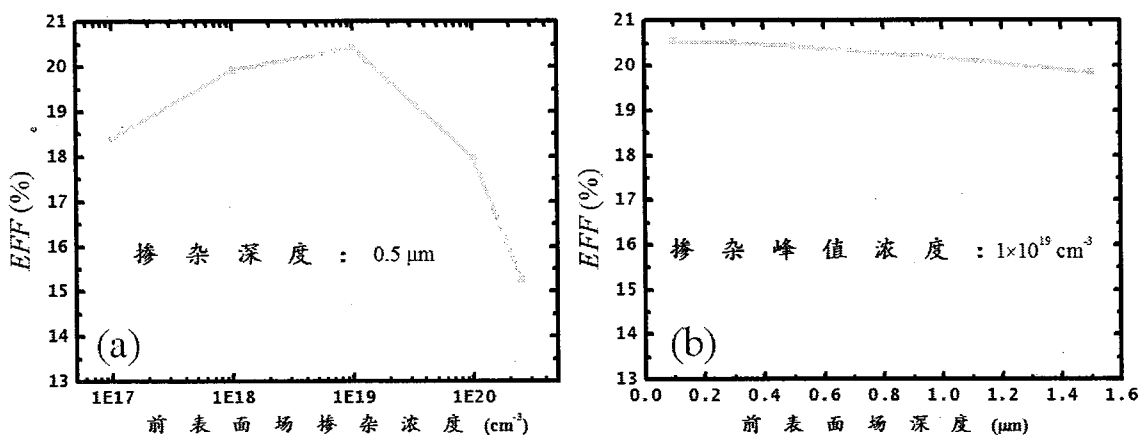


图 5.13 n 型背结太阳电池效率随前表面场掺杂变化 (a) 掺杂浓度; (b) 掺杂深度

我们在 PC1D 背结太阳电池模型中调整了 FSF 掺杂情况。首先计算了 FSF 的掺杂浓度对背结太阳电池效率的影响，假定 FSF 为余误差（Erfc）掺杂，掺杂深度固定为 0.5 μm。结果如图 5.13 (a)所示，可以看到，起初随着 FSF 掺杂浓度的提高，电池的效率显著提升。但是当掺杂浓度超过 $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 后，电池效率随着 FSF 掺杂浓度的提高而下降，这主要是由于高掺杂的 FSF 中自身高的复合降低了前表面少数载流子的数目。随后，我们模拟了 FSF 的掺杂深度对背结太阳电池效率的影响，将掺杂峰值浓度固定为优化值 $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ ，掺杂深度变化范围为 0.1 ~ 1.5 μm。仿真结果如图 5.13 (b)所示，可以看到，电池效率随掺杂深度的降低而上升，但变化不

大，只提升了 0.7 %。这个结果指导我们在优化 n 型背结太阳电池的 FSF 时，主要需要关注 FSF 的掺杂浓度，而掺杂深度只需控制在 $0.5\ \mu\text{m}$ 以下即可。

通过将 n 型背结太阳电池的 FSF 的掺杂峰值浓度优化到 $1 \times 10^{19}\ \text{cm}^{-3}$ 、掺杂深度优化到 $0.1\ \mu\text{m}$ ，使得电池效率由开始的 15.25 % 上升到了 20.55 %，效果十分显著。

5.4.4 小结

图 5.14 列出了 n 型背结太阳电池 PC1D 模型各步优化后电池效率值。其中从初始效率 11.175 % 开始，通过将串联电阻由 $4\ \Omega\cdot\text{cm}^2$ 降为 $0.4\ \Omega\cdot\text{cm}^2$ 后，电池效率上升到 13.375 %。将并联电阻由 $308\ \Omega\cdot\text{cm}^2$ 升为 $4500\ \Omega\cdot\text{cm}^2$ 后，电池效率上升到 14.25 %。随后将衬底的少子寿命由 $500\ \mu\text{s}$ 提升到 $2000\ \mu\text{s}$ ，电池效率变为 14.775 %。而将前表面复合降为 $2000\ \text{cm/s}$ 后，电池效率提升到 15.25 %。当将前表面场峰值掺杂浓度优化到 $1 \times 10^{19}\ \text{cm}^{-3}$ ，电池效率快速增长到 20.425 %。最后将前表面场掺杂深度由 $0.5\ \mu\text{m}$ 降为 $0.1\ \mu\text{m}$ ，使得 n 型背结太阳电池效率最终上升到 20.55 %。

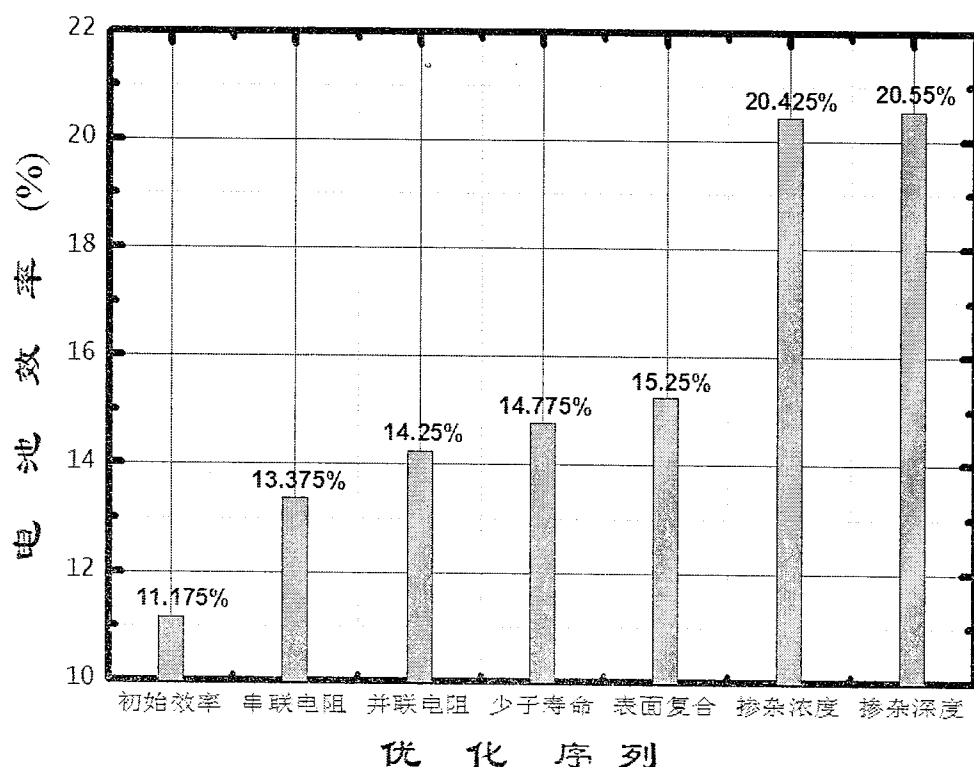


图 5.14 n 型背结太阳能电池 PC1D 模型效率优化过程

最后，我们将 n 型背结太阳电池 PC1D 模型优化的参数代入到 n 型前结太阳电池 PC1D 模型中，最终得到整个优化后 n 型双面太阳电池特性，结果列于表 5.4 中。

表 5.4: n 型双面太阳能电池 PC1D 模型仿真与实验测试的详细电学特性

编号	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF (%)	$Efficiency$ (%)
优化后前结电池仿真数据	37.275	687.6	80.96	20.75
优化后背结电池仿真数据	36.825	688.4	80.9	20.55

5.5 N 型双面太阳能电池工艺的优化

通过 5.4 节对于 n 型背结太阳模型的研究与优化,我们发现目前限制背结电池性能最主要的两个参数是串联电阻与前表面场掺杂浓度。因此,我们需要针对性的将双面电池工艺进行条件进行优化,提高电池的效率。

对于前表面场掺杂,根据背结太阳电池的仿真结构,最佳的掺杂峰值掺杂浓度为 $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 。通过调节磷扩散过程中 POCl_3 液态源的通入温度与时间,降低磷掺杂的峰值浓度。并进行 ECV 测试掺杂曲线,目前改进后磷扩散工艺的掺杂曲线如图 5.15 (a)所示。

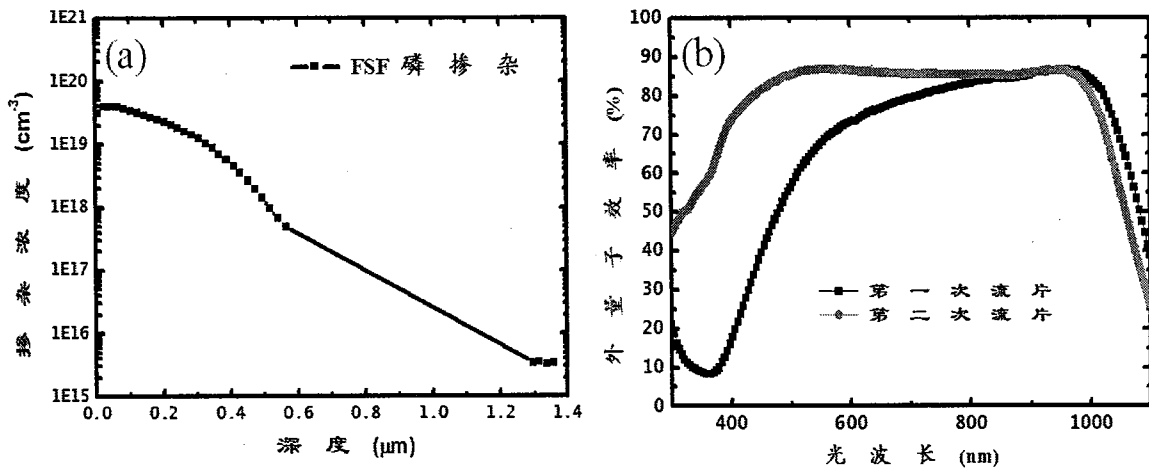


图 5.13 (a) 第二次流片工艺磷掺杂曲线; (b) 两次流片背结太阳能电池外量子效率对比

对于串联电阻来说,由于双面电池的结构除电极处的输运外均属于一维结构,因此,串联电阻主要来源为衬底体内的电阻以及衬底与金属电极的接触电阻。而我们目前选取的衬底电阻率为 $1 \sim 5 \text{ } \Omega \cdot \text{cm}$,以属于低阻范畴,而且更换衬底必然会带来其他不确定的因素。因此,对于串联电阻的优化主要集中在接触电阻的优化上,具体欧姆接触电阻优化过程将在第六章做详细叙述。经过优化后的金属电极与硼发射结的接触电阻为 $2.5 \times 10^{-5} \text{ } \Omega \cdot \text{cm}^2$,而金属电极与前表面场的接触电阻为 1.9×10^{-5}

$\Omega \cdot \text{cm}^2$ 。如此低的欧姆接触电阻将不会成为限制串联电阻的主要因素。

新批次的流片中采用了调整后的磷扩散工艺以及优化的金属电极工艺。经测试后电池性能列于表 5.5 中，变化趋势基本符合模型优化预测。两次流片背结电池外量子效率对比如图 5.15 (b)所示，改进前表面场磷掺杂工艺对于主要在前表面吸收的短波长光子量子效率有明显改进效果。

表 5.5: 优化后第二次流片 n 型双面太阳电池的详细电学特性

编号	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF (%)	$Efficiency$ (%)
第二次流片前结电池数据	35.5	649.3	79.3	18.28
第二次流片背结电池数据	32.7	646.7	76.8	16.24

5.6 本章小结

本章主要对 n 型双面太阳电池进行了研究。首先详细介绍整个双面太阳电池的流片工艺，包括粗刻、制绒、磷扩散、硼扩散、减反射膜、钝化膜沉积以及金属化过程。随后对双面太阳电池的前结特性与背结特性进行了多项测试，包括反射率测量、内外量子效率测试、ECV 掺杂曲线测试以及电流电压测试等。将部分测试结果导入到 PC1D 软件中对 n 型双面太阳电池进行模型建立工作，并通过调节衬底少子寿命与表面复合速率使得模型仿真结果与实验测试结果相吻合。在建立准确模型的基础上，针对背结太阳电池进行优化，包括串联电阻、并联电阻、衬底少子寿命、前表面复合速率以及前表面场峰值掺杂浓度与深度。结果证明对于 n 型背结太阳电池来说，主要影响性能参数是串联电阻与前表面场的峰值掺杂浓度。随后针对这两个参数进行工艺优化，并重新进行双面太阳电池流片，与模型仿真结果相似。最终背结电池测试效率为 16.24 %，前结电池测试效率达到 18.28 %。

6 N 型背结背接触太阳能电池研究

6.1 介绍

本章将对 n 型背结背接触太阳能电池进行研究。首先对整个电池的设计过程进行详细介绍,重点集中在电池背表面,需要结合工艺精度与电池性能综合考虑。随后,详细介绍了 n 型背结背接触太阳能电池的整体流片过程。大部分主要工艺已经在前文提及并进行优化,而本章将重点研究优化电极欧姆接触特性。最后,对完成的电池进行了详尽的测试,并对测试结果进行分析,需找电池设计与工艺中限制电池性能的主要原因,为进一步流片与性能提升提供指导。

6.2 N 型背结背接触太阳能电池设计

本章背结背接触太阳能电池结构如图 6.1 所示。衬底选用 n 型区熔(FZ)的双面抛光硅衬底,电阻率为标称 $1-3 \Omega\cdot\text{cm}$,实测约在 $1.8 \Omega\cdot\text{cm}$ 。完成整个流片后太阳能电池厚度为 $280 \mu\text{m}$ 。前表面采用随机金字塔绒面结构,并且有一层 n 型掺杂前表面场,掺杂浓度为 $2 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$,扩散深度达到 $1.3 \mu\text{m}$ 。

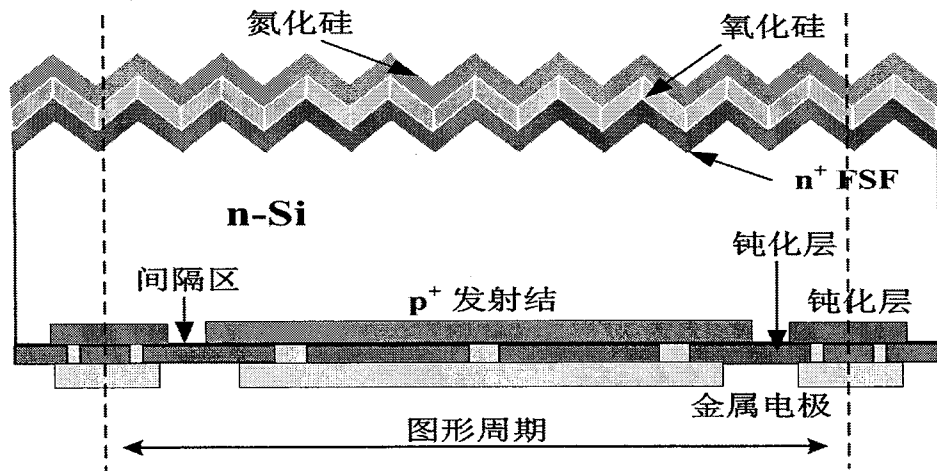


图 6.1 本文 n 型背结背结太阳能电池结构示意图

前表面场的设计在 n 型背结背接触太阳能电池设计中非常重要,因此在本论文多章节均对相关内容进行了介绍与研究。前表面场的存在可以降低一种载流子(本文为空穴)在硅衬底前表面的聚积,从而起到钝化的效果(5.4.3 节)。此外对于背结背接触太阳能电池,前表面场还可以促进多数载流子的横向传输,从而降低串联电阻

损失（7.4 节）。随后，通过在前表面生长一层薄的热氧化硅进一步提升钝化效果，最后在热氧化硅上沉积一层氮化硅作为减反射层。关于氧化硅/氮化硅叠成钝化的研究详见 4.4 节。

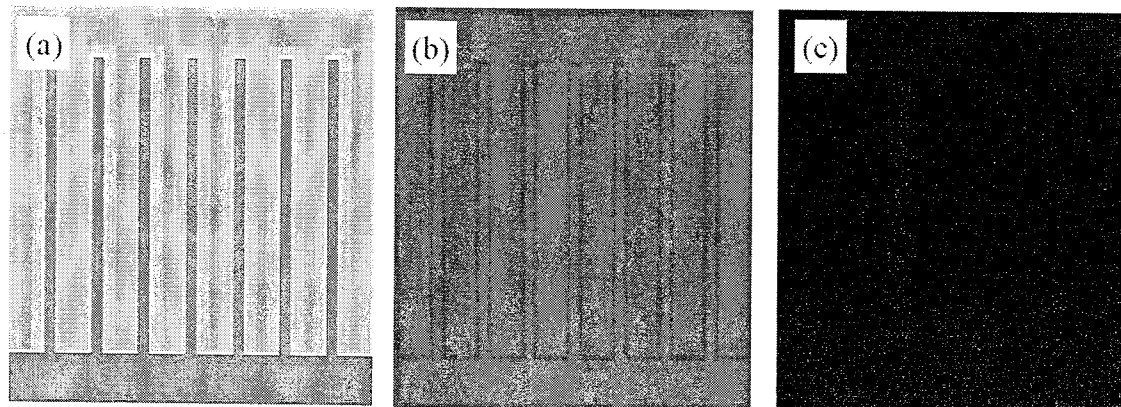


图 6.2 背结背接触太阳电池 (a) 背面版图图形 (b) 实际电池背表面 (c) 实际电池前表面

在 n 型背结背接触太阳电池的背表面需要形成叉指状的 p 型扩散层与 n 型扩散层。通过 p⁺发射结与 n⁺背表面场之间的 n 型低掺杂的硅衬底将这两部分进行隔离。同样，背表面的金属电极也采用叉指状的结构，如图 6.2 所示。背面钝化同样采用氧化硅/氮化硅的叠成钝化方式，由于氮化硅不需要考虑减反射问题，因此为了加强钝化隔离的效果，厚度增加为 200 nm。金属与扩散区的连接通过在钝化层进行线性开槽的方式实现。为了实现电池背表面的图形化，需要以下几步工艺：

- 1、形成后续图形工艺的对准标记，
- 2、形成 p⁺发射结图形区域，
- 3、形成 n⁺背表面场图形区域，
- 4、形成钝化介质层开槽图形，定义金属电极与硅掺杂的连接区域，
- 5、形成发射结金属电极图形区域，
- 6、形成背表面场电极图形区域。

其中，若发射结与背表面场采用同种金属电极，则可以将第 5 步与第 6 步图形化工艺合并成一步。在测量前，将按图 4.2 设计的尺寸划成 $2.5 \times 3 \text{ cm}^2$ 小电池片，其中激活区域为 $2 \times 2 \text{ cm}^2$ ，剩余区域在测量时不接收光照，且电极与掺杂区域并无实际连接，仅用来测量叉指状栅线收集到的电流。如此设计可以使得激活区域与电池的边缘间距达到 $250 \mu\text{m}$ ，这个距离可以有效的降低边缘复合损失的影响^[101]。

6.3 N型背结背接触太阳能电池工艺流程

背结背接触太阳能电池制作的第一步是选择衬底材料。首先衬底类型的选择,自1975年背结背接触太阳能电池概念被提出以来,无论是研究机构还是公司均选择n型区熔硅作为衬底材料,这主要由于n型硅相对于p型硅具有如下几个优势:

- 1、在光生载流子注入的情况下,硼掺杂的p型硅由于具有硼氧对导致少数载流子寿命急剧降低^[102, 103]。但是n型硅由于缺少硼杂质,因此没有光致衰减现象^[103]。
- 2、n型硅中的电子俘获截面远远大于空穴的俘获截面,这种强不对称性使得n型硅对大部分杂质具有很高的容忍度^[104],如对p型太阳能电池有很强损坏的Fe杂质^[105]。
- 3、由于以上提及的原因,使得n型硅的少数载流子寿命远远大于p型硅,一般在毫秒量级。而高少数载流子寿命是背结背接触太阳能电池高性能的基础,详细解释请参考2.3.1节。

其次是衬底电阻率的选择。高的电阻率会增加太阳电池的串联电阻,特别是对于工业化大图形尺寸的电池,多子的横向输运往往达到毫米量级,远大于通过整个电池厚度的纵向传输。而低电阻率的衬底会增加少子载流子在输运到发射结前的体内复合,降低电池特性。因此需要根据电池的结构设计对串联电阻与体内复合的增加做相应折中。根据McIntosh等人的文章以及二维模型仿真结果(详见第七章)^[58],衬底的电子率选择为 $1\sim 10\ \Omega\cdot\text{cm}$,根据四探针测量的实际电阻率约为 $5\ \Omega\cdot\text{cm}$ 。

完成衬底的选择后,将开始流片工艺形成图6.1的电池结构。为了制作高效率的太阳电池,整个工艺进程中需要进行严格的清洗。高温的扩散及氧化工艺均极易将表面的杂质注入到衬底内部,降低电池的少数载流子寿命。因此,在开始整个工艺前以及每步高温工艺前,均需要进行RCA清洗。首先用 $128\ ^\circ\text{C}$ 的浓硫酸与双氧水的混合液去除硅片表面的重有机沾污与部分金属杂质。随后,用稀释的氢氟酸溶液去除硅表面生成的自然氧化层,与此同时,附着在氧化层上的金属将被溶解到清洗液中。之后,将氨水、双氧水以及去离子水的混合液加热到 $80\ ^\circ\text{C}$,将硅衬底放入此溶液中约20分钟。由于硅片表面的自然氧化层与硅片表面的硅被氨水腐蚀,因此附着在硅片表面的颗粒便落入清洗液中,从而达到去除粒子的目的。在氨水腐蚀硅片表面的同时,双氧水又在氧化硅片表面形成新的氧化膜,需要通过稀释的氢氟酸

去除。最后，将盐酸、双氧水以及去离子水的混合液加热到 80 °C，将硅衬底放入此溶液中约 20 分钟，用于去除硅片表面的钠、铁、镁等金属沾污。同样需要使用稀释的氢氟酸去除氧化层，并使用大量的去离子水对样品进行冲洗。

在流片过程中，需要进行多次的热氧化工艺。氧化硅在背结背接触太阳能电池流片中有两个作用。热氧化硅第一个作用是作为掩膜层阻挡局部区域在扩散时不进行掺杂。主要在发射结、背表面场以及前表面场形成时结合光刻与腐蚀工艺实现掩膜功能，本文掩膜氧化工艺的温度为 1000 °C，氧化时间为 532 分钟，通过椭偏测量的氧化厚度约为 235 nm。与之相应的腐蚀工艺是采用 BOE 溶液腐蚀 10 分钟。热氧化硅另一个作用是作为钝化层降低硅表面的复合速率，详细讨论请参照 4.4 节。本文钝化氧化工艺的温度为 850 °C，氧化时间为 40 分钟，通过椭偏测量的氧化厚度约为 10 nm。在前表面需要结合等离子体化学气相沉积的 70 nm 氮化硅产生减反射效果，并提升钝化质量。

除减反射膜外，n 型背结背接触太阳能电池需要形成绒面结构，增加光在前表面的入射次数，制绒工艺请参考 5.2 节。此外，与前表面不同，n 型背结背接触太阳能电池背表面的钝化采用原子层沉积的三氧化二铝与等离子体化学气相沉积的氮化硅叠成钝化结构。详细工艺参数与机理请参考 5.2 节与 4.4 节。

