# 硅基异质结太阳电池新进展

李正平<sup>1</sup>,杨黎飞<sup>2</sup>,沈文忠<sup>1,3,\*</sup>

- 1 上海交通大学物理与天文学院,人工结构及量子调控教育部重点实验室,太阳能研究所,上海 200240
- 2 协鑫集成科技股份有限公司,苏州 215000
- 3 教育部人工微结构协同创新中心, 南京 210093

**摘要:**非晶硅/晶体硅异质结太阳电池 (SHJ) 是在晶体硅上沉积非晶硅薄膜,它综合了晶体硅电 池与薄膜电池的优势,具有结构简单、工艺温度低、钝化效果好、开路电压高、温度特性好、双 面发电等优点,是高转换效率硅基太阳电池的热点方向之一。本文首先综述了近几年 SHJ 电池 制造工艺技术的进步,包括臭氧清洗硅片、热丝化学气相沉积技术沉积非晶硅薄膜、透明导电薄 膜沉积方法和材料的改进,以及新型金属化电极技术在 SHJ 电池中的应用所取得的进展。然后 介绍了结合背面结技术、载流子选择性钝化接触技术的硅异质结电池以及薄型硅异质结太阳电池 最新研究情况。进一步分析了与叉指式背接触技术相结合的硅异质结电池、与钙钛矿太阳电池技 术相结合的钙钛矿/硅异质结两端叠层太阳电池的研究现状,指出硅基异质结太阳电池是迈向更 高效率太阳电池的基石。

关键词:异质结;硅太阳电池;背面结技术;载流子选择性钝化接触技术;叉指式背接触;钙 钛矿/硅异质结两端叠层太阳电池

中图分类号: O472 文献标识码: A

DOI: 10.13725/j.cnki.pip.2019.01.001

#### 目 录

Ι.	引言	1
II.	异质结太阳电池的制造工艺进展	3
	A. 臭氧清洗	3
	B. HWCVD 应用	3
	C. TCO 改进	5
	D. 金属化进展	7
III.	异质结太阳电池的新技术进展	9
	A. 背面结硅异质结电池	9
	B. 载流子选择性钝化接触硅异质结电池	12
	C. 薄型硅异质结电池	14
IV.	更高效率的硅基异质结太阳电池进展	15
	A. IBC-SHJ 太阳电池研究进展	16
	B. 钙钛矿/硅异质结叠层太阳电池研究进展	17
V.	结语	19
	致谢	19
	参考文献	19

E-man. wzsnen@sjtu.edu.ch

I. 引言

近年来,太阳能光伏发电科技和应用高速发展, 光伏发电已成为最重要的可再生能源之一。到目前为 止,光伏产业仍然是建立在硅材料的基础上,晶体硅 太阳电池是当今光伏产业的主流,市场上90%以上的 太阳电池是晶体硅太阳电池。晶体硅太阳电池分为单 晶硅电池和多晶硅电池,而按照硅材料的掺杂类型又 可分为 p 型电池和 n 型电池。提高光电转换效率、降 低生产成本是光伏产业永恒的主题。由于成本优势和 相对较高的效率,当前光伏产业关注的热点是基于 p 型硅片的钝化发射极及背面电池 (passivated emitter and rear cell, PERC)。但是相对于 p型硅电池, n型 硅电池的光诱导衰减 (LID) 极低,此外 n 型硅对某些 金属杂质的敏感性低,在相同的杂质浓度下,n型硅 比p型硅具有更高的少数载流子寿命。这些特性使得n 型硅电池比 p 型硅电池具有长寿命和高效率的特点, 因此高效率 n 型硅电池也一直受到重视,这其中基 于 n 型硅片的钝化发射极背面全扩散电池 (passivated emitter rear totally-diffused, PERT)、叉指式背接触电

池 (interdigitated back contact, IBC) 和非晶硅/晶体硅

Received date: 2018-11-01 \*E-mail: wzshen@sjtu.edu.cn



图 1. 非晶硅/晶体硅异质结太阳电池发展历程。(a)、(a') 早期单面 SHJ 电池的结构示意图和小面积 SHJ 电池的 *I-V* 曲 线 <sup>[2]</sup>; (b)、(b') 双面 SHJ 电池的结构示意图和效率超过 20% 的 SHJ 电池 *I-V* 曲线 <sup>[3]</sup>; (c) 三洋(松下)的 SHJ 电池发展 历程, SHJ 电池最高效率已达 24.7% 且电池厚度仅为 98 μm<sup>[4]</sup>; (d) 目前最高效率 25.1% 的 SHJ 电池 *I-V* 曲线 <sup>[5]</sup>。

异质结电池 (silicon heterojunction, SHJ) 已经实现了 规模量产。

早在 1985 年,美国科学家 Yablonovitch 等就指 出<sup>[1]</sup>,理想的太阳电池应该具有双异质结结构,即禁 带宽度较小的吸收层材料夹在两个不同掺杂类型的宽 禁带材料之间,该结构易在吸收层材料中获得较大的 准费米能级分裂;如果异质结界面能被很好地钝化, 该结构电池将可获得较高的电压和效率。SHJ 电池是 这种设想成功的典范,最早是日本三洋电机(已被松 下公司收购)在 20 世纪 90 年代,将本征非晶硅薄膜 用于非晶硅/晶体硅异质结太阳电池<sup>[2,3]</sup>,在 p型非晶 硅、n型非晶硅和 n型单晶硅异质结之间插入一层本 征非晶硅薄膜(简称 a-Si:H(i), 或 i-a-Si:H), 实现了 异质结界面的良好钝化,获得了较高效率的非晶硅/晶 体硅异质结电池,并最早实现了 SHJ 电池的批量生 产。SHJ 电池的结构<sup>[3]</sup> 如图 1 所示,它是以 n 型单晶 硅片为衬底,在经过清洗制绒的硅片正面依次沉积厚 度为 5~