在 n 型背结背接触太阳能电池流片过程中，一共需要进行三次掺杂过程，均使用管式炉扩散形成：

- 1、使用液态 BBr_3 扩散形成硼发射结，
- 2、使用液态 POCl_3 扩散形成背表面场，
- 3、使用液态 POCl_3 扩散形成前表面场。

在硼扩散中，容易形成富硼层。富硼层与 Si 之间存在应力不匹配的问题，在降温取片时，应力差导致硅内产生晶格缺陷。该缺陷层的存在使复合大为增加，严重的缺陷甚至可能延伸进入衬底内部导致衬底少子寿命的降低。富硼层可以采用原位氧化、扩散后低温氧化或者化学腐蚀法进行去除。富硼层具有良好的吸杂效果，如果采用原位氧化法去除富硼层，那么富硼层的吸杂效果就无法体现。而扩散后低温氧化则会使得被富硼层吸收的杂质随着氧化中富硼层的消失重新进入衬底内部。因此采用化学腐蚀法在去除富硼层的同时保持富硼层的吸杂效果。

n 型背结背接触太阳电池的发射结与背表面场在背表面呈现叉指状结构, 如图 6.1 显示。因此, 需要掩膜层与图形化工艺。如前文介绍, 采用热氧化硅作为掩膜层, 而氧化硅的图形化则采用光刻结合腐蚀工艺。图 6.3 为发射结与背表面场形成过程。首先在将硅衬底通过热氧化形成一层氧化硅。随后, 使用旋涂的方式在氧化硅层上形成均匀的光刻胶。光刻胶经紫外光照射后, 正性胶在显影液中的溶液度增强, 因此曝光区域的光刻胶在显影后去除, 将氧化硅裸露出来。露出的氧化硅在 BOE 溶液去除, 而光刻胶可以阻挡其下方的氧化硅被腐蚀, 此步之后, 使用丙酮去除光刻胶。最后, 将硅衬底放入管式扩散炉中完成发射结或者背表面场扩散。

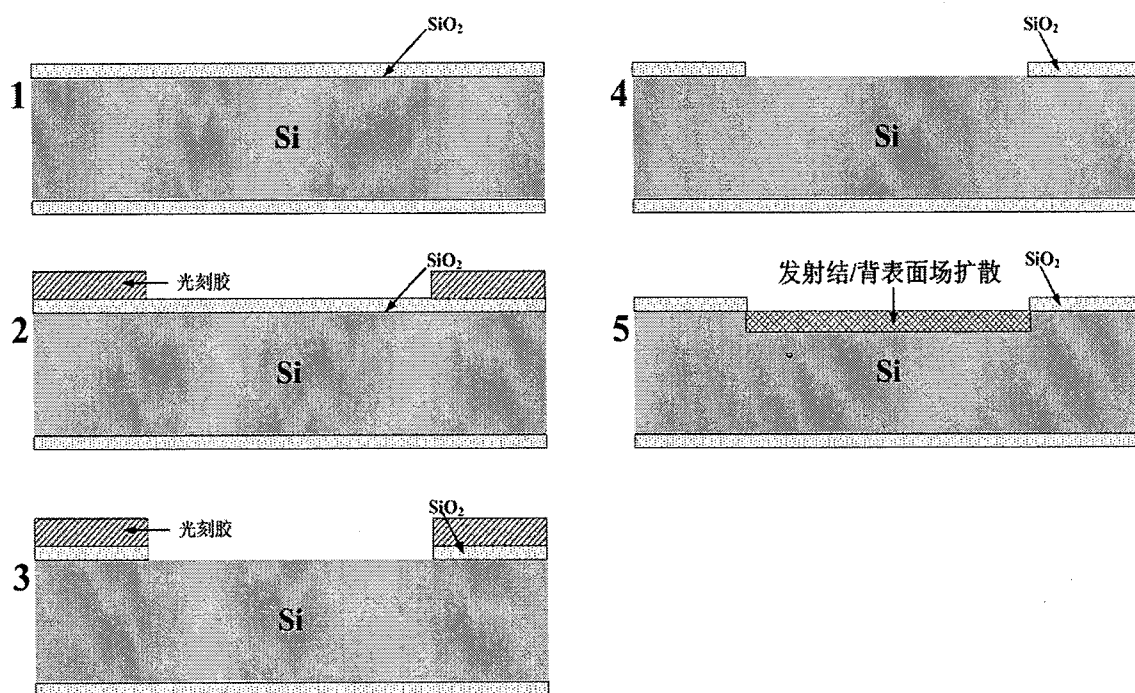


图 6.3 发射结/背表面场形成工艺步骤

前表面场形成相对简单一些, 不需要形成图形化区域, 如图 6.4 所示。首先, 需要经过热氧化工艺形成双面氧化硅。随后, 在背面旋涂光刻胶, 烘干后形成保护层。在 BOE 溶液中去掉前表面的氧化硅层, 并使用丙酮去除光刻胶。最后, 将硅衬底放入管式扩散炉中完成前表面场扩散。

在形成整体结构后, n 型背结背接触太阳电池需要金属电极将光生载流子导出到外电路中应用。为了将金属电极与发射结掺杂、背表面场掺杂连接, 需要在背面钝化膜进行开槽。半导体表面直接与金属连接具有很大的表面复合速率。因此, 不能将整个扩散区域与金属电极连接, 大的复合将限制电池的性能。关于发射结金属覆

盖比例对 n 型背结背接触太阳能电池的影响将在下节进行详细论述。本文中发射结上面的钝化层开槽为发射结面积的 24.2%，背表面场上面的钝化层开槽为背表面场面积的 20%。而为了减少金属中的电阻损失，钝化层上面金属覆盖面积很大，保证发射结电极与背表面场电极不会短接即可，如图 6.1 与图 6.2 所示。最后，在 FGA 气氛中进行 400 °C 后退火形成欧姆接触，并增强钝化特性（详见 4.4 节）。

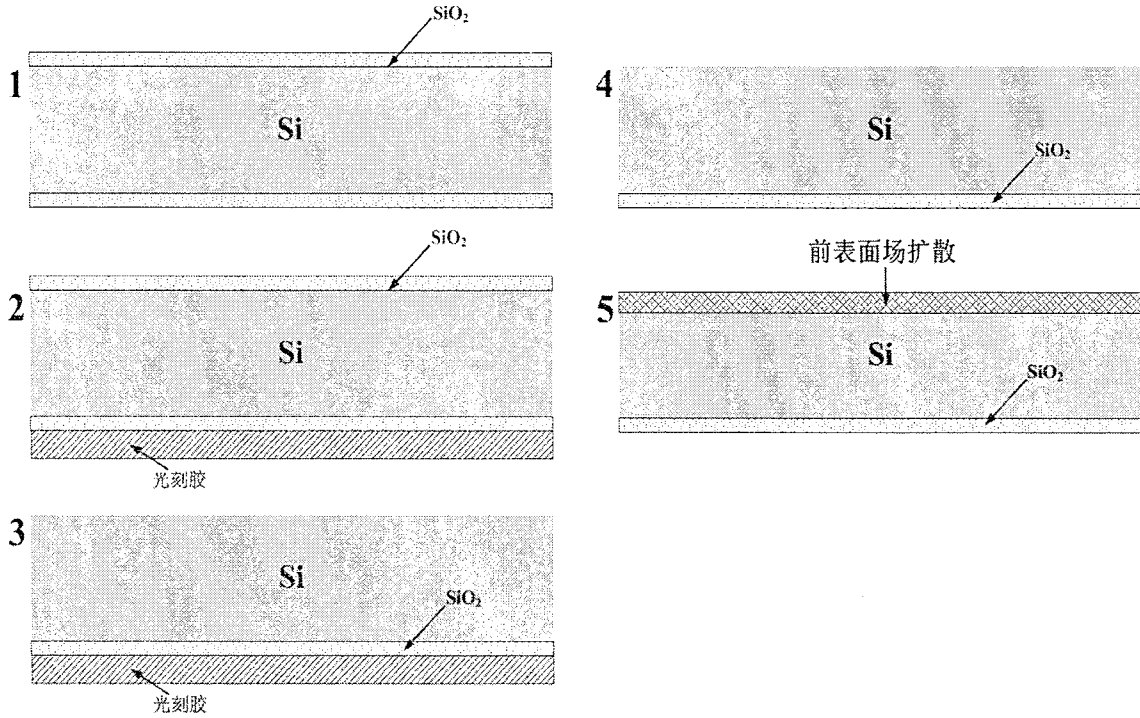


图 6.4 前表面场形成工艺步骤

6.4 发射结金属覆盖率与欧姆接触研究

6.4.1 发射结金属覆盖率的研究

使用 PC2D 软件结合 PC1D 软件对 n 型背结背接触太阳能电池进行了模拟，研究了发射结金属覆盖面积对于电池各项基本特性的影响。电池的结构示意图如图 6.5 所示。在图 6.5 中列举了背结背接触太阳能电池中一些关键的技术参数名称。表面复合电流密度的计算 J_{01} 参考了 Basore 等人的方法^[80]，在 PC1D 中进行计算。在模拟中固定的参数如下：半周期长度 1 mm，其中背表面场占 10%，间隙占 30%，发射结占 60%。在背结背接触太阳能电池中，发射结表面包括两个部分，金属电极区域和钝化区域。电池在金属电极区域的 J_{01} 为 1120 fA/cm² (J_{01} 等同于前文的 J_{oe})，在钝

化区域的 J_{01} 为 79 fA/cm^2 。背表面场的金属覆盖区域和钝化区域各占 50 %。对于 PC2D 中的内部反射, 金属覆盖区域为 70 %, 而钝化区域为 90 %。在模拟中, 发射结中的金属覆盖比率从 8.33 %变化到 100 %, 研究此变化对于背结背接触太阳电池性能的影响。

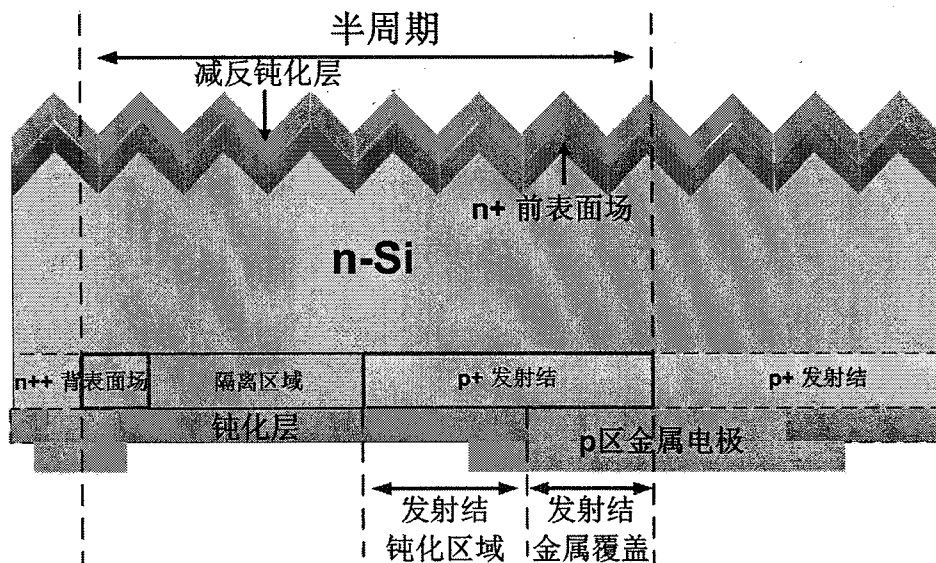


图 6.5 PC2D 仿真 n 型背结背接触太阳电池结构示意图

图 6.6 描述了短路电流 (J_{sc})、开路电压 (V_{oc})、填充因子 (FF) 以及效率随发射结金属覆盖率 (p-MCR) 的变化的规律。其中 p-MCR 从 8.33 %变化到 100 %, 接触电阻 (R_c) 固定为 $0.08 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 。在 R_c 固定的情况下, PC2D 中的附加电阻 R_s 与金属的接触面积成反比。从图 6.6 中可以看出, 随着 p-MCR 的增加, V_{oc} 从 668 mV 下降到 633 mV, 但 FF 却从 77.7 %增长到 81.4 %, J_{sc} 仅从 40.015 mA/cm^2 变化到 39.446 mA/cm^2 。而背结背接触太阳电池效率起初随着 p-MCR 的增加而增加, 但当 p-MCR 超过 25 %之后, 效率由于钝化面积的降低而呈现下降趋势。

为了说明这一现象, 可以通过公式 6.1 与公式 6.2 进行阐述。相比于 FF , FF_0 变化很小, 从 83.5 %变到 84.2 %。因此假定 FF_0 为常数。并且在模拟中, 设定并联电阻 (R_{sh}) 为无穷大。

$$V_{oc} = \frac{nkT}{q} \ln\left(\frac{I_L}{I_0} + 1\right) \quad 6.1$$

$$FF = FF_0 \left(1 - \frac{R_s I_{sc}}{V_{oc}}\right) \quad 6.2$$

通过公式 6.1, 当 p-MCR 增加时, 钝化面积下降了, 导致表面复合的增加, 从而增加了饱和电流 (I_0), 最终导致 V_{oc} 下降。公式 6.2 说明 FF 是 R_s 、 I_{sc} 、 V_{oc} 的函数。但是相比于 R_s 的变化, I_{sc} 和 V_{oc} 对 FF 的影响可以忽略。随着 p-MCR 增加, R_s 等比例的降低, 从而导致了 FF 上升。从模拟结果中可以看出, V_{oc} 受金属覆盖面积的影响, FF 受钝化面积的影响。因此随着 p-MCR 的增加, V_{oc} 与 FF 变化的相互抑制, 最终决定了效率。

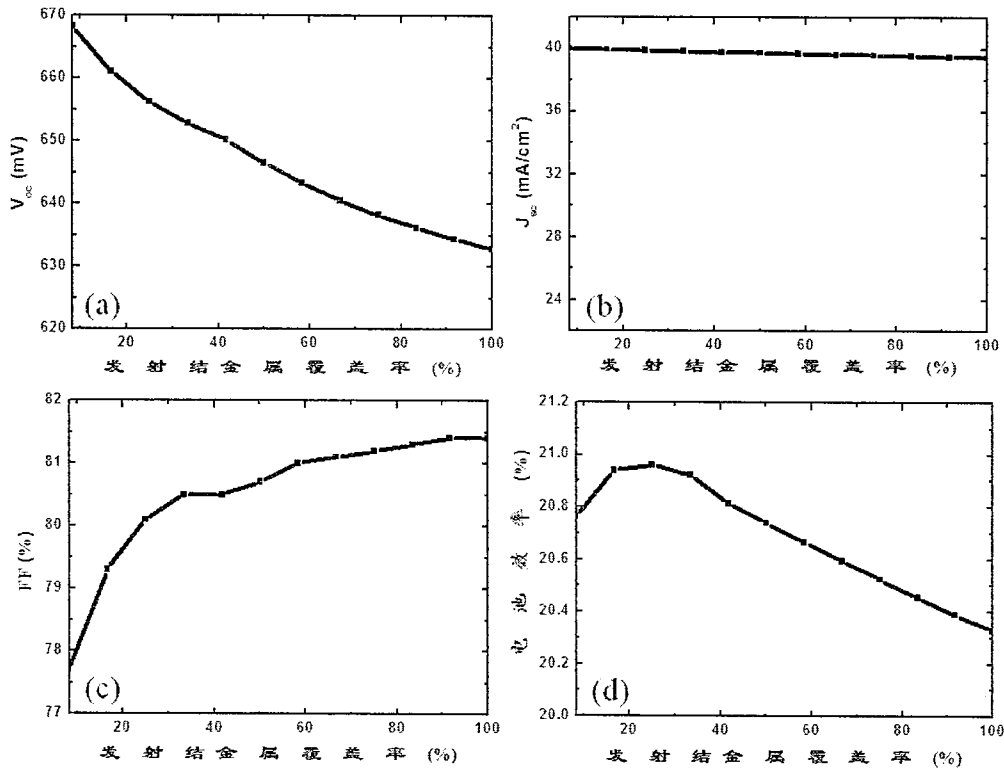


图 6.5 R_c 为 $0.08 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 时, 电池性能随发射结金属覆盖率的变化 (a) 开路电压; (b) 短路电流; (c) 填充因子; (d) 电池效率

图 6.6 显示了电池效率在不同 R_c 的情况下随 p-MCR 的变化规律。当 R_c 为 $0.32 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 时, 效率随着 p-MCR 的增加从 17.1 % 增加到 19.8 %, 增幅为 2.7 %。然而, 当 R_c 为 $0.04 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 时, 效率随 p-MCR 的增加而降低。当 R_c 为 $0.16 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 和 $0.08 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 时, 效率随 p-MCR 的变化在中间有一个峰值。另外, 从图 6.6 中可以看出, 对于相同的 p-MCR 值, 如 8.33 %, 当 R_c 从 $0.32 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 降到 $0.04 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 时, 效率从 17.1 % 升到 21.3 %。

进一步模拟发现, V_{oc} 与 FF 随 p-MCR 的变化呈现不一样的规律。图 6.7 描述了在不同 R_c 下 V_{oc} 与 FF 对 p-MCR 的依赖关系。从图中可以看出, V_{oc} 的变化独立于

R_c , 只受 p-MCR 的影响。对于 FF , 当 R_c 降低时, FF 随 p-MCR 的增加变得不明显。如当 R_c 为 $0.32 \Omega \cdot \text{cm}^2$, FF 随 p-MCR 的变化率为 14 %, 但当 R_c 为 $0.04 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 时, FF 的变化率仅有 2 %。因此, 可以得出这样结论, 对于 p-MCR 的变化, 当 R_c 较小时, V_{oc} 对效率的影响占主要部分, 这会导致效率随 p-MCR 的增加而下降; 当 R_c 较大时, FF 对效率的影响占主要部分, 这会导致效率随 p-MCR 的增加而上升。可以推断出, 对于某一范围的 R_c , V_{oc} 和 FF 将共同影响最终效率。如当 R_c 为 $0.08 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 和 $0.16 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 时, 最高的电池效率效率分别出现在 p-MCR 为 25 % 和 33 %。因此, p-MCR 对背结背接触太阳能电池效率的影响方式主要取决于 R_c 的具体值。

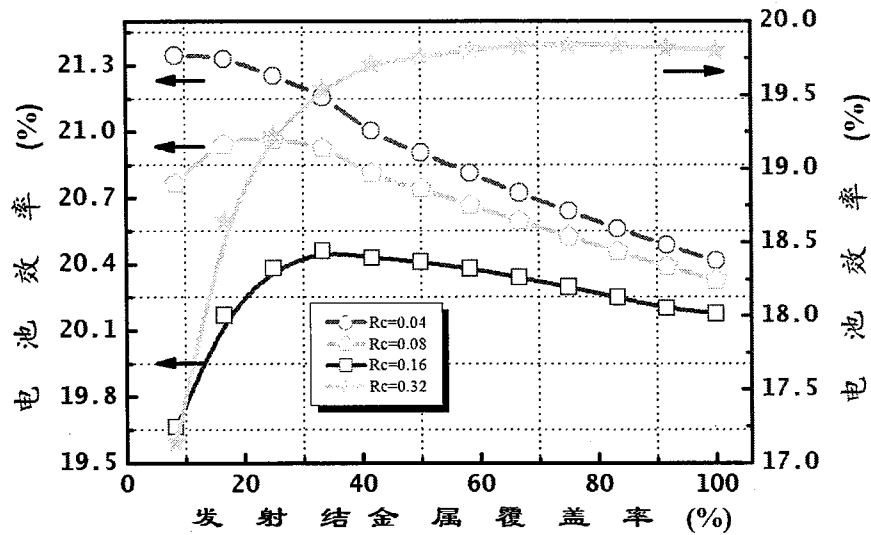


图 6.6 R_c 为 $0.02 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 、 $0.08 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 、 $0.16 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 和 $0.32 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 时, 电池的效率随发射结金属覆盖率的变化。

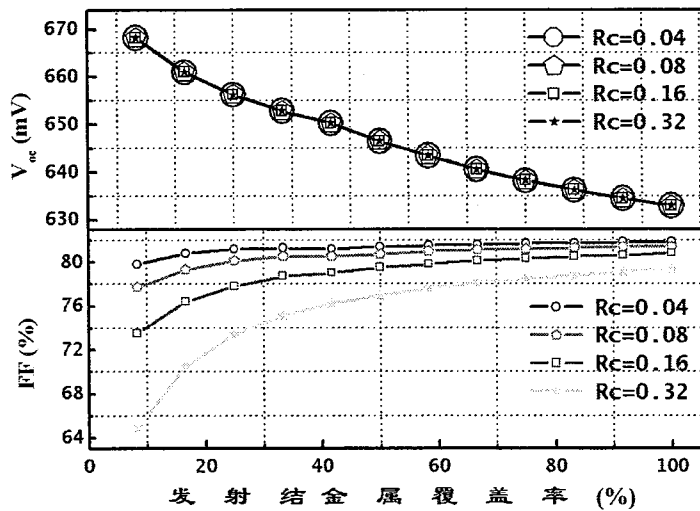


图 6.7 R_c 为 $0.02 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 、 $0.08 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 、 $0.16 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 和 $0.32 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 时, 电池开路电压和填充因子随发射结金属覆盖率的变化。

6.4.2 欧姆接触研究

本节主要研究背结背接触太阳电池背表面金属电极欧姆接触问题。由于电池背面的 p^+ 发射结区域与 n^+ 背表面场区域均需同金属电极接触，因此在金属选择及退火工艺需要针对这两部分的掺杂特性分开进行研究与优化。

$$V(x) = \frac{I\sqrt{R_{sh}\rho_c}}{Z} \frac{\cosh[(L-x)/L_T]}{\sinh(L/L_T)} \quad 6.3$$

$$L_T = \sqrt{\rho_c/R_{sh}} \quad 6.4$$

根据上节的研究表明，发射结金属覆盖率的优化值需要根据金属的接触电阻值进行变化。而欧姆接触电阻率也是衡量金属与半导体接触特性的重要指标，可以使用传输线模型理论（TLM）进行测试与提取。如图 6.8 所示，其中图 (a) 为测试图形的俯视图，需要在掺杂衬底上选择性的腐蚀台面（即图中外围的方框）作为电学测试区域，而图中黑色区域为金属接触区域。其中 Z 为金属电极的长度， L 为金属电极的宽度， W 为台面的宽度， W 与 Z 的差值 δ 的存在会引起模型的不准确，因此在工艺允许的条件下期望 δ 越小越好。图 6.8 (b) 为电流流动示意图，假定电极边缘位置 $x=0$ ，此处的电压 $V(x=0)$ 为最大值。根据 TLM 理论， $V(x)$ 随着 x 的增加呈现指数衰减，具体关系如公式 6.3。当电压衰减到最大电压值的 $1/e$ 时，定义此时 x 值为传输长度 L_T 。

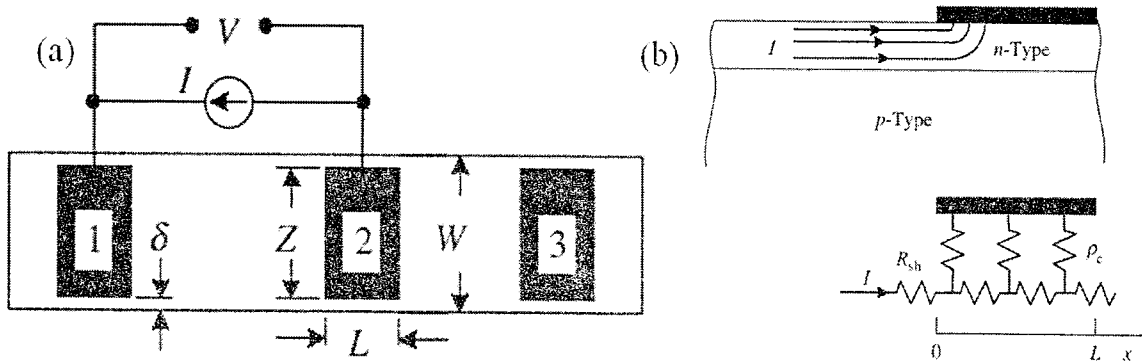


图 6.8 (a) TLM 欧姆接触测试图形；(b) TLM 测试原理示意图

当 $x=0$ 时，测量接触电阻值 R_c 可以根据公式 6.5 计算：

$$R_c = \frac{V}{I} = \frac{\sqrt{R_{sh}\rho_c}}{Z} \coth\left(\frac{L}{L_T}\right) = \frac{\rho_c}{L_T Z} \coth\left(\frac{L}{L_T}\right) \quad 6.5$$

$$R_c \approx \frac{\rho_c}{LZ} \quad \text{当 } L \leq 0.5L_T$$

$$R_c \approx \frac{\rho_c}{L_T Z} \quad \text{当 } L \geq 0.5L_T$$

当采用图 6.8 (a)测试图形可以得到多组测量电阻值 R_T 的以及对应的间距值 d 。将 R_T 与 d 多组值进行线性拟合，直线可以用公式 6.6 来表达。结合公式 6.4 与 6.5 后，得到公式 6.7。根据直线的斜率可以计算出 R_{sh} ，根据直线的 x 轴截距可以计算出 L_T ，最后根据公式 6.4 计算接触电阻率 ρ_c 。

$$R_T = \frac{R_{sh}d}{Z} + 2R_c \quad 6.6$$

$$R_T \approx \frac{R_{sh}}{Z} (d + 2L_T) \quad 6.7$$

除 TLM 方法测量欧姆接触电阻外，另一种改进的方法为 CTLM 测试图形，如图 6.9 所示。CTLM 不需要像 TLM 方法一样制作台阶，降低了工艺的复杂性，而且消除了 δ 引起的误差，测试结果更加精确。CTLM 测试圆环内外的电流与电压值，可以得到多组测量 R_T 电阻值以及对应 $\ln(1 + d/L)$ 。线性拟合后的直线可以用公式 6.8 来表达，根据直线的斜率可以计算出 R_{sh} ，根据直线的 x 轴截距可以计算出 L_T ，最后根据公式 6.4 计算接触电阻率 ρ_c 。

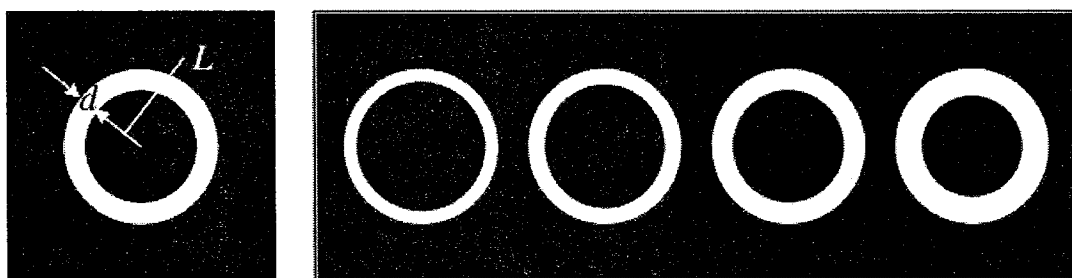


图 6.9 CTLM 欧姆接触测试图形；

$$R_T = \frac{R_{sh}}{2\pi} \left[\frac{L_T}{L} + \frac{L_T}{L+d} + \ln \left(1 + \frac{d}{L} \right) \right] \quad 6.8$$

我们先采用 TLM 方法测试了发射结与电极间的欧姆接触电阻率,其中采用 $1 \mu\text{m}$ 的电子束蒸发铝作为发射结的电极。随后,在 5 %氢气与 95 %氮气的混合气中进行退火。使用四探针方法测量电压电流值,计算欧姆接触电阻率。退火条件与对应的欧姆接触电阻率列于表 6.1 中。可以看到,最好的接触特性是在 480°C 下退火 15 s 得到的,欧姆接触电阻率值为 $1.9 \times 10^{-5} \Omega\cdot\text{cm}^2$ 。对于背表面场采用同样的方法进行测量,与发射结不同,背表面场的金属为电子束蒸发的 Ti/Pt/Ag,厚度分别为 50 nm、50 nm 以及 200 nm。不同的退火条件以及对应的欧姆接触电阻率列于表 6.2 中。最好的接触特性是在 400°C 下退火 20 min 得到的,欧姆接触电阻率值为 $2 \times 10^{-5} \Omega\cdot\text{cm}^2$ 。

表 6.1: p 型发射结与金属 Al 的欧姆接触特性

退火条件	650 °C 15 s	600 °C 15 s	550 °C 15 s	480 °C 15 s
比欧姆接触电阻率 ($\Omega\cdot\text{cm}^2$)	7.45×10^{-5}	4.38×10^{-5}	2.75×10^{-5}	1.9×10^{-5}

表 6.2: n 型背表面场与金属 Ti/Pt/Ag 的欧姆接触特性

退火条件	500 °C 20 min	400 °C 20 min	300 °C 20 min
比欧姆接触电阻率 ($\Omega\cdot\text{cm}^2$)	4.8×10^{-5}	1.99×10^{-5}	2.49×10^{-5}

发射结金属与背表面场金属退火条件并不相同,因此需要先完成发射结金属退火后,再进行背表面场金属退火。如果发射结与背表面场采用同种金属,则电池流片过程中将减少一步图形化工艺以及金属蒸发工艺。因此,我们采用金属铝进行实验,铝的厚度为 $1 \mu\text{m}$ 。同时采用 TLM 与 CTLM 两种方法进行测试对比。TLM 测试结果列于表 6.3 中,CTLM 测试结果列于表 6.4 中。其中 p 代表发射结的金属欧姆接触特性,n 代表背表面场欧姆金属接触特性。对比结果可以看出,两种方法测试结果趋势一致,但 TLM 测试值明显低于 CTLM 测试值。根据 CTLM 测试结果,在 400°C 下退火 30 min,发射结与背表面场接触特性同时达到优化,其中发射结欧姆接触电阻率为 $2.03 \times 10^{-5} \Omega\cdot\text{cm}^2$,背表面场欧姆接触电阻率为 $3.63 \times 10^{-5} \Omega\cdot\text{cm}^2$ 。虽然与 Ti/Pt/Ag 金属测试结果相比,背表面场与铝接触特性略差,但在一个数量级内。

表 6.3: 发射结/背表面场与金属 Al 的欧姆接触特性 TLM 测试结果

退火条件	不退火	400 °C 5 min	400 °C 15 min	400 °C 20 min	400 °C 30 min
P ($\Omega\cdot\text{cm}^2$)	NA*	4.05×10^{-6}	8.27×10^{-6}	8.99×10^{-6}	5.29×10^{-6}
N ($\Omega\cdot\text{cm}^2$)	NA	NA	3.16×10^{-5}	2.59×10^{-5}	1.24×10^{-5}

*NA 代表无欧姆接触特性

表 6.4: 发射结/背表面场与金属 Al 的欧姆接触特性 CTLM 测试结果

退火条件	不退火	400 °C 5 min	400 °C 15 min	400 °C 20 min	400 °C 30 min
P ($\Omega\cdot\text{cm}^2$)	NA*	1.76×10^{-5}	2.36×10^{-5}	2.39×10^{-5}	2.03×10^{-5}
N ($\Omega\cdot\text{cm}^2$)	NA	NA	7.48×10^{-5}	5.62×10^{-5}	3.63×10^{-5}

*NA 代表无欧姆接触特性

发射结与背表面场与金属铝的欧姆接触电阻率在 $10^{-5} \Omega\cdot\text{cm}^2$ 量级, 需要验证这个值是否满足背结背接触太阳电池的要求。优化金属欧姆接触特性的目的是降低这部分引起的功率损失, 而太阳电池中最大的功率损失为横向输运引起的。因此, 以电子输运(电子电流)为例, 若欧姆接触引起的功率损失远小于输运引起功率损失, 即证明此欧姆接触满足电池要求。

图 6.10 为背结背接触太阳电池背面俯视图与截面图。其中标注了计算所需要的各项参数。其中 gap 为发射结与背表面场之间的距离, b 为电极的长度, W 为电池的厚度, l 为 n 电极的宽度, ρ 为衬底的电阻率。

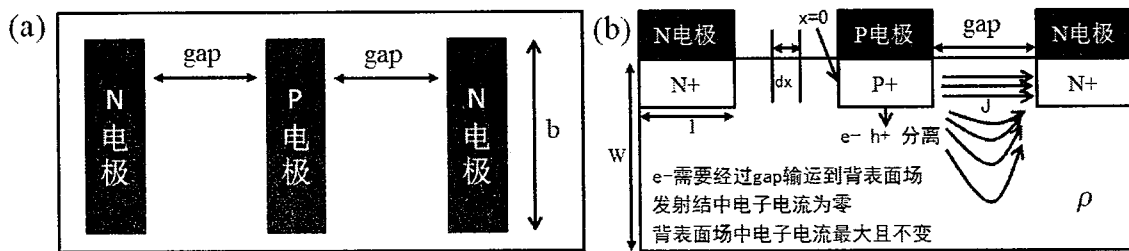


图 6.10 背结背接触太阳电池 (a) 背面俯视图; (b) 截面图

首先计算电子电流横向输运引起的功率损失 P_l 。假定电子在发射结边缘 ($x=0$) 处开始横向输运, 此时电子电流为零, 而在背表面场边缘 ($x=gap$), 电子电流达到最大 I_{max} 。其中电子电流 I_x 可以表达为公式 6.9, 其中 J 为电子电流密度。而输运过程中的电阻 R 可以根据体电阻率计算, 最后得到 P_l 的计算公式 6.10。

$$I_x = Jbx \quad 6.9$$

$$P_1 = \int I_x^2 dR = \int_0^{gap} (Jbx)^2 \left(\rho \frac{dx}{Wb} \right) = \frac{J^2 b \rho (gap)^3}{3W} \quad 6.10$$

随后计算电子电流接触电阻损失 P_2 。在 n 型电极处，电子电流为 I_{max} ，电阻值根据接触电阻率进行计算。可以采用公式 6.11 计算 P_2 。将公式 6.10 除以公式 6.11 得到 P_1 与 P_2 的比值公式 6.12。

$$P_2 = I_{max}^2 R = J^2 gap^2 b^2 \frac{R_c}{lb} = \frac{J^2 gap^2 b R_c}{l} \quad 6.11$$

$$\frac{P_1}{P_2} = \frac{(gap)\rho l}{3WR_c} \quad 6.12$$

根据 n 型背结背接触太阳电池实际参数，gap 为 50 μm ，电阻率 ρ 为 5 $\Omega\cdot\text{cm}^2$ ，背表面电极接触宽度 l 为 100 μm ，电池的厚度 W 为 280 μm 。结合公式 6.12 进行计算，证明当接触电阻 R_c 远小于 $2.98 \times 10^{-3} \Omega\cdot\text{cm}^2$ ，即可保证接触电阻损失远小于其他功率损失机制，这时金属接触特性满足要求。同理根据空穴电流推算发射结金属欧姆电阻率的要求。根据计算，采用金属铝同时作为发射结与背表面场电极完全可以满足背结背接触太阳电池设计要求。因此，流片的最后，采用电子束蒸发 1 μm 金属铝同时作为 p^+ 发射结与 n^+ 背表面场的电极。

6.5 N 型背结背接触太阳电池结果

完成背结背接触太阳电池流片后，在 AM1.5 光照下进行电流电压测试。由于电极均在一面，常规的测试探针台无法进行测量。为此我们专门针对背接触太阳电池制作了夹具，夹具中心采用整体波长透光率约 95 % 的玻璃，将电池的前表面紧贴夹具，在背表面连接探针后翻转即可进行测试。图 6.11 为背结背接触太阳电池测试照片。

测试曲线如图 6.12 所示。其中图 (a) 为样品进行不同条件退火后的 I-V 曲线图，退火条件详见表 6.5。可以看出，如果样品不进行退火，电极无法形成欧姆接触，太阳电池无光二极管效应。随着退火时间与温度的增加，I-V 曲线逐渐变化，电池性

能开始出现并逐渐改善，当在 425 °C 退火 30 min 后，电池性能达到最佳，此时的 I-V 曲线以及电池的各项性能如图 6.12 (b)所示，效率达到 18.2 %。

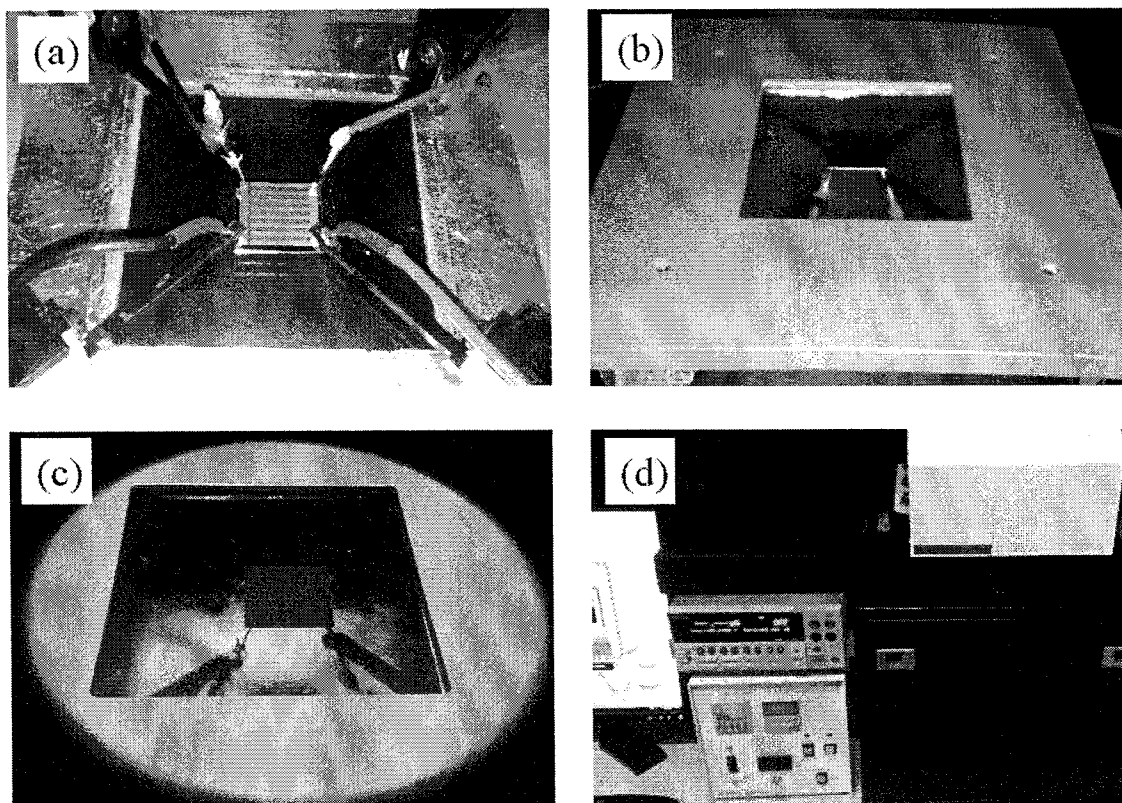


图 6.11 背结背接触太阳能电池测试照片 (a) 电极处连接探针；(b) 测试时正面朝向光源；(c) 光照测试；(d) 实际测试时需保证封闭空间以避免外界光源干扰

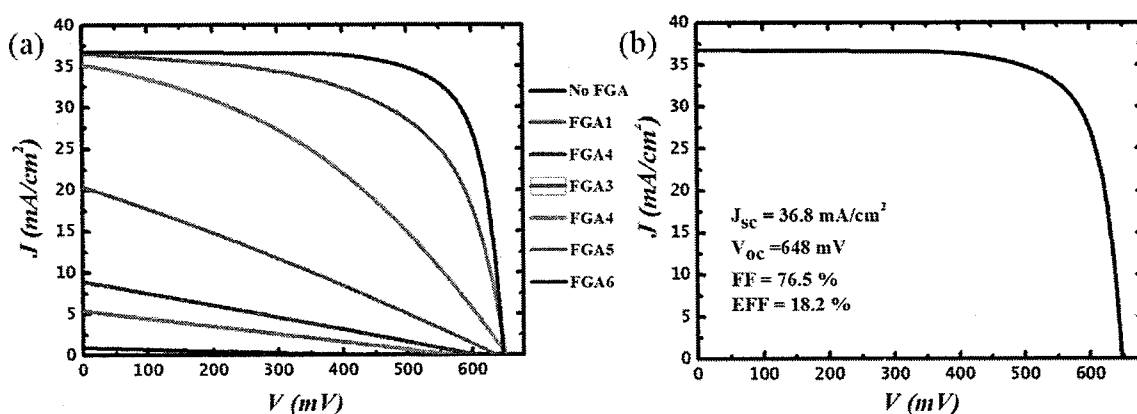


图 6.12 背结背接触太阳能电池测试的 I-V 曲线 (a) 不同退火条件；(b) 最好的测试结果

对比发现，使电池性能达到最佳的退火条件与金属接触特性达到最佳的退火条件不同，最后的 FGA 退火除形成欧姆接触外，还有提升钝化膜特性的作用，说明欧

姆接触特性在一定退火范围即可达到电池要求，后退火更需要针对钝化特性进行优化。

表 6.5: n 型背结背接触太阳能电池沉积电极后不同退火条件

FGA1	FGA2	FGA3	FGA4	FGA5	FGA6
300 °C 15 min	300 °C 30 min	400 °C 5 min	400 °C 10 min	425 °C 10 min	425 °C 30 min

最佳性能电池的开路电压为 648 mV。我们在流片过程中对于每次扩散后的开路电压进行了监控，采用少子寿命测试仪 PV 2000A 测量了电池片在标准光照下的 $Implied V_{oc}$ 。测试结果如图 6.13 所示，可以看到，在双面硼扩散后，开路电压为 607 mV，在背表面场形成后，开路电压升至 641 mV，在前表面场形成后，开路电压进一步上升到 660 mV。最后实际电池开路电压为 648 mV，比测量的 $Implied V_{oc}$ 低 12 mV，主要由前后表面的复合导致，可以通过优化钝化特性降低这个差值（但不能完全消除）。而为了进一步提升开路电压，我们需要对背面图形的设计以及掺杂曲线进行优化。

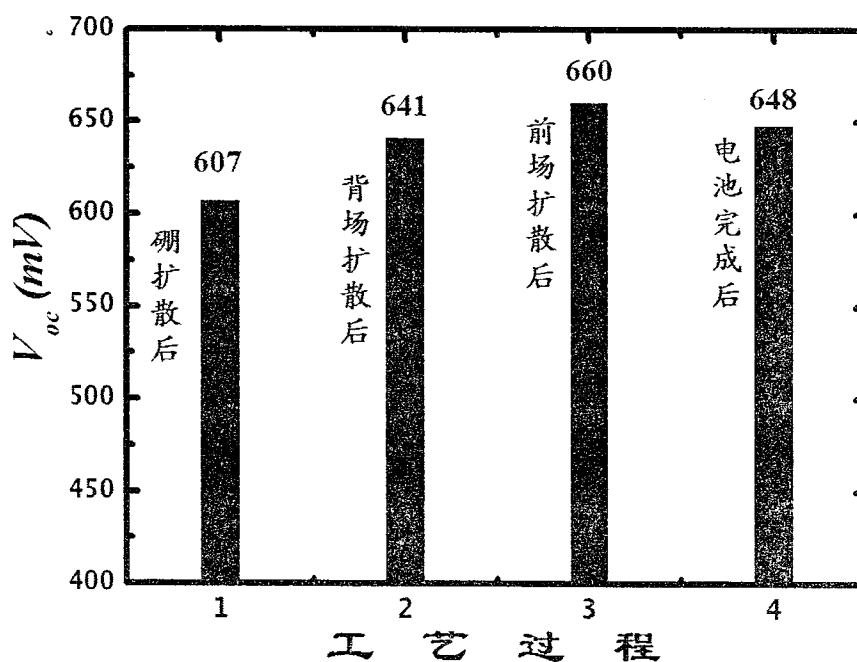


图 6.13 背结背接触太阳能电池开路电压过程监控

最佳性能电池的填充因子为 76.5 %。比较低的填充因子说明电池有比较高的电阻损失。测量的串联电阻为 $2.6 \Omega \cdot \text{cm}^2$ ，如此大的串联电阻导致填充因子的降低，其主要的来源在于较大的载流子横向输运距离。可以通过减小背面图形周期来降低横

向输运引起的电阻损失，或者通过应用优化的低阻前表面场，降低大图形周期下的电阻损失。测量的并联电阻为 $768 \Omega \cdot \text{cm}^2$ ，说明漏电控制较好，并不会对填充因子造成影响。

最佳性能电池的短路电流为 36.8 mA/cm^2 。图 6.14 为测量的内外量子效率以及反射率曲线。反射率的最低点在 600 nm 波长处，约为 3% 。说明绒面以及减反射层需要进一步的优化，以降低短波长（ 500 nm 以下）反射率。此外，内量子效率在短波长区域较低，约在 95% 。说明需要进一步优化前表面的钝化，降低前表面的复合。

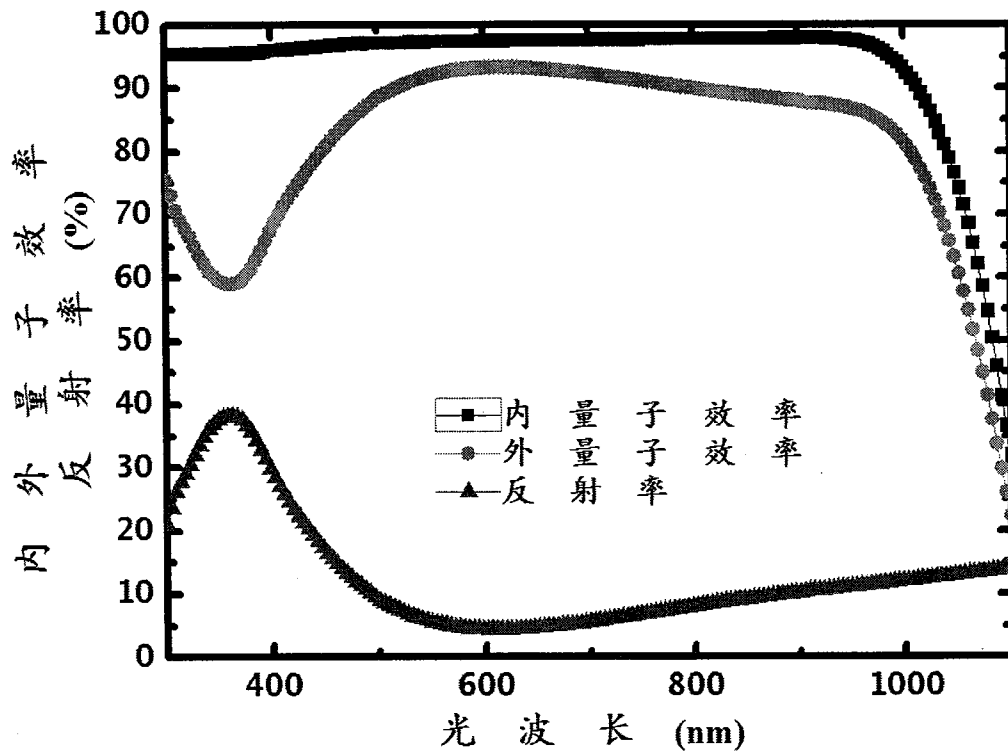


图 6.14 背结背接触太阳能电池内外量子效率及反射率测试曲线

6.6 本章小结

本章首先进行 n 型背结背接触太阳能电池的设计，主要集中在背面发射结、背表面场以及其间距的尺寸。随后对流片过程进行了详细的介绍，基本工艺在第五章已进行说明，此处重点介绍了三步图形化工艺，发射结、背表面场以及前表面场的形成方法，主要结合了光刻以及腐蚀工艺。关于背结背接触太阳能电池电极的选择，进行实验测试与理论计算，证明了发射结与背表面场可以同时使用金属铝作为电极，

代替之前使用两种电极的设计，此处改进将流片步骤大为减少。此外，对 p-MCR 对 n 型背结背接触电池特性的影响进行了详细研究。结果证明，p-MCR 的优化值主要取决于开路电压与填充因子性能不同变化的折中，而填充因子随 p-MCR 的变化速率受金属接触电阻的影响。因此对于不同的发射结金属接触电阻，优化的 p-MCR 值随之变化。最后，对制作的 n 型背结背接触太阳电池进行了测试。通过优化退火条件得到了最佳的 I-V 测试曲线，得到了 18.2 % 的电池效率，其中开路电压为 648 mV，短路电流为 36.8 mA/cm²，填充因子为 76.5 %，并提出改进电池各项性能的思路。

7 二维背结背接触太阳电池模型的建立及应用

7.1 二维仿真软件介绍

随着太阳能电池技术的发展,新技术的应用使得太阳电池朝着二维、甚至三维器件结构上发展,如 PERL 电池、IBC 电池、MWT 电池等均属于二维结构的太阳电池,而纳米柱电池则具有三维结构。这些新结构的电池采用传统的太阳电池软件无法进行完全的模拟,只能进行局部的模拟,在后续算法上进行叠加。这种方法忽略了载流子输运的横向特性,因此准确性不高。所以对于背结背接触太阳电池来说,之前所使用的 PC1D 软件已经不能完整进行模型建立,需要二维甚至三维结构仿真软件对于背结背接触太阳电池进行建模。基于计算能力的限制以及我们制作的电池没有应用点接触结构(三维结构),因此使用二维仿真满足建立我们制作的背结背接触太阳电池模型的要求。关于仿真软件,我们选择了 Silvaco 公司的 TCAD 集成软件作为建模工具。

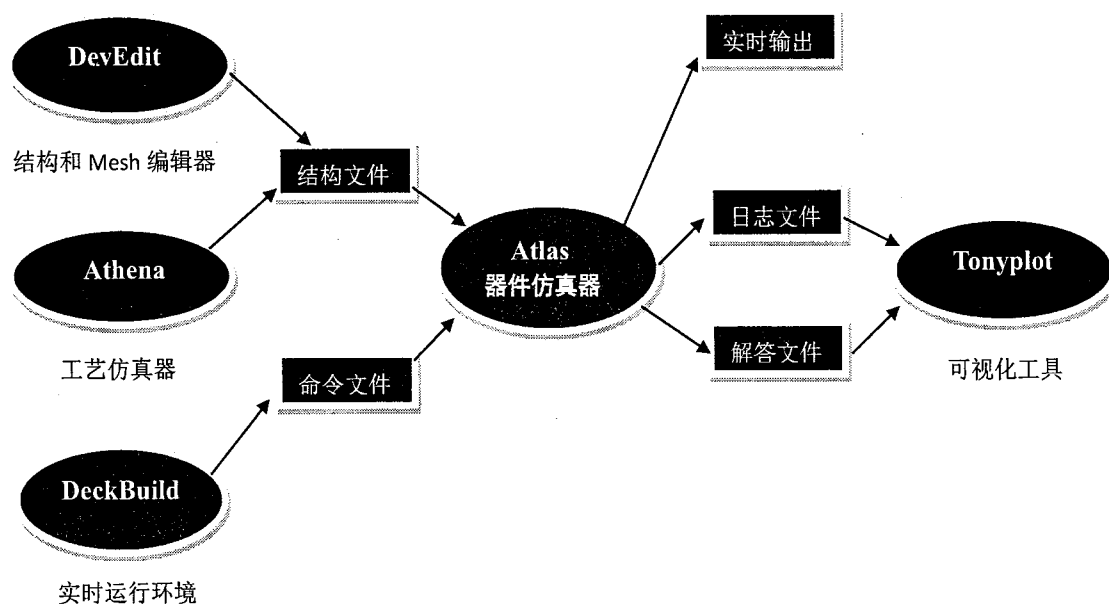


图 7.1 Silvaco 公司 TCAD 结构组织示意图

TCAD 软件工具遍布全球的半导体厂家,用于半导体器件和集成电路的研究和开发、测试和生产中。图 7.1 为 Silvaco 公司 TCAD 软件工具的结构组织示意图,TCAD 软件工具通过 DeckBuild 调用各个仿真组件。当调用 ATHENA 时,可以进行各个单项工艺的仿真,其中包括离子注入、扩散、沉积、刻蚀、光刻、氧化等。仿真结果可以 Tonyplot 进行图形化的输出。并且可以在工艺仿真结束后对结构进行保

存，被 ATLAS 器件仿真器调用，加入激励（电学信号、光学信号等）进行器件的仿真模拟，得到需要性能结果。所以，TCAD 可以从单步工艺到器件进行全程化仿真，验证每步工艺对器件各种特性的影响。

对于 Atlas 器件仿真来说，它具有很全面的物理模型可供选择，合适模型的选择可以保证仿真结果的准确性。其中迁移率模型中有恒定低场迁移率模型、浓度依赖低场迁移率模型、多种低场迁移率模型、纵向迁移率模型等。复合模型有 SRH 复合模型、多种浓度依赖复合模型、耦合缺陷能级复合模型、隧道效应模型、多种 Auger 复合模型、表面复合模型等。碰撞电离模型有几何离子注入模型、局部电场碰撞电离模型、非局部电场碰撞电离模型、流体动力学模型等。能带弯曲隧道效应模型有 Schenk 能带弯曲隧道效应模型以及非局部的能带弯曲隧道效应模型。

其余物理模型还有光电子器件类模型、光学散射模型、门电流类模型、器件可靠性类模型、铁电电介质类模型、纤锌矿类材料极化模型、应力影响硅带隙模型等。正是由于 Atlas 软件具有如此全面的物理模型，使得它在进行器件模型时灵活地很高。用户可以自行的选择需要的物理模型建模，并且与实验相对比，验证物理模型选择的合理性，以对器件的工作原理进行理论分析。其先进的数值计算方法也保证了仿真结果的准确性。

Silvaco TCAD 在太阳电池仿真方面的应用已经被很多相关研究人员认可。早在 2005 年，Sherif Michael 等人就使用 Atlas 对 InGaP/GaAs/InGaNaNs/Ge 组成的四结太阳电池进行了模拟^[106]。在 2012 年 EU PVSEC 会议上，日本的 Takahiro Kobayashi 等人报告了一种基于金属氧化物半导体二极管的太阳电池，并使用 TCAD 仿真，验证这种结构可以使电池性能得到有效的提升^[107]。

7.2 二维背结背接触太阳电池模型的建立

背结背接触太阳电池模型的几何尺寸如图 7.2 所示。衬底厚度为 300 μm 。因计算能力限制，选择一个发射结与一个背表面场以及中间的隔离区作为仿真区域。模型的宽度为 2150 μm ，其中发射结的宽度 1600 μm ，背表面场的宽度为 500 μm ，中间的隔离区为 50 μm （确保无漏电产生）。背表面金属整体覆盖发射结区域以及背表面场区域。

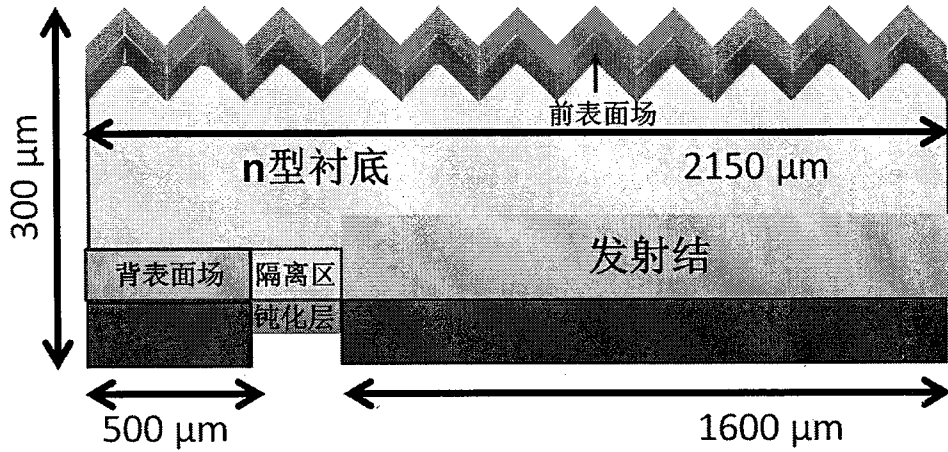


图 7.2 背结背接触太阳能电池模型示意图

光学减反射层选用了双层结构，其中底层介质层三氧化二铝的折射率设置为 1.7，厚度设置为 20 nm，顶层介质层氮化硅的折射率设置为 2，厚度为 80 nm。反射率曲线如图 7.3 所示，可以看到，整体反射率偏高，主要由于没有表面绒面结构导致。增加表面绒面结构会影响对于前表面场特性的分析，且反射率可以通过外部导入，因此模型结果仅用相对反射率变化来优化双层减反射层。

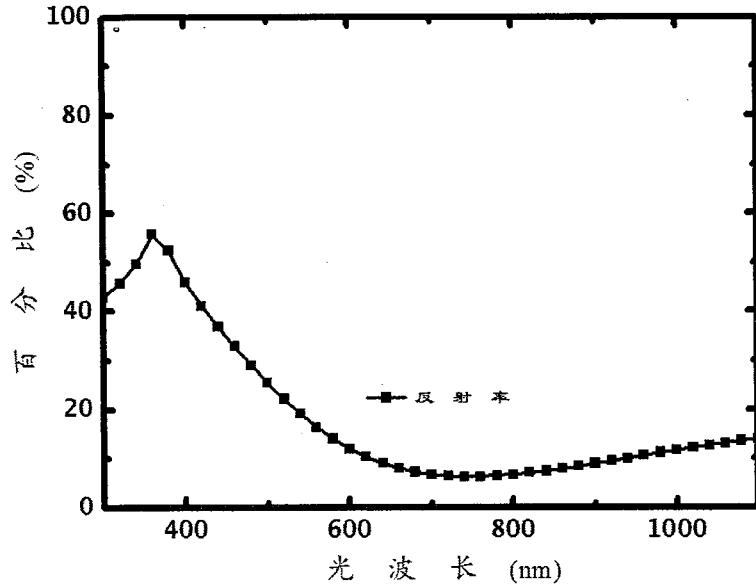


图 7.3 模型中双层减反射层的反射率曲线

参考我们采用三氧化二铝钝化硅衬底的结果，将我们的模型中将衬底的少数寿命设定为 2 ms。前表面钝化区域的复合速率设为 200 cm/s。背表面钝化区域的复合速率同样设定为 200 cm/s，而发射结与背表面场金属接触区域表面复合速率设定为 2×10^5 cm/s。

模型的衬底浓度设定为 $2.8 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ ，对应的电阻率为 $1.67 \Omega \cdot \text{cm}$ 。发射结、背表面场以及前表面场掺杂采用高斯分布，具体的掺杂形貌如图 7.4 所示。其中前表面场的峰值掺杂浓度为 $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ ，深度为 $1.2 \mu\text{m}$ ，峰值掺杂位置处于表面。背表面场的峰值掺杂浓度为 $3 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ ，掺杂深度为 $1.4 \mu\text{m}$ ，峰值掺杂位置距离表面 $0.05 \mu\text{m}$ 。发射结的峰值掺杂浓度为 $1 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ ，掺杂深度为 $0.5 \mu\text{m}$ ，峰值掺杂位置距离表面 $0.1 \mu\text{m}$ 。

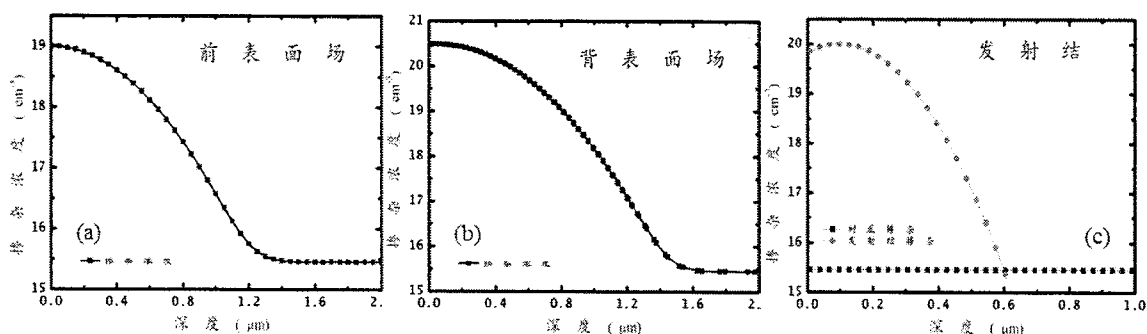


图 7.4 SilvacoTCAD 背结背接触太阳电池模型 (a) 前表面场掺杂形貌；(b) 背表面场掺杂形貌；(c) 发射结掺杂形貌

为了确保模型仿真精度，需要选用合适的物理模型。在背结背接触太阳电池的模型仿真中，主要选用了 ShockleyRead-Hall 复合模型、俄歇复合模型、费米狄拉克统计分布模型、能带变窄模型以及浓度依赖的迁移率模型。

费米狄拉克统计分布用来计算能级 E 可以被电子占据的可能性，用公式 7.1 表示：

$$f(E) = \frac{1}{1 + \exp\left(\frac{E - E_F}{KT}\right)} \quad 7.1$$

其中 E_F 为费米能级。 T 为晶格温度，单位为开尔文。 K 为玻尔兹曼常数。

当硅衬底掺杂浓度超过 $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 时，大量实验表明硅中电子与空穴的乘积依赖于掺杂浓度^[108]。随着掺杂增加，导带下降，而价带则同等幅度上升，导致禁带宽度变窄，影响本征载流子浓度，禁带变窄理论表征了这种情况。根据 Slotboom 等人提出的模型，当重掺杂时，禁带变化由公式 7.2 表示：

$$\Delta E_g = BGN.E \left\{ \ln \frac{N}{BGN.N} + \left[\left(\ln \frac{N}{BGN.N} \right)^2 + BGN.C \right]^{0.5} \right\} \quad 7.2$$

其中 $BGN.E$ 的值为 9×10^{-3} eV, $BGN.N$ 的值为 1×10^{17} cm⁻³, $BGN.C$ 的值为 0.5, N 为掺杂浓度。禁带变窄对本征载流子的影响可以由公式 7.3 表示:

$$n_{ie}^2 = n_i^2 \exp\left(\frac{\Delta E_g}{KT}\right) \quad 7.3$$

如果半导体禁带内存在陷阱能级, 则光生载流子将很容易在衬底内部发生 SRH 复合, 而不能到达电池背表面的发射结。 SRH 复合理论最早由 Shockley 和 Read 提出^[109], Hall 随后也提出了这个理论^[110]。 SRH 复合理论主要由公式 7.4 进行计算:

$$R_{SRH} = \frac{pn - n_{ie}^2}{\tau_{p0} \left[n + n_{ie} \exp\left(\frac{E_{trap}}{KT}\right) \right] + \tau_{n0} \left[p + n_{ie} \exp\left(\frac{-E_{trap}}{KT}\right) \right]} \quad 7.4$$

其中 E_{trap} 为陷阱能级与本征能级的差值。 τ_{p0} 与 τ_{n0} 为空穴与电子的寿命。 n_{ie} 为考虑能带变窄后的本征载流子浓度。

俄歇复合模型为三个载流子参与的复合过程, 在重掺杂区域俄歇复合为主要的复合机制。主要采用公式 7.5 进行计算:

$$R_{Auger} = \gamma_n(pn^2 - nn_{ie}^2) + \gamma_p(np^2 - pn_{ie}^2) \quad 7.5$$

其中 γ_n 与 γ_p 为电子与空穴的俄歇复合率。在 Silvaco 计算中一般默认值分别为 2.8×10^{-31} cm⁶/s 和 9.9×10^{-32} cm⁶/s。

载流子的迁移率随着掺杂浓度的增加而下降。如当掺杂浓度为 1×10^{15} cm⁻³ 时, 电子迁移率为 1300 cm²/v·s, 空穴迁移率为 491.1 cm²/v·s, 而当掺杂浓度上升为 1×10^{20} cm⁻³ 时, 电子迁移率变为 67.8 cm²/v·s, 空穴迁移率变为 52 cm²/v·s。

在 Silvaco 中完成太阳能电池模型设计后, 需要进行仿真计算。首先要在电池的前表面加入 AM1.5 光谱的光束, 随后阳极从 0 V 开始加电压, 测量电流, 直到阳极电压到达 0.75 V。得到 I-V 曲线, 计算背结背接触太阳能电池模型的各个参数, 初始模型结果列于表 1 中。

表 1: 初始背结背接触太阳电池模型的参数

编号	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF (%)	$Efficiency$ (%)
0	31.3589	645.019	81.2069	16.4197

为了更好的了解电池模型的性能, 在不同波长照射下获取电池的响应。新建测试文件, 导入之前的结构, 加入 300 nm 到 1100 nm 的光学激励。仿真后直接得到反射率曲线, 如图 7.5 (a)所示。内外量子效率需要经过额外的电流计算得到, 经处理后的内外量子效率曲线如图 7.5 (b)所示。

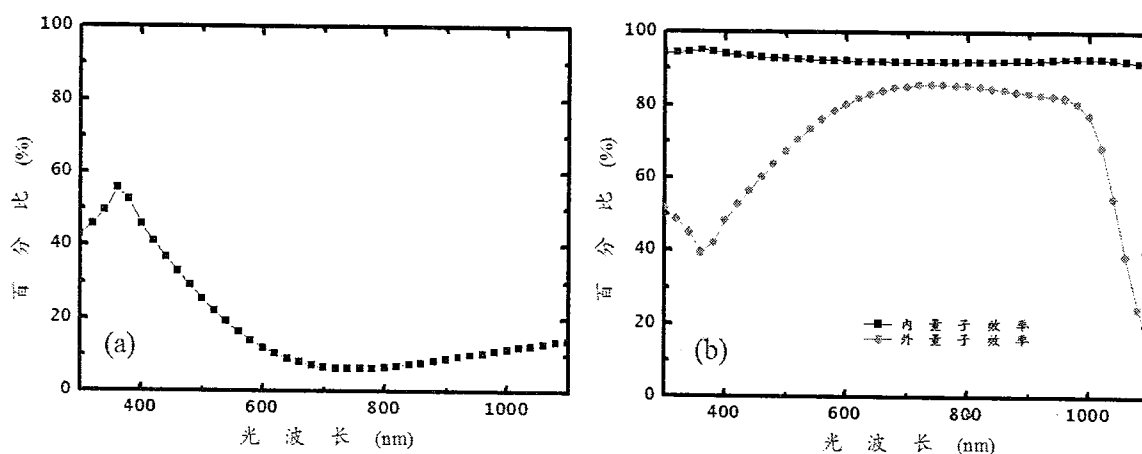


图 7.5 背结背接触太阳电池模型测试结果 (a) 反射率 (b) 内外量子效率

7.3 背结背接触太阳电池模型的优化

上节我们建立了背结背接触太阳电池模型。本节要在这个模型上进行优化, 逐步提升电池性能。并分析不同优化对于背结背接触太阳电池的影响, 为实验提供方向性指导。

7.3.1 减反射层

观察图 7.6 的反射率发现, 最低点位于 730 nm 位置, 短波长整体反射率偏大, 导致外量子效率在短波长区域下降严重。因此优先对反射率进行优化调节, 主要是更改双层减反射膜的特性, 调整折射率以及厚度。将底层的折射率降为 1.506, 厚度调整为 105 nm。将顶层的折射率提升到 2.59, 厚度调整为 55 nm。图 7.3 为优化后模型与原始模型反射率及内外量子效率的对比。

可以看到 400 nm 到 650 nm 波长区域内, 电池的反射率大幅降低, 相应的外量

子效率大幅提高。长波长 1000 nm 以上区域的反射明显增大,但由于电池模型本身长波长的响应较弱,因此外量子效率在这方面没有看出明显区别。经过反射率调整后的电池性能列在表 2 中。

可以看到背结背接触太阳能电池由于短波长入射光的增加,短路电流有了明显的提升,由 31.36 mA/cm^2 提升到了 34.79 mA/cm^2 。使得效率相应提升了 1.84 %。

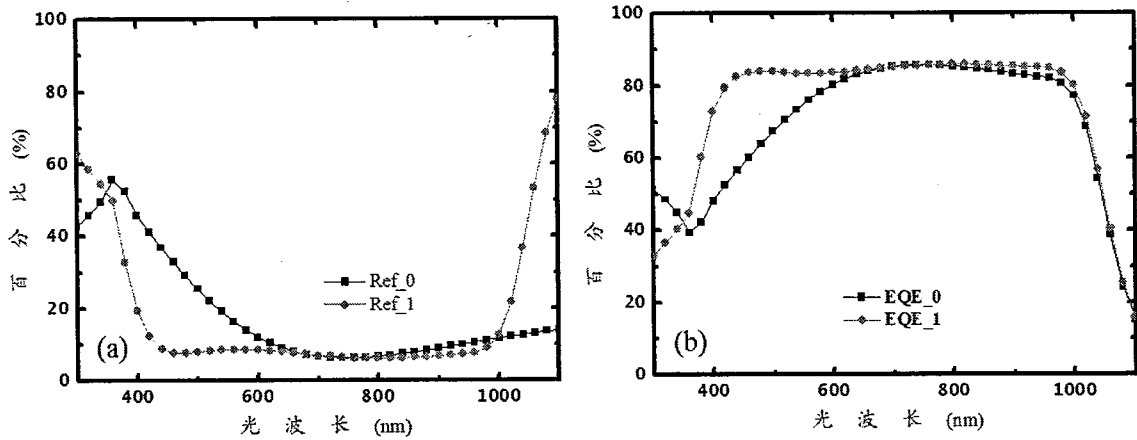


图 7.6 背结背接触太阳电池模型测试结果 (a) 反射率 (b) 内外量子效率

表 2: 优化背结背接触太阳能电池模型的参数 1

编号	$J_{sc} (\text{mA/cm}^2)$	$V_{oc} (\text{mV})$	$FF (\%)$	$Efficiency (\%)$
0	31.3589	645.019	81.2069	16.4197
1	34.7926	647.905	81.0326	18.2598

关于反射率有一点需要额外说明。本文模型中没有加入绒面结构,因为加入绒面结构会大幅增加网点数量,导致仿真时间增加,且实际拟合时可以将测量的反射率直接导入。所以模型中去除了实际背结背接触太阳电池中的金字塔绒面,这导致整个波长范围的反射率多出 5 到 10 个百分点,如果将这部分光学损失去除的话,短路电流将进一步提高。

7.3.2 界面复合

金属区域表面复合速率较大^[111]。初始模型中设置金属接触区域复合速率为 $2 \times 10^5 \text{ cm/s}$ 。钝化区域复合速率设置为 200 cm/s ,即假定表面钝化很好。为了降低表面复合速率,可以通过降低金属覆盖面积的方式,如图 7.7 所示。根据前文叙述,降低金属覆盖面积会导致填充因子的下降,但是开路电压的提升会抵消这部分的损失。

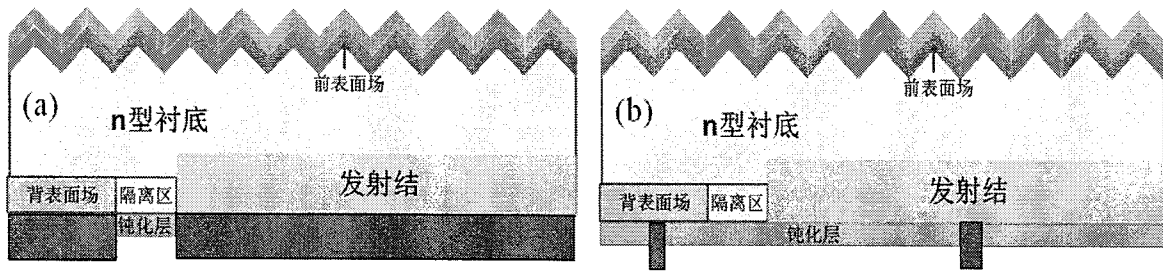


图 7.7 改进背结背接触太阳电池模型的结构 (a) 原始结构 (b) 降低金属覆盖面积结构

在模型表面复合速率的优化中，我们设置了极限情况。一是假定金属覆盖面积非常小，相比于钝化面积可以忽略不计。二是假定钝化非常完美，表面复合速率为零。仿真完美表面情况下对背结背接触太阳电池效率的影响，结果列于表 3 中。

表 3：优化背结背接触太阳电池模型的参数 2

编号	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF (%)	Efficiency (%)
1	34.7926	647.905	81.0326	18.2598
2	34.9453	648.954	81.0233	18.3676

结果出乎意料，电池性能几乎没有改变。这说明表面复合速率不是限制我们现有背结背接触太阳电池模型效率的主要参数，即目前的表面复合速率完全可以达到背结背接触太阳电池的要求。

图 7.8 为模型 1,2 的内量子效率。(a)图中显示 IQE 基本不变。但观察经过放大后的(b)图，短波长的 IQE 有一定的提升，但随着波长的增加 IQE 提升减弱。说明表面复合对于吸收更靠近表面的短波长光子影响较大。

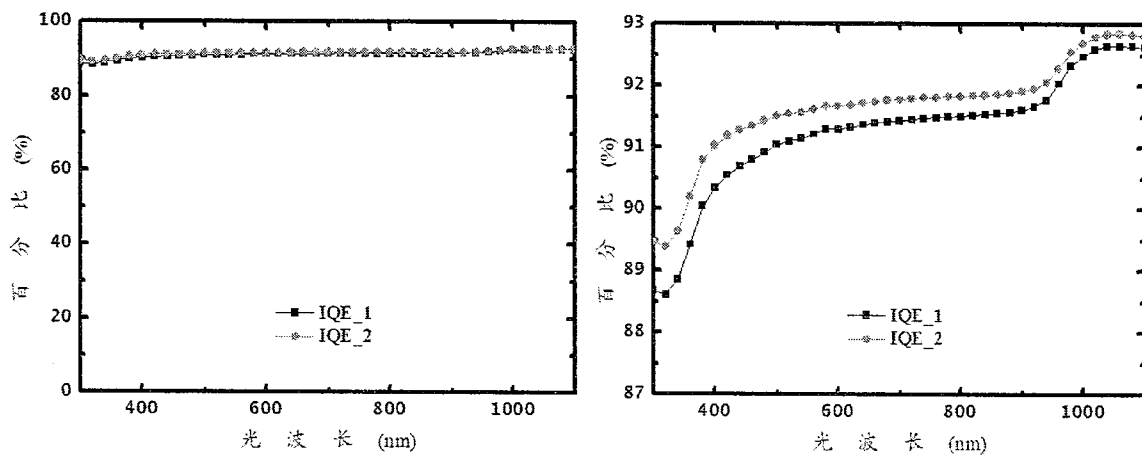


图 7.8 模型 1、2 内量子效率图

7.3.3 掺杂形貌

背结背接触太阳能电池中存在三处掺杂区域，分别为前表面场的磷掺杂、发射结的硼掺杂以及背表面场的磷掺杂。其中前表面场的作用是分离前表面的电子与空穴，减小前表面的复合，形成场钝化的作用。但为了减小自身掺杂所引起的复合，前表面场的浓度亦不能过高。图 7.9 (a)中红（浅）色线部分是优化后的前表面场掺杂，浓度约为 $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ，深度约为 $1.1 \mu\text{m}$ 。背表面场的作用是将发射结分离出的电子导出到外金属电极上，因此需要适当的高掺杂以确保与金属电极形成欧姆接触。但提高浓度会导致迁移率的降低，因此需要适当减小掺杂的深度，以保证大部分电子可以输运到外部电极。图 7.9 (b)中红（浅）线部分是优化后的背表面掺杂，浓度约为 $1 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3}$ ，深度约为 $0.41 \mu\text{m}$ 。表 4 列出了优化掺杂形貌后的背结背接触太阳能电池模型参数。其中编号 3 代表只优化前表面场电池模型，编号 4 代表继续优化背表面场电池模型，编号 4 代表继续优化发射结电池模型，而编号 2 为上节优化后的参考电池模型。

表 4：优化背结背接触太阳能电池模型的参数 3

编号	$J_{sc} (\text{mA/cm}^2)$	$V_{oc} (\text{mV})$	$FF (\%)$	$Efficiency (\%)$
2	34.9453	648.954	81.0233	18.3676
3	35.5983	653.074	80.6858	18.7512
4	36.24	658.772	80.3529	19.1763
5	36.2378	688.918	80.0541	19.978

图 7.5 (c)为优化后的发射结掺杂形貌。通过对比表 4 中的编号 4 和 5 电池模型，可以看出优化后的发射结将开路电压提升了约 30 mV，电池效率因此上升了 0.8 %。但是掺杂浓度过高，为 $7 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3}$ ，操作上很难实现。而实际背结背接触太阳多采用低掺杂、高深度的发射结^[112, 113]。由于发射结在太阳能电池中具有特殊重要性，而且对于背面发射结更是缺少足够的理论研究，因此，正在进行关于发射结形貌对背结背接触太阳能电池影响的理论研究。在本文后续中仍按目前优化的发射结曲线进行仿真计算。

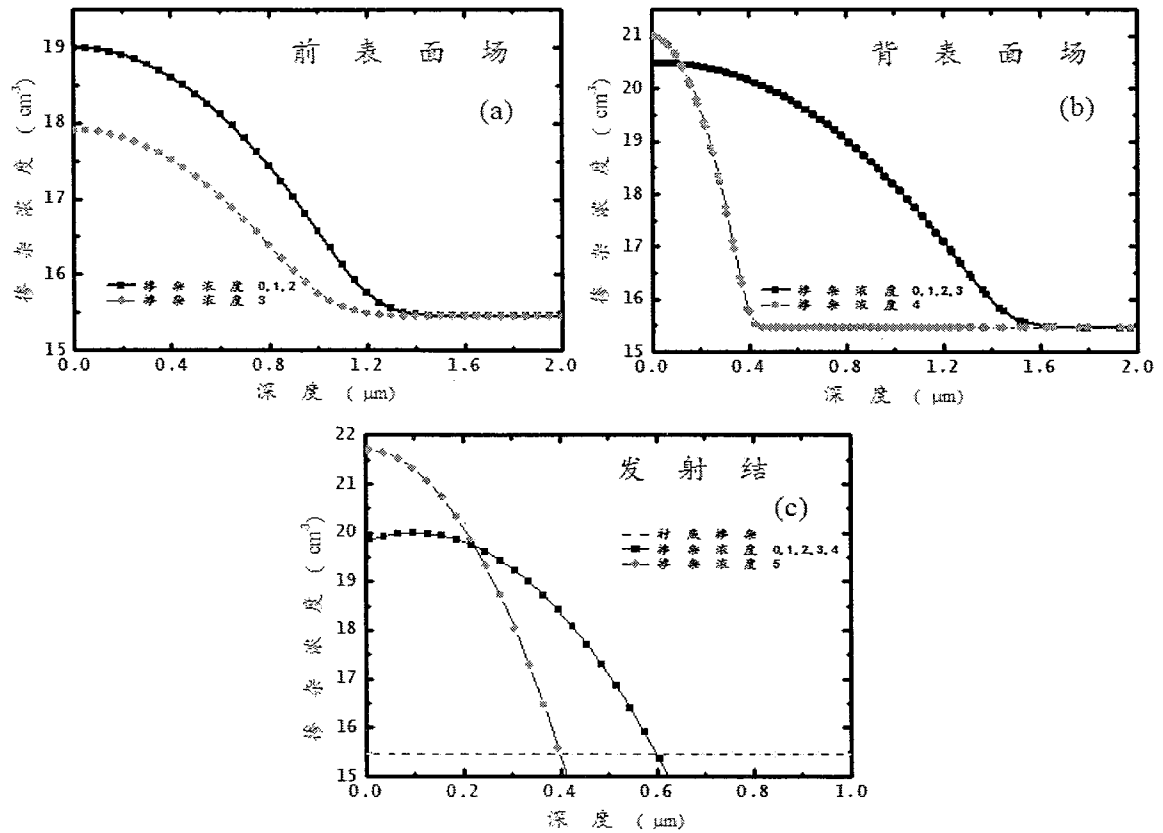


图 7.9 优化的掺杂形貌 (a) 前表面场磷掺杂; (b) 背表面场磷掺杂; (c) 发射结硼掺杂

7.3.4 少数载流子寿命

由于发射结位于电池的后表面, 因此大部分光生载流子需要经过整个电池厚度才能达到发射结, 高的少数载流子寿命可以保证空穴在到达发射结前不被复合。目前经过严格控制的 n 型区熔硅衬底少数载流子寿命可以到达 29 ms^[114]。一般来说经过高温工艺会一定程度的降低少数载流子寿命^[115]。因此, 我们假定优化工艺控制, 将模型中的少数载流子寿命从 2 ms 提升到 10 ms, 背结背接触太阳电池模型性能的提升列在表 5 中。

表 5: 优化背结背接触太阳电池模型的参数 4

编号	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF (%)	$Efficiency$ (%)
5	36.2378	688.918	80.0541	19.978
6	36.8166	695.95	82.4853	21.1614

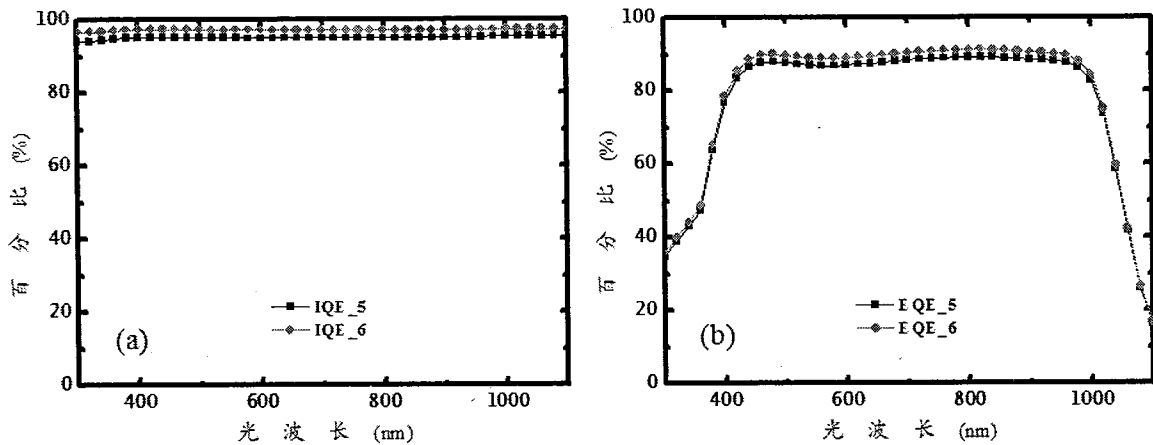


图 7.10 提高少数载流子寿命的对比 (a) 内量子效率 (b) 外量子效率

提高少数载流子寿命后, 短路电流、开路电压、填充因子均有所提升, 最终使得效率提升 1.2 %。随后仿真了内外量子效率, 图 7.10 显示了提升少数载流子寿命后内外量子效率的变化。可以看到, 在整个测量波长范围内, 内外量子效率均升高。这说明衬底少数载流子寿命对于背结背接触太阳能电池影响是全面的。

7.3.5 衬底电阻率

提升电阻率可以减小体内复合损失, 提升电池的短路电流。但是会导致衬底电导率下降, 增加串联电阻, 降低电池的填充因子。我们模拟不同的衬底电阻率对于背结背接触太阳能电池性能的影响, 发现针对我们的模型优化的衬底电阻率为 $5 \Omega \cdot \text{cm}$ 。

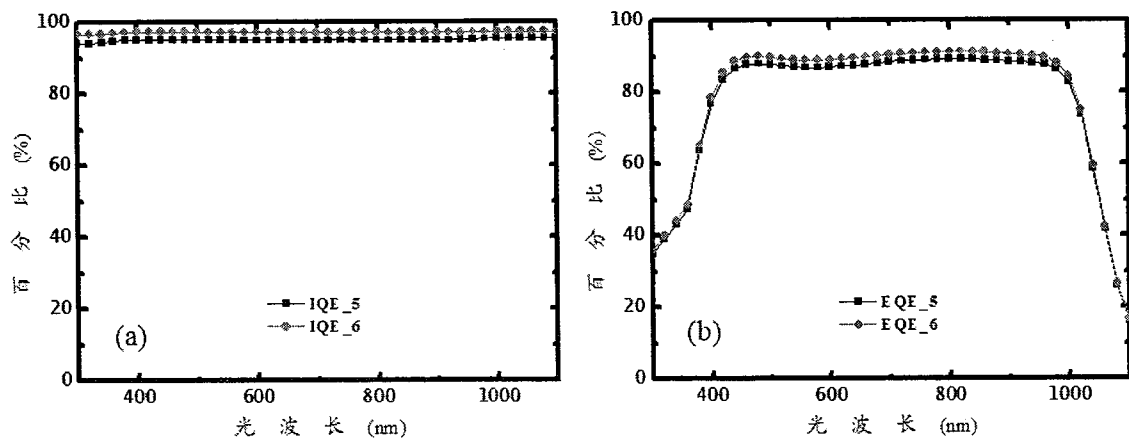


图 7.11 优化衬底电阻率的对比 (a) 内量子效率 (b) 外量子效率

表 6 显示了模型性能的对比, 可以看到衬底电阻率由初始的 $1.67 \Omega \cdot \text{cm}$ 提升到 $5 \Omega \cdot \text{cm}$ 后, 短路电流由 36.82 mA/cm^2 提升到 37.44 mA/cm^2 。填充因子由 82.5 % 降低到 81.7 %。图 7.11 显示了内外量子效率的变化。

表 6：优化背结背接触太阳能电池模型的参数 5

编号	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF (%)	$Efficiency$ (%)
6	36.8166	695.95	82.4853	21.1614
7	37.4369	696.22	81.6764	21.2805

7.3.6 背面尺寸

背结背接触太阳电池的背面图形设计对电池性能影响很关键。发射结为主要收集少数载流子区域，因此需要足够大的占比，保证开路电压。而过大的发射结也会增加多子的横向输运距离，导致复合增加，降低了电池的短路电流，而且增加输运距离会增加串联电流，导致填充因子的下降。因此在工艺允许的条件下需要尽可能的降低背面图形周期的尺寸，但增加发射结的覆盖面积。经过优化后，周期长度为 1200 μm ，发射结占比为 83.3 %。表 7 为优化背结背接触太阳电池背面尺寸后的性能对比。

表 7：优化背结背接触太阳能电池模型的参数 6

编号	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF (%)	$Efficiency$ (%)
7	37.4369	696.22	81.6764	21.2805
8	40.1658	705.161	83.0674	23.5188

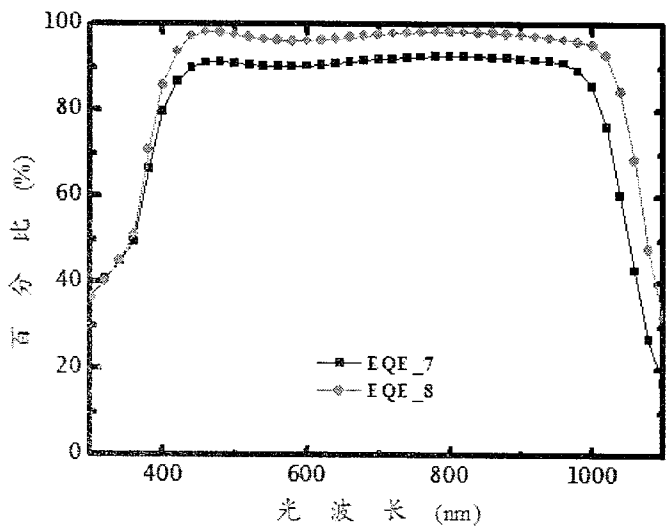


图 7.12 优化背面图形尺寸背结背接触太阳电池外量子效率的对比

经过优化背面图形尺寸后, 短路电流、填充因子大幅提升。开路电压由于少数载流子横向输运损失的减少也略有增加, 最终使得电池效率提升 2.23 %。图 7.12 显示了外量子效率的变化, 400 nm 以上波长的外量子效率整体增加, 而且增幅较大。与之前提升少子寿命外量子效率提高相比, 减小背面图形尺寸使外量子效率的增幅更大。这说明对于背结背接触太阳能电池来说, 横向输运复合对电池性能的影响更大。

7.3.7 衬底厚度

对于高少子寿命的背结背接触太阳能电池, 增加衬底的厚度会提升电池的性能。主要的原因是大的衬底厚度会增加硅对于长波长光子的吸收, 从而增加短路电流。但也会因此增加复合而降低开路电压, 以及增加串联电阻而降低填充因子。所以改变衬底厚度对于背结背接触太阳能电池的影响主要取决于增加的短路电流与降低的填充因子和开路电压的折中。因为我们之前已经将衬底的少数载流子寿命提升到 10 ms。所以对于模型衬底厚度, 我们选择优化到了 600 μm 。表 8 为提高衬底厚度后背结背接触太阳能电池各特性的对比。其中开路电压、短路电流以及填充因子的变化符合我们之前的分析。

表 8: 优化背结背接触太阳能电池模型的参数 7

编号	$J_{sc} (\text{mA}/\text{cm}^2)$	$V_{oc} (\text{mV})$	$FF (\%)$	$Efficiency (\%)$
8	40.1658	705.161	83.0674	23.5188
9	41.091	701.796	82.5109	23.7853

7.3.8 小结

图 7.13 将背结背接触太阳能电池模型的优化过程做了总结, 可以看出背面图形尺寸对于电池效率的影响最大。因此尺寸的设计是背结背接触太阳能电池设计关键点。此外, 保证完成整个电池工艺后少数载流子寿命保持较高值也是提升背结背接触太阳能电池效率的重要条件。表 9 列出我们优化后的电池模型参数与 Sunpower 公司生产的背结背接触太阳能电池性能的对比。我们的开路电压低了近 20 mV, 所以发射结掺杂以及前表面场掺杂需要进一步优化以提升少数载流子到达外电路的数目, 提升开路电压。

表 9：与 Sunpower 公司背结背接触太阳电池性能对比

编号	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF (%)	$Efficiency$ (%)
9	41.091	701.796	82.5109	23.7853
Sunpower [10]	40.46	721	82.9	24.2

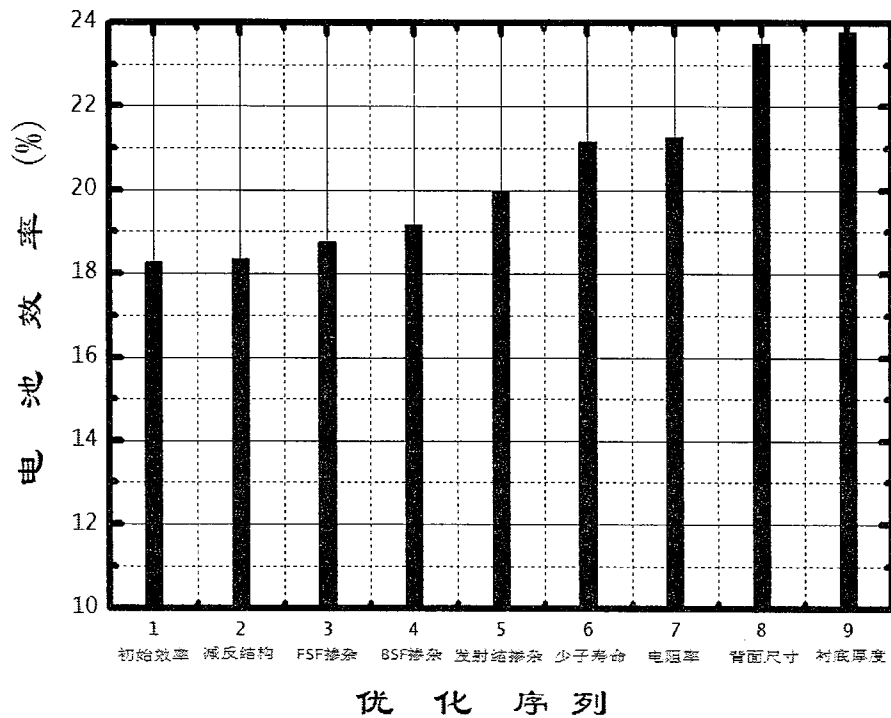


图 7.9 优化背结背接触太阳电池模型总结

7.4 前表面结构对背结背接触太阳电池的影响

为了使得前表面产生的光生载流子尽可能的被背面发射结吸收，背结背接触太阳电池除了需要高少子寿命的衬底外，优良前表面钝化可以降低大量光生载流子在前表面的复合，保证光生载流子向背表面的输运。背结背接触太阳电池的特殊结构使得优化前表面钝化结构上不需要考虑前表面金属的接触问题，使前表面钝化选择上更加自由。前表面钝化的目的是降低载流子在表面处的复合。而复合主要由两种途径发生，一是表面的悬挂键、界面态等在衬底禁带中引入缺陷能级，促进电子和空穴的复合，二是表面处聚集大量的过剩载流子，需要通过直接复合使衬底恢复平衡态。因此，前表面钝化根据降低以上两种复合途径的机制可分为两种，通过生长优良的介质膜工艺降低表面处的缺陷称为化学钝化，通过在前表面形成势垒降低一

种载流子（通常为少数载流子）在前表面的聚积，以减少电子和空穴在表面相遇的几率，这种降低表面复合途径的钝化称为物理钝化。

太阳能电池中化学钝化研究较为广泛，PECVD 氮化硅、热生长的氧化硅、ALD 三氧化二铝以及它们的叠成组合均为目前比较成熟的化学钝化工艺。辅助以 FGA 退火和“anneal”后处理技术可以进一步降低表面的缺陷^[116]。而在物理钝化中目前主要有三种方法对能带进行调制，一是通过在钝化层中引入电荷在表面形成载流子的积累或者耗尽，二是对衬底进行同型掺杂在表面处形成需要的能带形貌，第三种方法是在表面沉积同型异质结构半导体，利用禁带与功函数差调节能带。

沉积的介质层中带有一定量的电荷，PECVD 氮化硅以及热氧化硅中带有正电荷^[117, 118]，而 ALD 氧化铝带有 $\sim 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 的负电荷^[119]。不同的电荷类型以及电荷量会对衬底表面的能级造成一定量的弯曲。

表 10：前表面电荷量对背结背接触太阳能电池效率影响

电荷量 (C)	电池效率 (%)	电荷量 (C)	电池效率 (%)
$-1.00\text{E}+10$	14.3402	$1.00\text{E}+10$	16.3284
$-1.00\text{E}+11$	18.8241	$1.00\text{E}+11$	20.0541
$-1.00\text{E}+12$	21.9862	$1.00\text{E}+12$	21.9984
$-1.00\text{E}+13$	22.0584	$1.00\text{E}+13$	22.0426

采用 TCAD 中建立的背结背接触太阳能电池模型对不同前表面电荷量对其效率的影响进行了模拟，表 10 为电荷量从 $-1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 到 $1 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ 幂指数变化时对电池性能的影响。可以看到无论是在表面存在负电荷还是正电荷，电池效率随表面电荷量的增加而增加，说明表面电荷确实对背结背接触太阳能电池有物理场钝化作用，但是随着电荷量增加，效率增长幅度变小。对比同样电荷量的正负电荷钝化效果，发现沉积正电荷的电池效率大于沉积负电荷的电池效率。

随后为了详细了解表面电荷量与钝化效果的关系，针对表面电荷量进行了更加细致的分类仿真，如图 7.14 所示。图 7.14 (a) 为电荷量从 $-5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ 到 $5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ 变化对效率的影响，除在无电荷（0 点）时出现效率降低外，无论是正电荷还是负电荷，电池效率基本不随电荷量的变化而变化。图 7.14 (b) 为电荷量从 $-5 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ 到 $5 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ 变化对效率的影响，可以明显看到，随着电荷量绝对值的增加，电池效率相应增加，到电荷量高时增速变缓。仔细观察也可以看出，同样电荷量绝对

值的正电荷钝化效果强于负电荷。图 7.14 (c) 为电荷量从 $-5 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 到 $5 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 变化对效率的影响。相对于图 7.14 (a)与(b)，电池效率最低点的电荷不对应于无电荷位置，而是处于电荷量为 $-3 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 。而与图 7.14 (b)相似，同样电荷量绝对值的正电荷钝化效果强于负电荷。

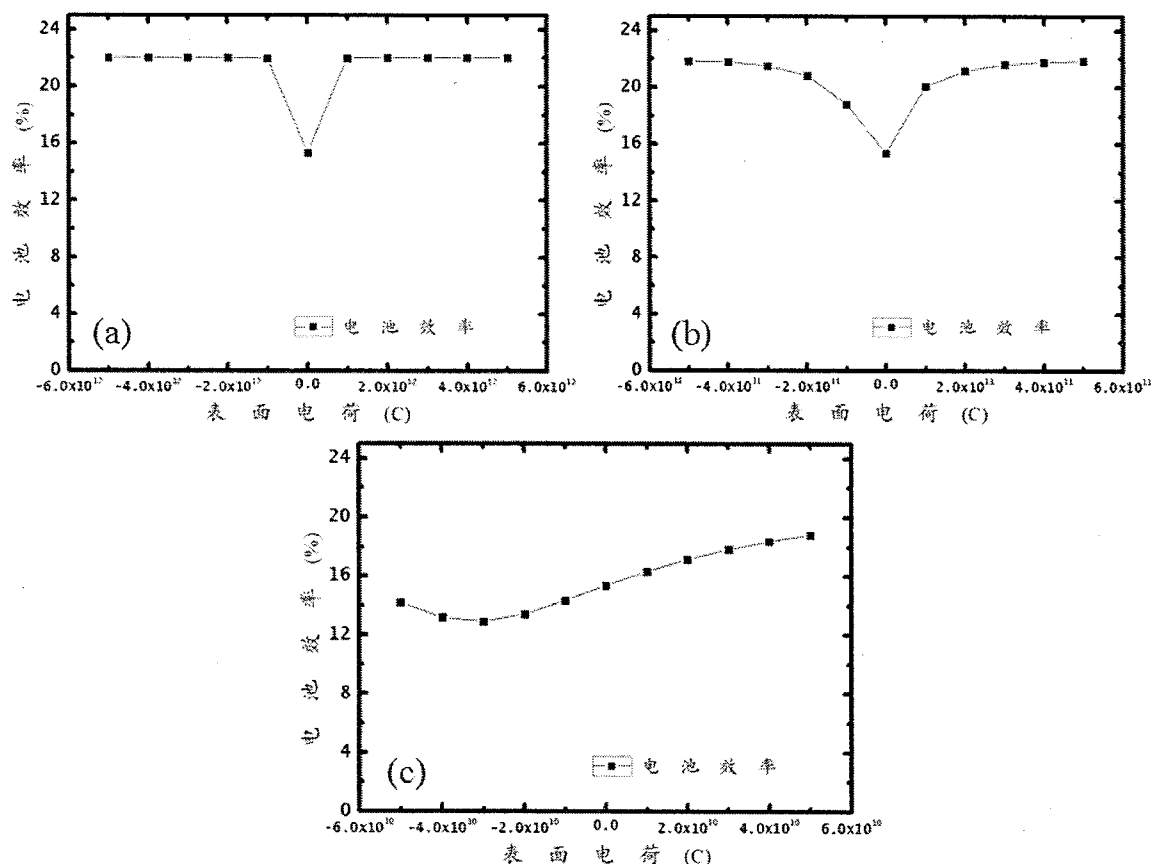


图 7.14 不同量级表面电荷量对电池效率的影响

图 7.15 (a)为表面电荷为 $-3.2 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 时导带能级的弯曲情况，能级向上弯曲 0.0308 eV，这会导致电子浓度在表面下降。与之相应，价带的能级同样向上弯曲 0.0308 eV，导致空穴浓度在表面上升。图 7.15 (b)为此时前表面处电子与空穴的浓度，这时电子浓度基本等于空穴浓度，此时表面复合达到最大值，因此电池效率最低，与图 7.14 (c)的结果一致。

因此，表 10 以及图 7.14 中表面电荷量对于背结背接触太阳电池效率的影响可以用空穴与电子浓度的变化来进行解释，如图 7.16 所示。

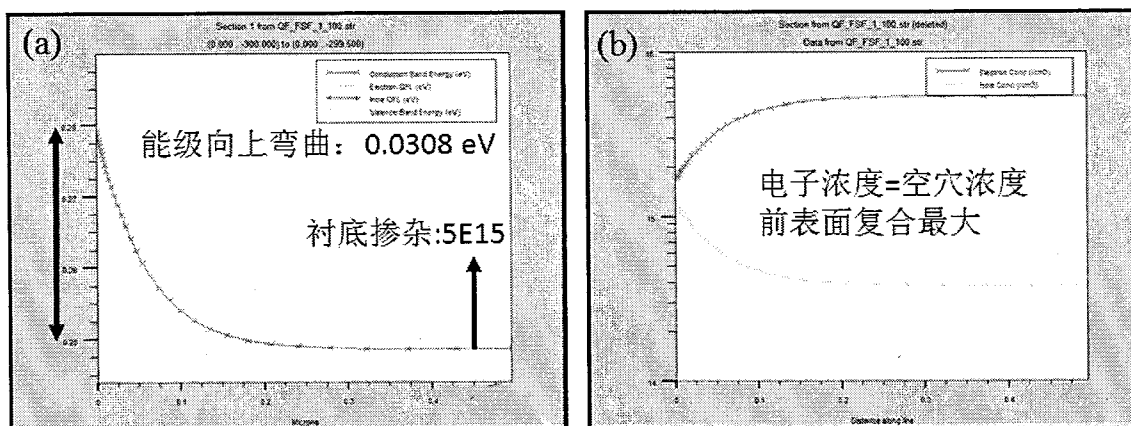


图 7.15 表面电荷量为 $-3.2 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 时 (a) 导带弯曲情况; (b) 电子与空穴浓度情况

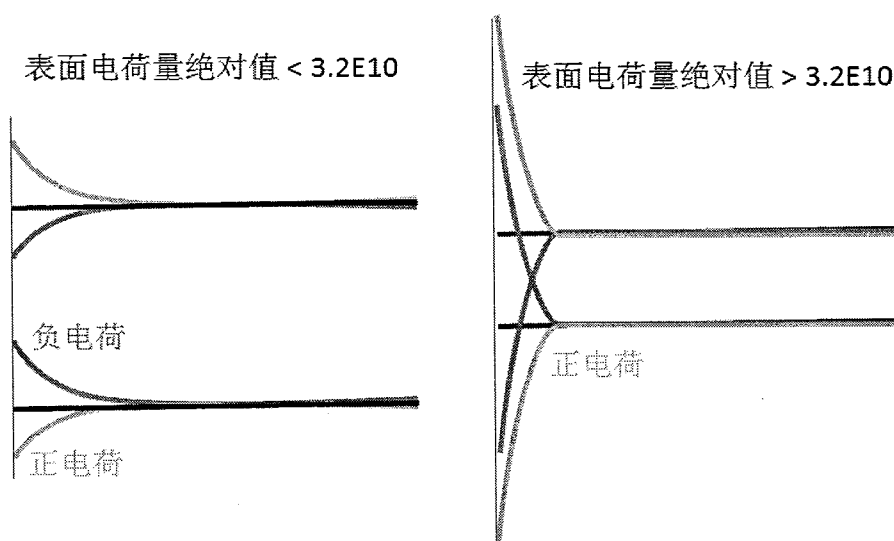


图 7.16 电子与空穴浓度随不同表面电荷量变化的示意图

图 7.16 (a) 为表面电荷量绝对值小于 $3.2 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 时情况。若表面为负电荷, 则电子浓度降低, 空穴浓度增高, 如红线所示, 电子与空穴浓度逐渐接近, 复合增大; 若表面为正电荷, 则电子浓度增高, 空穴浓度降低, 如蓝线所示, 电子与空穴浓度逐渐远离, 复合降低。图 7.16 (b) 为表面电荷量绝对值大于 $3.2 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 时情况。无论表面是正电荷或者负电荷, 电子与空穴浓度均随电荷量绝对值的增加而逐渐远离, 复合降低, 从而导致电池效率提升。而电池效率的最低点位于表面电荷量为 $-3.2 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 时。

背结背接触太阳能电池也可以通过在前表面引入与衬底相同的掺杂, 形成同质结的前表面场 (FSF), 这种结构可以降低背结太阳能电池对于前表面化学钝化的依赖。

Granek 等人采用 PC1D 软件模拟研究 FSF 对于背结电池的影响^[120]。如图 7.17 所示，如果不采用 FSF 结构，表面复合速率需要小于 10 cm/s 才能使得优化的太阳电池的效率超过 20 %。加入 FSF 结构后，同质结产生内建电场提供了场钝化效应，降低了前表面少数载流子的数量，降低了前表面电子与空穴复合的几率，因此降低了对前表面钝化的要求。当前表面复合速率达到 1×10^4 cm/s 的量级时，依然可以使得优化的太阳电池效率达到 20 %。

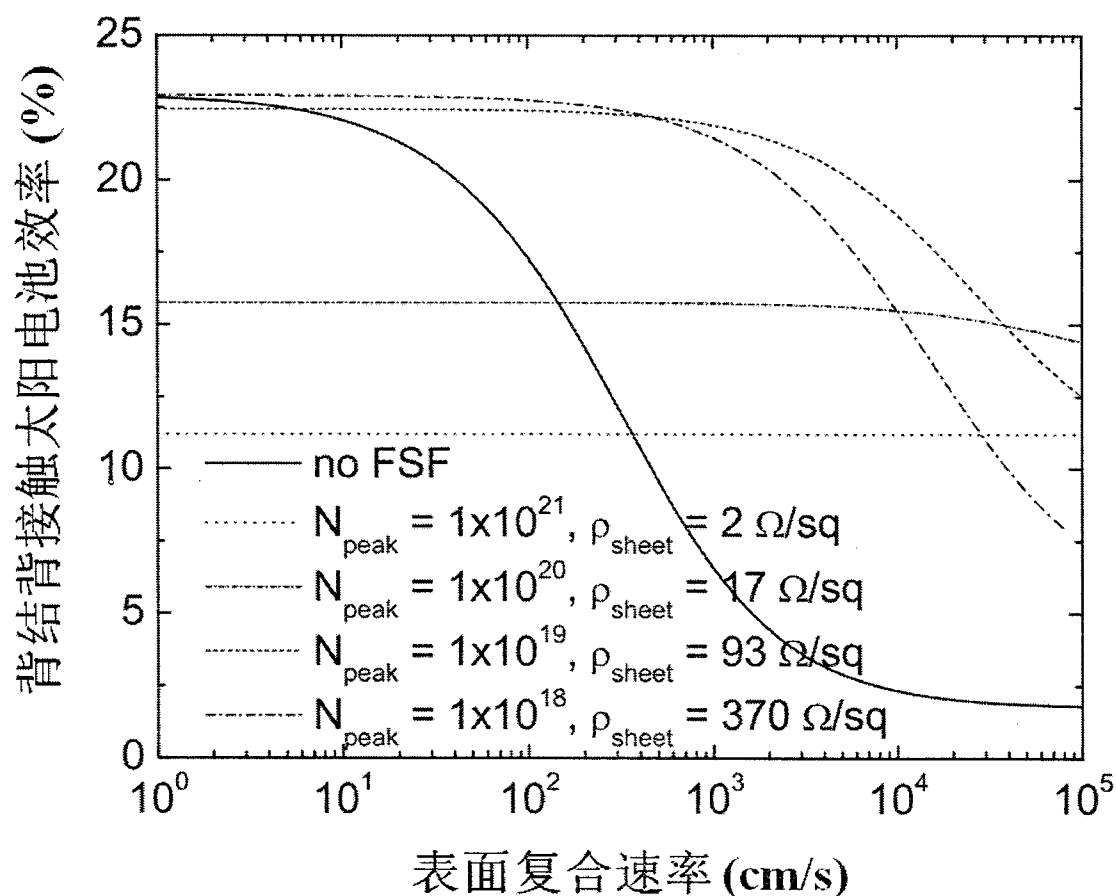


图 7.17 不同前表面场对背结太阳电池效率的影响

因此，我们对背结背接触太阳电池模型的扩散前表面场进行仿真，图 7.18 (c)与 (d)为两种掺杂形貌的前表面场，(a)与(b)为与之相应的前表面电子电流密度分布。可以看出电子电流在掺杂处有明显的集中，说明此处汇聚大量电子进行横向传输，在掺杂结束处电子电流出现最低点，在体内部开始逐渐增加，为电子的纵向输运。而前表面的电子电流明显与前表面的掺杂形貌有关。关于前表面掺杂对电子输运更细节的研究正在进行。

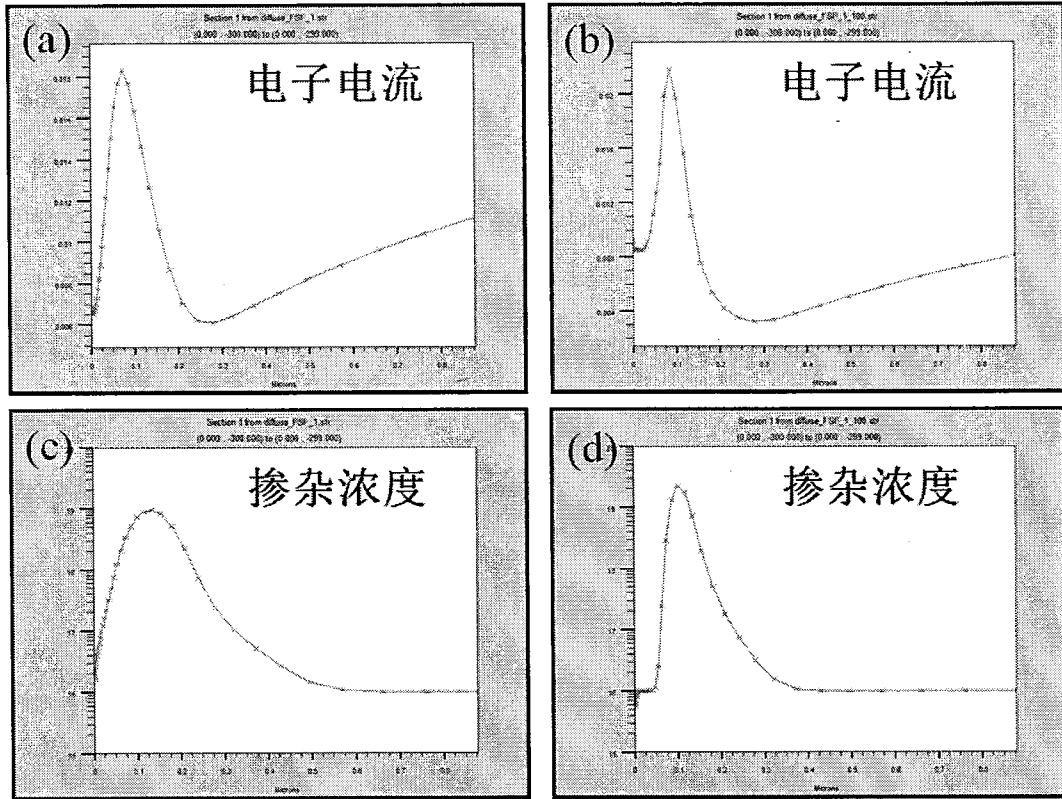


图 7.18 不同前表面场的前表面电子电流密度分布

将非晶硅沉积在背结背接触太阳能电池表面可以形成异质结结构，这种异质结产生的能带变化如图 7.19 所示。图 7.19 (a)为本征非晶硅与 n 型衬底的异质结构能带图。由于非晶硅禁带宽度近 1.7 eV，通过适当的调节非晶硅的掺杂，最大可以形成近 0.6 eV 的势垒，如 7.19 (b)所示，基本可完全阻挡硅衬底中的少数载流子向前表面输运，而多数载流子具有极低的势垒，保证多数载流子在晶体硅中和非晶硅中的传输。一般非晶硅钝化晶体硅衬底的少子寿命超过 2 ms^[121]，具有完美的钝化效果。

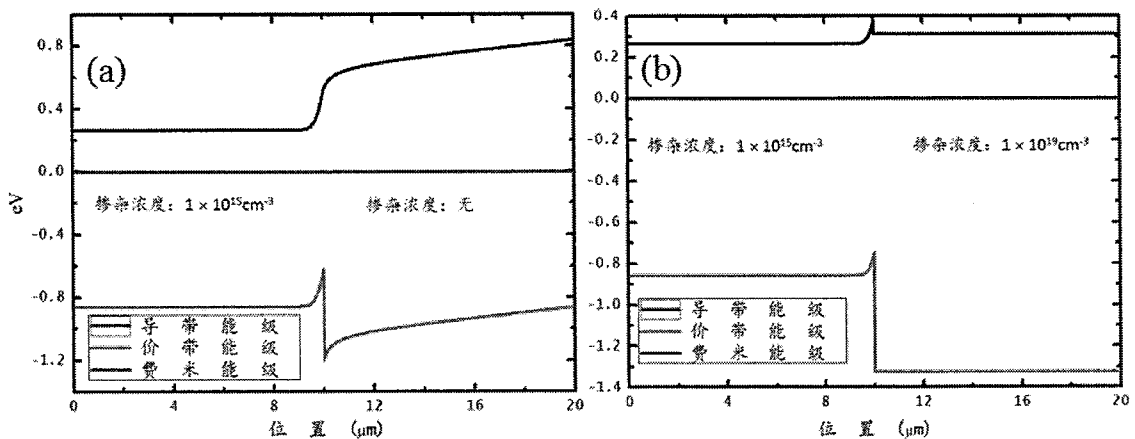


图 7.19 非晶硅/晶体硅异质结构能带图

通过优化前表面的物理钝化可以保证背结背接触太阳能电池前表面产生的光生电子和空穴在前表面有一定程度的分离，从而减少前表面的复合。由于势垒的作用，经过分离的少子会直接向背面的发射结输运。因背结背接触太阳能电池发射结占近 70 % 的尺寸，因此大部分少数载流子只需要纵向扩散经过整个电池厚度，如图 7.20 所示。但是对于多数载流子来说，大部分需要经过横向扩散及纵向扩散后才能达到背表面的背表面场区域，而横向扩散距离一般是纵向扩散的距离 4 倍以上。

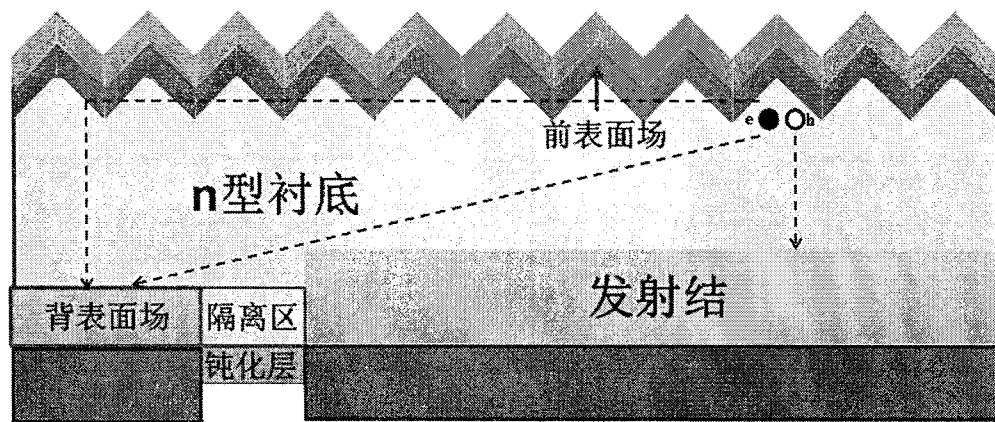


图 7.20 背结背接触太阳能电池载流子输运示意图

背结背接触太阳能电池多数载流子的横向输运影响要远大于多数载流子及少数载流子的纵向输运。而多数载流子横向输运可以主要分为两个部分，一是在前表面进行；二是在达到发射结后被 pn 结分离输运到基区。在发射结内部输运的多数载流子变成了发射结的少数载流子，极易被复合。因此，在背结背接触太阳能电池中需尽可能的使多数载流子在前表面进行横向输运，到基区上方后再进行纵向输运。进行前表面的物理钝化除了考虑能带调制抑制少子向前表面输运外，还需要考虑前表面能带变化后对于多数载流子横向输运的影响。关于这方面研究正在进行，其对于背结背接触太阳能电池产业化发展将有巨大的推进作用。

7.5 少数载流子寿命以及衬底厚度对背结背接触太阳能电池的影响

对于背结背接触太阳能电池来说，衬底的少数载流子寿命非常重要，详情参考 7.3.4 节。但是考虑成本需求，高寿命的衬底会限制背结背接触太阳能电池的大规模生产。若采用低寿命衬底，一种保持电池性能的方法是降低衬底的厚度，与此同时也会相应的降低一部分材料成本。而且随着硅片切割技术的发展，平均硅片厚度也将逐年

下降。随着硅太阳能电池衬底厚度的降低，长波长光吸收将有可能成为限制电池效率的问题。因此，需要了解不同少子寿命的硅背结背接触太阳能电池对于衬底厚度的依赖关系。

采用 n 型背结背接触太阳能电池模型仿真了少子寿命从 62.5 μs 逐渐变化到 2 ms 时，不同衬底厚度对于背结背接触太阳能电池性能的影响。图 7.21 (a) 为开路电压的变化，对于高寿命衬底（如 2 ms），背结背接触太阳能电池开路电压随衬底厚度的降低基本保持不变；对于低寿命衬底，开路电压随衬底厚度的降低线性上升。

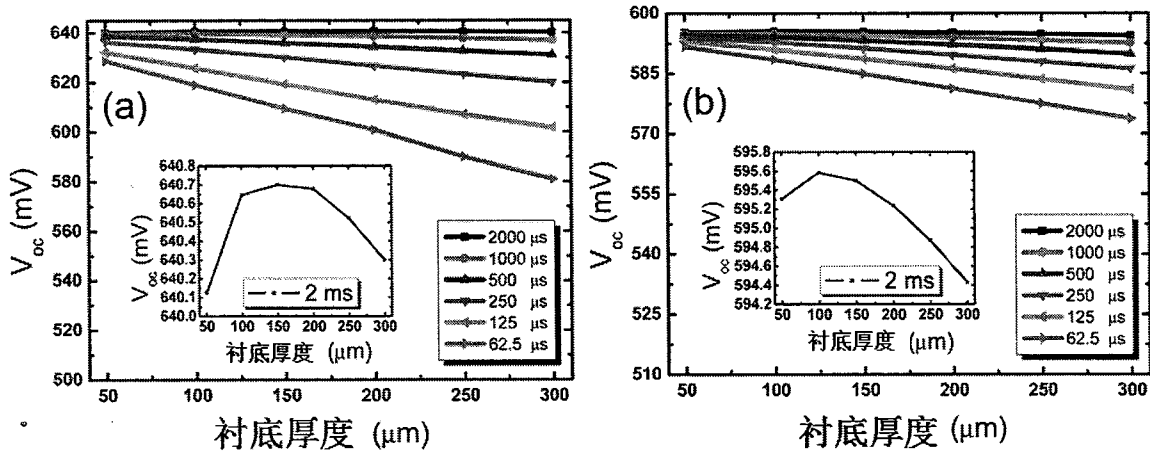


图 7.21 变化少子寿命时，不同衬底厚度对背结背接触太阳能电池开路电压的影响 (a) TCAD 模拟结果；(b) 简单模型公式计算结果

可以通过一维二极管模型的公式 7.6 可以清楚的解释这一现象。

$$V_{oc} = (kT/q) \ln(pN_D/n_i^2) \quad 7.6$$

其中 k 为玻尔兹曼常数， T 为开尔文温度， q 为电荷量， N_D 为衬底掺杂浓度， n_i 为硅本征载流子浓度， p 为到达发射结的空穴浓度。对于高寿命衬底来说，少子空穴的扩散长度远大于衬底的厚度，所以到达发射结的空穴浓度基本不随衬底厚度变化而变化，开路电压保持不变。而对于低寿命衬底，由于衬底内部复合，到达发射结的空穴浓度会随着衬底厚度的增加而降低，导致开路电压相应降低。

但是仔细观察高寿命的变化曲线，图 7.17 (a) 中的插图即为 2 ms 少子寿命衬底的背结背接触太阳能电池开路电压随衬底厚度的变化图。可以看到随着衬底厚度的增加，开路电压呈现先上升后下降的趋势，但变化幅度不大，不到 1 mV。但是为了弄清其中机理，采用公式 7.7 与 7.8 对于到达背表面发射结的空穴浓度进行了计算。

$$p(x, \lambda) = \alpha_{\lambda} \Psi_0(\lambda) \exp((- \alpha_{\lambda} x)) \quad 7.7$$

$$p_d(\lambda) = p(x, \lambda) \exp\left(-\frac{W - x}{l_p}\right) \quad 7.8$$

其中, $p(x, \lambda)$ 为波长为 λ 的光子在距离前表面 x μm 深处产生的空穴数目, $\Psi_0(\lambda)$ 为入射到前表面的光子流密度, α_{λ} 为吸收系数。公式 7.7 为光子在硅衬底的吸收过程。随后产生的空穴需要进行扩散才能到达发射结, 公式 7.8 为这一过程的表达式, 其中 W 为衬底厚度, l_p 为扩散长度, 对于不同寿命的衬底, 扩散长度相应变化。随后, 对于 $p_d(\lambda)$ 在整个波长范围内进行积分, 得到到达发射结的空穴数目, 再利用公式 7.6 计算相应的开路电压。图 7.21 (b) 即为采用公式计算的开路电压随衬底厚度的变化图, 其中插图 2 ms 衬底寿命下开路电压随衬底厚度的变化图。对比图 7.21 (a) 与图 7.21 (b) 可以看到, 无论是整体变化, 还是高寿命情况下开路电压的局部变化, 采用 Silvaco TCAD 模型仿真与公式计算均得到了相似的结果。

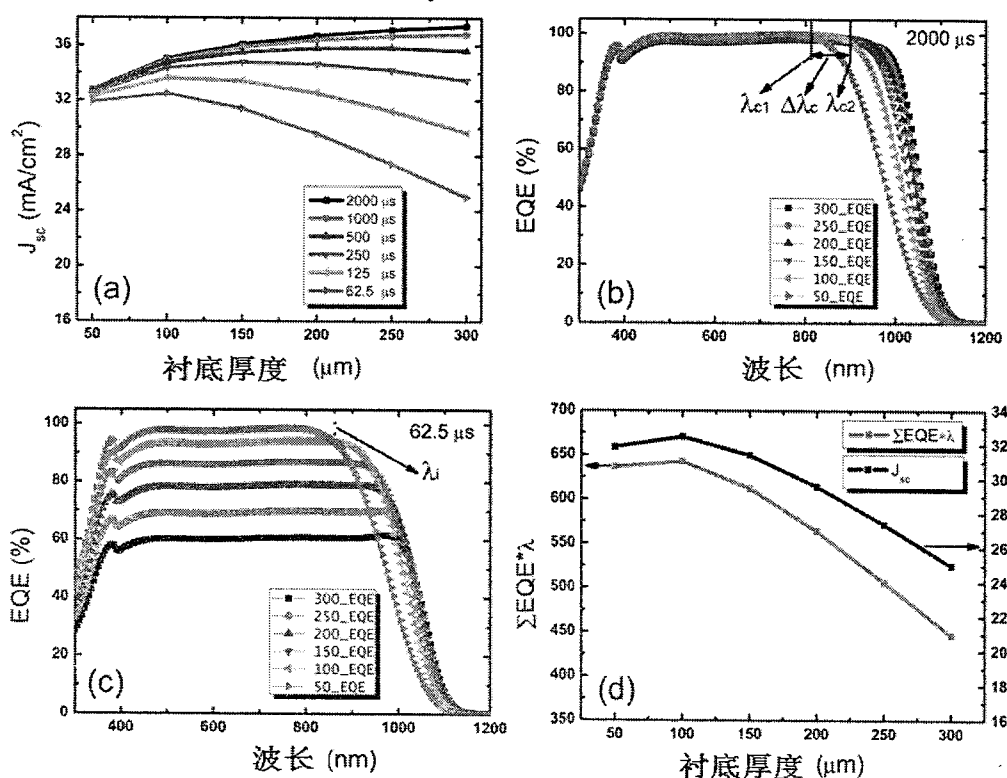


图 7.22(a) 变化少子寿命时, 不同衬底厚度对背结背接触太阳电池短路电流的影响; (b) 2 ms 少子寿命时, 不同衬底厚度的 EQE 曲线图; (c) 62.5 μs 少子寿命时, 不同衬底厚度的 EQE 曲线图; (d) 62.5 μs 少子寿命时, 不同衬底厚度短路电流与 EQE 曲线面积变化对比

图 7.22 (a)显示不同少子寿命下变化衬底厚度对背结背接触太阳能电池短路电流的影响。可以看到,对于高寿命的衬底,如 2 ms 以及 1 ms 衬底,短路电流随衬底厚度下降而降低。但是对于低寿命衬底,如 62.5 μs 衬底,短路电流随衬底厚度下降呈现先上升后下降的趋势。

为了解释这一现象,在高寿命 2 ms 以及低寿命 62.5 μs 时,采用 TCAD 仿真了变化衬底厚度的背结背接触太阳能电池的外量子效率 (EQE),如图 7.22 (b)和(c)所示。对于 2 ms 少子寿命的背结背接触太阳能电池,变化衬底厚度,短波长区域的 EQE 基本不变。但在长波长区域,衬底较厚电池的 EQE 明显高于衬底厚度薄电池。因此,长波长区域增长的 EQE 导致了电池的短路电流随衬底厚度的增加而增加。对于低寿命 (62.5 μs)衬底,在短波长区域,衬底较厚电池 EQE 明显低于衬底厚度薄电池;在长波长区域,衬底较厚电池 EQE 高于衬底厚度薄电池。因此,当衬底厚度减小时,电池短路电流的变化取决于短波长区域 EQE 增加的程度与长波长区域 EQE 降低的程度。更加量化的结构如图 7.22 (d)所示,将衬底少子寿命为 62.5 μs 时,不同衬底厚度的背结背接触太阳能电池短路电流值与 EQE(λ)乘以 λ 的积分(EQE 曲线的面积)进行比较,发现两者具有完全相同的趋势。

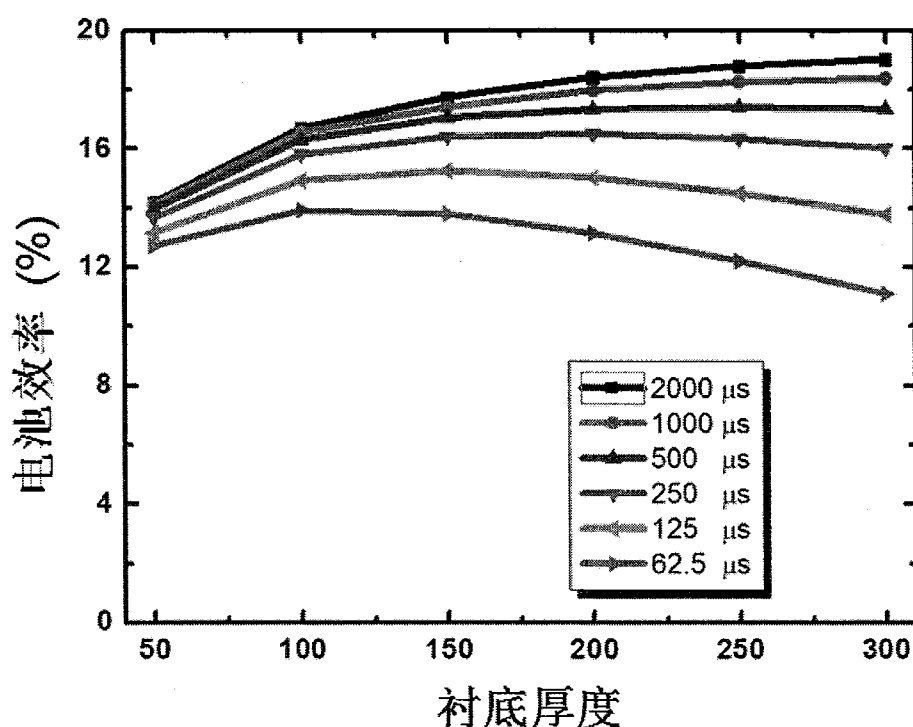


图 7.23 变化少子寿命时,不同衬底厚度对背结背接触太阳能电池效率的影响

背结背接触太阳能电池的填充因子也随衬底厚度与少子寿命变化。模型仿真结果显示,对于固定的衬底厚度,降低衬底少子寿命会导致并联电阻的下降,使得填充因子随少子寿命的降低而下降。而对于固定的衬底少子寿命,降低衬底厚度则在降低并联电阻的同时导致电池串联电阻的升高,因此使得填充因子随衬底厚度的降低而下降。背结背接触太阳能电池开路电压、短路电流以及填充因子随衬底厚度与少子寿命的变化最终反应在电池效率上,如图 7.23 所示。

7.6 本章小结

本章主要对背结背接触太阳能电池进行了二维模型的建立。首先对于建模软件 Silvaco TCAD 进行了详细介绍,说明应用其建立太阳能电池二维模型的可行性。随后,结合实验数据建立背结背接触太阳能电池的二维 TCAD 模型。并且针对电池的减反射结构、前表面场掺杂、背表面场掺杂、发射结掺杂、少数载流子寿命、衬底电阻率以及衬底厚度优化 TCAD 模型。在模型优化的基础上,重点研究了前表面结构以及衬底减薄后少数载流子寿命对背结背接触太阳能电池的影响。

8 总结

8.1 论文的主要实验结论

能源与环境方面的需求促进了清洁能源的大力发展, 光伏能源的发电量在近几年迅速增加, 有关太阳电池的研究也是当前国际研究领域的前沿和热点。本论文的研究涵盖了 n 型硅太阳电池的设计、工艺、测试以及建模仿真等。从简到难的制备了 n 型背结前接触太阳电池、n 型双面太阳电池以及 n 型背结背接触太阳电池, 解决了电池制备过程中出现的问题, 并通过模型建立从理论上进行分析与优化, 为电池的设计与制作提供指导。总体来说, 本论文实验结论如下:

(1) 使用丝网印刷技术将铝浆料覆盖到 n 型硅衬底表面, 并通过高温烧结技术可以实现 p 型发射结的形成。烧结条件将影响铝合金 p 型发射结的厚度与均匀性, 差的烧结条件导致 n 型硅衬底上的发射结出现不连续。通过优化烧结高温区域的时间可以逐渐消除此不连续, 提高铝合金 p 型发射结的均匀性。根据大量的实验, 得到了优化的烧结条件为 880 °C 温度下烧结 10 s, 此时发射结的厚度约为 7 μm 。

(2) 发射结区域的不连续会导致金属电极同时与 p 型发射结和 n 型硅衬底接触, 形成一个漏电通道。即使 n 型硅衬底表面存在一个很薄的 p 层发射结, 也会在一定程度上发生漏电, 进而降低背结背接触太阳电池的开路电压。通过模型仿真证实, 优化的铝合金 p⁺发射结将使电池开路电压提升约 70 mV。

(3) 热氧化工艺中不当升降温速率将在硅衬底表面产生应力, 大的应力将严重降低硅衬底的少子寿命。使用含氢的后退火技术可以降低表面悬挂键数目, 从而大幅提升少子寿命值。此外, 氧化硅、氮化硅中存在的正电荷使其更适宜钝化 n 型掺杂硅, 而三氧化二铝中存在的负电荷使其更适宜钝化 p 型掺杂硅。根据发射结反向饱和电流密度测试结果, 氧化硅与三氧化二铝均满足目前太阳电池同时钝化 n 型掺杂硅与 p 型掺杂硅的要求。

(4) 对于 n 型双面太阳电池, 串联电阻与前表面场掺杂浓度是关键参数。串联电阻可通过降低金属电极的欧姆接触电阻进行优化, 使背结电池的性能提升 19.7%; 而前表面场峰值掺杂浓度的优化将降低背结电池前表面的复合, 增强短波长光子的利用, 使电池的效率提升约 5%。

(5) 背结背接触太阳电池发射结金属电极覆盖率将影响电池的性能。其中开路

电压随金属覆盖率的增大而降低，填充因子随金属覆盖率的增加而上升，因此，开路电压与填充因子综合变化将确定发射结金属覆盖率对电池效率的影响。此外，由于发射结的金属欧姆接触电阻值将影响填充因子随金属覆盖率变化程度，因此，将进一步影响最优的发射结金属覆盖率值。

(6) 通过建立 n 型背结背接触太阳电池模型，研究前表面钝化膜中电荷量对电池性能的影响。当电荷量的绝对值低于 $3.2 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 时，若为负电荷，则电池性能随电荷量的增加而下降，若为正电荷，则电池的性能随电荷量的增加而上升。当电荷量的绝对值高于 $3.2 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 时，无论是正电荷还是负电荷，电池性能均随电荷量的增加而提升。通过前表面能带变化可以对这一现象进行解释。

8.2 论文的主要工作成果

本论文围绕提高 n 型背结背接触太阳电池的性能进行了电池设计、工艺方面优化,并在不影响电池性能的前提下,尽可能的减少工艺步骤、降低成本,期望为此太阳电池产业化进程提供助力。主要的工作成果如下:

(1) 采用铝推进合金的方法制备了 p 型发射结,并将其应用在 n 型背结前接触太阳电池中。通过优化铝推进 p 型发射结形成工艺,在无表面钝化的情况下,电池的平均开路电压达到 593 mV。

(2) 研究 p 型掺杂硅的钝化工艺,并将其应用在 n 型背结前接触太阳电池的改进中。采用氮化硅钝化的电池平均开路电压达到 603 mV,采用氧化硅/氮化硅叠成钝化的电池平均开路电压达到 623 mV。

(3) 将 n 型背结前接触太阳电池发射结结构进行改进,将背表面全发射结改为局部发射结。此项改进不但节约工艺步骤,并使氧化硅/氮化硅叠成钝化的电池平均开路电压上升到 631 mV,最大开路电压达到 638 mV。

(4) 制备 n 型双面太阳电池,并使用 PC1D 软件对其进行建模,通过拟合实验测试结果与仿真结果,保证了模型的准确性。在模型优化的指导下,制作的 n 型双面太阳电池前结效率达到 18.28 %,背结电池效率达到 16.24 %。

(5) 在前期工作的基础上,通过加入图形化工艺与掩膜腐蚀工艺,设计并制备了 n 型背结背接触太阳电池,使用特殊制作的夹具在 AM1.5 光照下进行测试,获得了 18.2 % 的电池效率。

(6) 使用 Silvaco TCAD 软件对 n 型背结背接触太阳电池进行建模,应用模型研究前表面能带结构、电池衬底厚度以及电池少数载流子寿命变化对电池性能的影响,为电池的优化提供理论与方向性的指导。

相关研究成果分别发表在光伏领域权威期刊及会议: Chin. Phys. Lett., J. Appl. Phys., PVSC, EU PVSEC 以及中国科学、太阳能学报、中国光伏大会,并得到了国内外同行专家的好评。

参考文献

- [1] ITRPV. International Technology Roadmap for Photovoltaic (ITRPV) 2013 Results [M]. 2013.
- [2] GREEN M A, EMERY K, HISHIKAWA Y, et al. Solar cell efficiency tables (Version 45) [J]. Progress in photovoltaics: research and applications, 2015, 23(1): 1-9.
- [3] SHOCKLEY W, QUEISSER H J. Detailed balance limit of efficiency of p - n junction solar cells [J]. Journal of applied physics, 1961, 32(3): 510-9.
- [4] BECQUEREL A. Recherches sur les effets de la radiation chimique de la lumière solaire au moyen des courants électriques [J]. Comptes Rendus de L'Académie des Sciences, 1839, 9(145-9).
- [5] HOLDERMANN K. Method for the wet chemical pyramidal texture etching of silicon surfaces [M]. Google Patents. 2002.
- [6] YAGI T, URAOKA Y, FUYUKI T. Ray-trace simulation of light trapping in silicon solar cell with texture structures [J]. Solar energy materials and solar cells, 2006, 90(16): 2647-56.
- [7] WILLEKE G, NUSSBAUMER H, BENDER H, et al. A simple and effective light trapping technique for polycrystalline silicon solar cells [J]. Solar Energy Materials and Solar Cells, 1992, 26(4): 345-56.
- [8] PFANN W G. Semiconductor signal translating device [M]. Google Patents. 1952.
- [9] TSAI J C. Shallow phosphorus diffusion profiles in silicon [J]. Proceedings of the IEEE, 1969, 57(9): 1499-506.
- [10] NAGEL H, ABERLE A G, HEZEL R. Optimised antireflection coatings for planar silicon solar cells using remote PECVD silicon nitride and porous silicon dioxide [J]. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 1999, 7(4): 245-60.
- [11] BROWN K K. Chemical vapor deposition [M]. Google Patents. 1995.
- [12] HUANG W, WANG X, SHENG M, et al. Low temperature PECVD SiN_x films applied in OLED packaging [J]. Materials Science and Engineering: B, 2003, 98(3): 248-54.
- [13] DUERINCKX F, SZLUFCHIK J. Defect passivation of industrial multicrystalline solar cells based on PECVD silicon nitride [J]. Solar Energy Materials and Solar Cells, 2002, 72(1): 231-46.
- [14] SOPPE W, RIEFFE H, WEEBER A. Bulk and surface passivation of silicon solar cells accomplished by silicon nitride deposited on industrial scale by microwave PECVD [J]. Progress in photovoltaics: Research and applications, 2005, 13(7): 551-69.
- [15] HUANG H, WINCHESTER K, SUVOROVA A, et al. Effect of deposition conditions on mechanical properties of low-temperature PECVD silicon nitride films [J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 435(453-9).
- [16] SOPORI B, DENG X, BENNER J, et al. Hydrogen in silicon: A discussion of diffusion and passivation mechanisms [J]. Solar Energy Materials and Solar Cells, 1996, 41(159-69).
- [17] 其霖. 太阳能电池原理与工艺 [M]. 上海科学技术出版社, 1984.
- [18] BARAONA C R, MAZARIS G A, CHAI A-T. Screen printed interdigitated back contact solar cell [M]. Google Patents. 1984.
- [19] http://solar.ofweek.com/2014-04/ART-260018-8500-28793603_3.html [J].
- [20] TIEDJE T, YABLONOVITCH E, CODY G D, et al. Limiting efficiency of silicon solar cells [J]. Electron Devices, IEEE Transactions on, 1984, 31(5): 711-6.

- [21] SWANSON R M. Approaching the 29% limit efficiency of silicon solar cells; proceedings of the Photovoltaic Specialists Conference, 2005 Conference Record of the Thirty-first IEEE, F, 2005 [C]. IEEE.
- [22] W RFEL P, W RFEL U. Physics of solar cells: from basic principles to advanced concepts [M]. John Wiley & Sons, 2009.
- [23] BRENDDEL R. Thin-film crystalline silicon solar cells: physics and technology [M]. John Wiley & Sons, 2011.
- [24] KERR M J. Surface, emitter and bulk recombination in silicon and development of silicon nitride passivated solar cells [M]. Australian national university, 2002.
- [25] KERR M J, CUEVAS A. General parameterization of Auger recombination in crystalline silicon [J]. Journal of Applied Physics, 2002, 91(4): 2473-80.
- [26] KERR M J, CUEVAS A, CAMPBELL P. Limiting efficiency of crystalline silicon solar cells due to Coulomb - enhanced Auger recombination [J]. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 2003, 11(2): 97-104.
- [27] SPROUL A, GREEN M. Intrinsic carrier concentration and minority - carrier mobility of silicon from 77 to 300 K [J]. Journal of Applied Physics, 1993, 73(3): 1214-25.
- [28] TRUPKE T, GREEN M, W RFEL P, et al. Temperature dependence of the radiative recombination coefficient of intrinsic crystalline silicon [J]. Journal of Applied Physics, 2003, 94(8): 4930-7.
- [29] TRUPKE T, GREEN M, W RFEL P. Improving solar cell efficiencies by down-conversion of high-energy photons [J]. Journal of Applied Physics, 2002, 92(3): 1668-74.
- [30] TRUPKE T, GREEN M, W RFEL P. Improving solar cell efficiencies by up-conversion of sub-band-gap light [J]. Journal of Applied Physics, 2002, 92(7): 4117-22.
- [31] LOHMULLER E, THAIDIGSMANN B, POSPISCHIL M, et al. 20% efficient passivated large-area metal wrap through solar cells on boron-doped Cz silicon [J]. Electron Device Letters, IEEE, 2011, 32(12): 1719-21.
- [32] GARNER C, NASBY R, SEXTON F. An interdigitated back contact solar cell with high-current collection [J]. Electron Device Letters, IEEE, 1980, 1(12): 256-8.
- [33] MUELLER T, SCHWERTHEIM S, FAHRNER W R. Crystalline silicon surface passivation by high-frequency plasma-enhanced chemical-vapor-deposited nanocomposite silicon suboxides for solar cell applications [J]. Journal of Applied Physics, 2010, 107(1): 014504.
- [34] MORVILLO P, BOBEICO E, FORMISANO F, et al. Influence of metal grid patterns on the performance of silicon solar cells at different illumination levels [J]. Materials Science and Engineering: B, 2009, 159(318-21).
- [35] http://zfxgk.nea.gov.cn/auto87/201503/t20150318_1891.htm [J].
- [36] SPATH M, DE JONG P, BENNETT I, et al. A novel module assembly line using back contact solar cells; proceedings of the Photovoltaic Specialists Conference, 2008 PVSC'08 33rd IEEE, F, 2008 [C]. IEEE.
- [37] DE CEUSTER D, COUSINS P, ROSE D, et al. Low cost, high volume production of > 22% efficiency silicon solar cells; proceedings of the Proceedings of the 22nd European Photovoltaic Solar Energy Conference, F, 2007 [C].
- [38] GEE J M, SCHUBERT W K, BASORE P A. Emitter wrap-through solar cell; proceedings of the CONFERENCE RECORD IEEE PHOTOVOLTAIC SPECIALISTS CONFERENCE, F, 1993 [C].

IEEE INC.

- [39] KNAUSS H, TERHEIDEN B, FATH P. Large-area metallisation wrap through solar cells using electroless plating [J]. Solar energy materials and solar cells, 2006, 90(18): 3232-7.
- [40] KERSCHAUER E V, BEAUCARNE G. Back - contact solar cells: A review [J]. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 2006, 14(2): 107-23.
- [41] SCHWARTZ R, LAMMERT M. Silicon solar cells for high concentration applications; proceedings of the Electron Devices Meeting, 1975 International, F, 1975 [C]. IEEE.
- [42] LAMMERT M D, SCHWARTZ R J. The interdigitated back contact solar cell a silicon solar cell for use in concentrated sunlight [J]. Electron Devices, IEEE Transactions on, 1977, 24(4): 337-42.
- [43] SWANSON R M, BECKWITH S K, CRANE R A, et al. Point-contact silicon solar cells [J]. Electron Devices, IEEE Transactions on, 1984, 31(5): 661-4.
- [44] SINTON R, KWARK Y, GAN J, et al. 27.5-percent silicon concentrator solar cells [J]. Electron Device Letters, IEEE, 1986, 7(10): 567-9.
- [45] SINTON R A, SWANSON R M. Design criteria for Si point-contact concentrator solar cells [J]. Electron Devices, IEEE Transactions on, 1987, 34(10): 2116-23.
- [46] SINTON R, VERLINDEN P, KANE D, et al. Development efforts in silicon backside-contact solar cells [J]. Proceedings of the 8th EPVSC, Florence, 1988, 1472-6.
- [47] VERLINDEN P, VAN DE WIELE F, STEHELIN G, et al. Optimized interdigitated back contact (IBC) solar cell for high concentrated sunlight; proceedings of the IN: Photovoltaic Specialists Conference, 18th, Las Vegas, NV, October 21-25, 1985, Conference Record (A87-19826 07-44) New York, Institute of Electrical and Electronics Engineers, Inc, 1985, p 55-60, F, 1985 [C].
- [48] KING R, SINTON R, SWANSON R. Front and back surface fields for point-contact solar cells; proceedings of the Photovoltaic Specialists Conference, 1988, Conference Record of the Twentieth IEEE, F, 1988 [C]. IEEE.
- [49] VERLINDEN P, SINTON R, SWANSON R. High efficiency large area back contact concentrator solar cells with a multilevel interconnection [J]. International journal of solar energy, 1988, 6(6): 347-66.
- [50] VERLINDEN P, SWANSON R, SINTON R, et al. Multilevel metallization for large area point-contact solar cells; proceedings of the Photovoltaic Specialists Conference, 1988, Conference Record of the Twentieth IEEE, F, 1988 [C]. IEEE.
- [51] KING R, SINTON R, SWANSON R. One-sun, single-crystalline silicon solar cell research [J]. NASA STI/Recon Technical Report N, 1991, 91(31699).
- [52] SINTON R A, SWANSON R M. Simplified backside-contact solar cells [J]. Electron Devices, IEEE Transactions on, 1990, 37(2): 348-52.
- [53] SINTON R, VERLINDEN P, CRANE R, et al. Large-area 21% efficient Si solar cells; proceedings of the Photovoltaic Specialists Conference, 1993, Conference Record of the Twenty Third IEEE, F, 1993 [C]. IEEE.
- [54] VERLINDEN P, SWANSON R, CRANE R. 7000 high - efficiency cells for a dream [J]. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 1994, 2(2): 143-52.
- [55] VERLINDEN P, SINTON R, WICKHAM K, et al. Backside-contact silicon solar cells with improved efficiency for the '96 world solar challenge [J]. Proceedings of the 14th EPVSC, 1997, 96-9.
- [56] CUDZINOVIC M J, MCINTOSH K R. Process simplifications to the Pegasus solar cell-SunPower's high-efficiency bifacial silicon solar cell; proceedings of the Photovoltaic Specialists

- Conference, 2002 Conference Record of the Twenty-Ninth IEEE, F, 2002 [C]. IEEE.
- [57] MULLIGAN W P, ROSE D H, CUDZINOVIC M J, et al. Manufacture of solar cells with 21% efficiency [J]. Proc 19th EPVSEC, 2004, 387.
- [58] MCINTOSH K R, CUDZINOVIC M J, SMITH D D, et al. The choice of silicon wafer for the production of low-cost rear-contact solar cells; proceedings of the Photovoltaic Energy Conversion, 2003 Proceedings of 3rd World Conference on, F, 2003 [C]. IEEE.
- [59] MCINTOSH K R, SHAW N C, COTTER J E. Light trapping in sunpower's A-300 solar cells; proceedings of the Proceedings of the 19th European Photovoltaic Solar Energy Conference, F, 2004 [C].
- [60] COUSINS P, SMITH D, LUAN H-C, et al. Generation 3: Improved performance at lower cost; proceedings of the Photovoltaic Specialists Conference (PVSC), 2010 35th IEEE, F, 2010 [C]. IEEE.
- [61] DICKER J, SCHUMACHER J, WARTA W, et al. Analysis of one-sun monocrystalline rear-contacted silicon solar cells with efficiencies of 22.1% [J]. Journal of Applied Physics, 2002, 91(7): 4335-43.
- [62] MOHR A, ROTH T, GLUNZ S W. BICON: high concentration PV using one - axis tracking and silicon concentrator cells [J]. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 2006, 14(7): 663-74.
- [63] GUO J-H, TIAHJONO B, COTTER J E. 19.2% efficiency n-type laser-grooved silicon solar cells; proceedings of the Photovoltaic Specialists Conference, 2005 Conference Record of the Thirty-first IEEE, F, 2005 [C]. IEEE.
- [64] ENGELHART P, HARDER N P, GRISCHKE R, et al. Laser structuring for back junction silicon solar cells [J]. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 2007, 15(3): 237-43.
- [65] STANGL R, BIVOUR M, CONRAD E, et al. RECASH a novel high efficiency buried grid rear contact amorphous/crystalline silicon heterojunction solar cell concept; proceedings of the Proceedings of the 22nd European Photovoltaic Solar Energy Conference, F, 2007 [C].
- [66] TUCCI M, SERENELLI L, SALZA E, et al. BEHIND (Back Enhanced Heterostructure with Interdigitated contact) solar cell; proceedings of the Proc 23rd Eur Photovolt Sol Energy Conf, Valencia, Spain, F, 2008 [C].
- [67] LU M, BOWDEN S, DAS U, et al. Interdigitated back contact silicon heterojunction solar cell and the effect of front surface passivation [J]. Applied Physics Letters, 2007, 91(6): 063507--3.
- [68] GRANEK F, REICHEL C, HERMLE M, et al. Front surface passivation of n-type high-efficiency back-junction silicon solar cells using front surface field; proceedings of the Proceedings of the 22th European Photovoltaic Solar Energy Conference, F, 2007 [C].
- [69] GONG C, VAN KERSCHAUER E, ROBBELEIN J, et al. Screen-Printed Aluminum-Alloyed Emitter on High-Efficiency N-Type Interdigitated Back-Contact Silicon Solar Cells [J]. Electron Device Letters, IEEE, 2010, 31(6): 576-8.
- [70] DINGEMANS G, KESSELS W. Status and prospects of Al₂O₃-based surface passivation schemes for silicon solar cells [J]. Journal of Vacuum Science & Technology A, 2012, 30(4): 040802.
- [71] BENICK J, HOEX B, VAN DE SANDEN M, et al. High efficiency n-type Si solar cells on Al₂O₃-passivated boron emitters [J]. Applied Physics Letters, 2008, 92(25): 253504--3.
- [72] TAGUCHI M, TERAOKA A, MARUYAMA E, et al. Obtaining a higher Voc in HIT cells [J]. Progress in Photovoltaics: Research and applications, 2005, 13(6): 481-8.
- [73] DEL ALAMO J, EGUREN J, LUQUE A. Operating limits of Al-alloyed high-low junctions for

- BSF solar cells [J]. *Solid-State Electronics*, 1981, 24(5): 415-20.
- [74] MEIER D, DAVIS H, GARCIA R, et al. Aluminum alloy back p-n junction dendritic web silicon solar cell [J]. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 2001, 65(1): 621-7.
- [75] WOHL R, KRAUSE J, GRANEK F, et al. 19.7% efficient all-screen-printed back-contact back-junction silicon solar cell with aluminum-alloyed emitter [J]. *Electron Device Letters, IEEE*, 2011, 32(3): 345-7.
- [76] KRAUSE J, WOHL R, RAUER M, et al. Microstructural and electrical properties of different-sized aluminum-alloyed contacts and their layer system on silicon surfaces [J]. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 2011, 95(8): 2151-60.
- [77] HUSTER F. Investigation of the alloying process of screen printed aluminium pastes for the BSF formation on silicon solar cells; proceedings of the Proceedings of the 20th European Photovoltaic Solar Energy Conference, F, 2005 [C].
- [78] SUGIANTO A, MAI L, EDWARDS M B, et al. Investigation of Al-Doped Emitter on N-Type Rear Junction Solar Cells [J]. *IEEE transactions on electron devices*, 2010, 57(2): 525-9.
- [79] RAUER M, SCHMIGA C, HERMLE M, et al. Passivation of screen-printed aluminium-alloyed emitters for back junction n-type silicon solar cells; proceedings of the Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference, F, 2009 [C].
- [80] BASORE P A, CABANAS-HOLMEN K. PC2D: A circular-reference spreadsheet solar cell device simulator [J]. *Photovoltaics, IEEE Journal of*, 2011, 1(1): 72-7.
- [81] CLUGSTON D A, BASORE P A. PC1D version 5: 32-bit solar cell modeling on personal computers; proceedings of the Photovoltaic Specialists Conference, 1997, Conference Record of the Twenty-Sixth IEEE, F, 1997 [C]. IEEE.
- [82] ZHU H, KALKAN A K, HOU J, et al. Applications of AMPS-1D for solar cell simulation; proceedings of the National center for photovoltaics (NCPV) 15th program review meeting, F, 2008 [C]. AIP Publishing.
- [83] STANGL R, KRIEGL M, SCHMIDT M. AFORS-HET, Version 2.2, a numerical computer program for simulation of heterojunction solar cells and measurements; proceedings of the Photovoltaic Energy Conversion, Conference Record of the 2006 IEEE 4th World Conference on, F, 2006 [C]. IEEE.
- [84] CABANAS-HOLMEN K, BASORE P A. PC2D: Applied to a Selective Emitter Cell [J]. 2011,
- [85] ABERLE A G. Surface passivation of crystalline silicon solar cells: a review [J]. *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, 2000, 8(5): 473-87.
- [86] BENTZEN A. Phosphorus diffusion and gettering in silicon solar cells [J]. Department of Physics, 2006,
- [87] SINTON R A, CUEVAS A, STUCKINGS M. Quasi-steady-state photoconductance, a new method for solar cell material and device characterization; proceedings of the Photovoltaic Specialists Conference, 1996, Conference Record of the Twenty Fifth IEEE, F, 1996 [C]. IEEE.
- [88] SINTON R A, CUEVAS A. Contactless determination of current-voltage characteristics and minority - carrier lifetimes in semiconductors from quasi - steady - state photoconductance data [J]. *Applied Physics Letters*, 1996, 69(17): 2510-2.
- [89] ABERLE A G, HEZEL R. Progress in Low - temperature Surface Passivation of Silicon Solar Cells using Remote - plasma Silicon Nitride [J]. *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, 1997, 5(1): 29-50.
- [90] ABERLE A G. Overview on SiN surface passivation of crystalline silicon solar cells [J]. *Solar*

Energy materials and solar cells, 2001, 65(1): 239-48.

[91] DAGATA J, SCHNEIR J, HARARY H, et al. Modification of hydrogen - passivated silicon by a scanning tunneling microscope operating in air [J]. Applied Physics Letters, 1990, 56(20): 2001-3.

[92] TAKAHAGI T, NAGAI I, ISHITANI A, et al. The formation of hydrogen passivated silicon single - crystal surfaces using ultraviolet cleaning and HF etching [J]. Journal of applied physics, 1988, 64(7): 3516-21.

[93] FRANK J, R DIGER M, FISCHER S, et al. Optical simulation of bifacial solar cells [J]. Energy Procedia, 2012, 27(300-5).

[94] OK Y-W, UPADHYAYA A D, TAO Y, et al. Ion-implanted and screen-printed large area 19.6% efficient n-type bifacial Si solar cell; proceedings of the Photovoltaic Specialists Conference (PVSC), 2012 38th IEEE, F, 2012 [C]. IEEE.

[95] CHANG H-C, HUANG C-J, HSIEH P-T, et al. Improvement on Industrial n-type Bifacial Solar Cell with > 20.6% Efficiency [J]. Energy Procedia, 2014, 55(643-8).

[96] SINGH J P, WALSH T M, ABERLE A G. A new method to characterize bifacial solar cells [J]. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 2014, 22(8): 903-9.

[97] <http://www.eepw.com.cn/article/264261.htm> [J].

[98] YAMAMOTO K, YOSHIMI M, TAWADA Y, et al. Cost effective and high-performance thin film Si solar cell towards the 21st century [J]. Solar energy materials and solar cells, 2001, 66(1): 117-25.

[99] TOOL C, MANSHANDEN P, BURGERS A, et al. Wafer thickness, texture and performance of multi-crystalline silicon solar cells [J]. Solar energy materials and solar cells, 2006, 90(18): 3165-73.

[100] BAIG H, HEASMAN K C, SARMAH N, et al. Solar cells design for low and medium concentrating photovoltaic systems; proceedings of the 8TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON CONCENTRATING PHOTOVOLTAIC SYSTEMS: CPV-8, F, 2012 [C]. AIP Publishing.

[101] ABBOTT M, COTTER J, TRUPKE T, et al. Investigation of edge recombination effects in silicon solar cell structures using photoluminescence [J]. Applied physics letters, 2006, 88(11): 114105.

[102] BOTHE K, SINTON R, SCHMIDT J. Fundamental boron-oxygen - related carrier lifetime limit in mono - and multicrystalline silicon [J]. Progress in photovoltaics: Research and Applications, 2005, 13(4): 287-96.

[103] HERGUTH A, SCHUBERT G, K S M, et al. Investigations on the long time behavior of the metastable boron-oxygen complex in crystalline silicon [J]. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 2008, 16(2): 135-40.

[104] COTTER J, GUO J, COUSINS P, et al. P-type versus n-type silicon wafers: prospects for high-efficiency commercial silicon solar cells [J]. Electron Devices, IEEE Transactions on, 2006, 53(8): 1893-901.

[105] MACDONALD D, GEERLIGS L. Recombination activity of interstitial iron and other transition metal point defects in p-and n-type crystalline silicon [J]. Applied Physics Letters, 2004, 85(18): 4061-3.

[106] MICHAEL S, BATES A. The design and optimization of advanced multijunction solar cells using the Silvaco ATLAS software package [J]. Solar energy materials and solar cells, 2005, 87(1): 785-94.

[107] KOBAYASHI T, MATSUO N, HEYA A. Improvement of conversion efficiency for solar cell with metal-oxide-semiconductor diode; proceedings of the 22th Int Photovoltaic Science and Engineering Conf(PVSEC22), Hangzhou, China, F, 2012 [C].

- [108] SLOTBOOM J. The pn product in silicon [J]. Solid-State Electronics, 1977, 20(4): 279-83.
- [109] SHOCKLEY W, READ JR W. Statistics of the recombinations of holes and electrons [J]. Physical Review, 1952, 87(5): 835.
- [110] HALL R N. Electron-hole recombination in germanium [J]. Physical Review, 1952, 87(2): 387.
- [111] CUEVAS A, BASORE P A, GIROULT - MATLAKOWSKI G, et al. Surface recombination velocity of highly doped n - type silicon [J]. Journal of Applied Physics, 1996, 80(6): 3370-5.
- [112] CUDZINOVIC M J, KAMINAR N, MCINTOSH K, et al. Solar cell and method of manufacture [M]. Google Patents. 2008.
- [113] ALEMAN M, DAS J, JANSSENS T, et al. Development and integration of a high efficiency baseline leading to 23% IBC cells [J]. Energy Procedia, 2012, 27(638-45).
- [114] KERR M J, CUEVAS A. Very low bulk and surface recombination in oxidized silicon wafers [J]. Semiconductor science and technology, 2002, 17(1): 35.
- [115] SCHULTZ O, RIEPE S, GLUNZ S W. Influence of high-temperature processes on multicrystalline silicon [J]. Solid State Phenomena, 2003, 95(235-42).
- [116] ROHATGI A, YELUNDUR V, JEONG J, et al. Aluminium-enhanced PECVD SiNx hydrogenation in silicon ribbons (alnear) ; proceedings of the Proc 16th Euro Photovoltaic Solar Energy Conf, F, 2000 [C].
- [117] DAUWE S, MITTELST DT L, METZ A, et al. Experimental evidence of parasitic shunting in silicon nitride rear surface passivated solar cells [J]. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 2002, 10(4): 271-8.
- [118] DEAL B E. Standardized terminology for oxide charges associated with thermally oxidized silicon [J]. J Electrochem Soc, 1980, 127(4): 979-81.
- [119] AGOSTINELLI G, DELABIE A, VITANOV P, et al. Very low surface recombination velocities on p-type silicon wafers passivated with a dielectric with fixed negative charge [J]. Solar Energy Materials and Solar Cells, 2006, 90(18): 3438-43.
- [120] GRANEK F. High-efficiency back-contact back-junction silicon solar cells [M]. Verlag Dr. Hut, 2009.
- [121] DE WOLF S, KONDO M. Abruptness of a-Si: H/ c-Si interface revealed by carrier lifetime measurements [J]. Applied Physics Letters, 2007, 90(4): 042111.

附录 攻读博士学位期间发表的论文

- [1] **Zhang W**, Chen C, Jia R, Janssen G, Zhang D-S, Xing Z, et al. The shunt influence of Al-p+ emitter on Voc characteristics and its optimization for Interdigitated Back Contact solar cells. Photovoltaic Specialists Conference (PVSC), 2013 IEEE 39th; 2013: IEEE.
- [2] **Wei Z**, Chen C, Rui J, Janssen G, Dai-Sheng Z, Zhao X, et al. Optimization of Metal Coverage on the Emitter in n-Type Interdigitated Back Contact Solar Cells Using a PC2D Simulation. Chinese Physics Letters. 2013;30(7):078801.
- [3] **W. Zhang**, C. Chen, R. Jia, G.J.M. Janssen, D.-S. Zhang, Z. Xing, et al. Study in n-type interdigitated back contact solar cells using PC2D simulation. 29th EUPVSC proceedings. 2014:841-3.
- [4] **Wei Z**, Chen C, Rui J, Yun S, Zhao X., et al. The analysis of the interdigitated back contact solar cells: n-type substrate lifetime and wafer thickness. Chinese Physics B. 2015. Accepted.
- [5] **张巍**, 陈晨, 贾锐等. N 型背结前接触太阳能电池 Al-p+发射结钝化研究. 第 12 届中国光伏大会暨国际光伏展览会(CPVC12)论文集.2012:1-4.
- [6] **张巍**, 陈晨, 贾锐等. N 型背接触太阳能电池发射结金属覆盖电极的优化. 第 13 届中国光伏大会论文集.2013:209-212.
- [7] **张巍**, 贾锐, 孙昀, 邢钊. 针对 N 型 IBC 太阳电池中背结模型的建立及优化(2014 年光伏大会优秀论文). 已接受待发表.
- [8] Chen C, **Zhang W**, Xing Z, Sun Y, Jia R, Jin Z, et al. Study of wafer thickness scaling in n-type rear-emitter solar cells with different bulk lifetimes. Journal of Applied Physics. 2014;116(5):053105.
- [9] 陈晨, **张巍**, 贾锐等. IBC 插指背接触太阳能电池中工艺过程对少子寿命的变化影响分析. 第 13 届中国光伏大会论文集.2013:184-187.
- [10] 陈晨, **张巍**, 贾锐等. 前瞻晶体硅太阳能电池未来产业化——高效 N 型背结前接触和背结背接触晶体硅太阳能电池. 中国科学: 物理学, 力学, 天文学.

2013(006):708-17.

致 谢

五年的硕博生涯即将以一篇博士论文划上句号。在此之际，需要感谢这一路来对我给予诸多帮助的人。

首先要感谢我的导师贾锐研究员。从我进入中国科学院以来，贾锐老师在科研上给我指明了方向，鼓励我提出新的想法并付诸实践。他在科研方向的敏锐洞察力以及对科研问题的认识深度是我学习的榜样。在生活上，贾锐老师也如亲人般关心我，在我困惑时给我支持和帮助。这份师徒之情，我将终身难忘。

我还要感谢陈晨师兄。感谢他在我进入实验室之初对我的悉心教授，在实验制定方面对我的细心指导，在我撰写第一篇论文时帮我详细规划与修改。感谢他即像长辈又如朋友般在我博士生涯中提供的帮助。

感谢中国科学院微电子研究所微波器件与集成电路实验室的各位老师：吴德馨老师、刘新宇老师、金智老师、刘洪刚老师、张轩雄老师、武锦老师等。感谢你们以无私的态度帮助我分析实验问题，给予你们建议并提供帮助。

感谢在流片过程中给我极大帮助的汪宁工程师、王素琴工程师、汪涛工程师、樊洁工程师、杜萌工程师、王伟超工程师、张爱雪工程师、张丽丽工程师、许然工程师、王斌工程师等。你们严谨的态度、极强工作能力以及敬业精神是我实验得以顺利进行的保障。

感谢背结背接触太阳能电池组中各成员的帮助，陈晨、张代生、邢钊、孙昀以及我一起为这个项目奉献力量。我论文中成果离不开你们的帮助与配合，希望我们的成果在不久的将来可以发挥它的价值。

感谢共处于太阳能电池实验室的武德起、丁武昌、孟彦龙、李昊峰、崔冬萌、林阳、窦丙飞、白阳、张悦、杨勇洲、王仕健、乔秀梅、冯泽增、杨珊珊、李强、王绍蒙。在我需要帮助时，你们是第一个出现在我身边的人。

最需要感谢的是我的父母。你们多年的养育才成就了今天的我，我将用我的一生来感谢你们的恩情。

张巍

2015 年 4 月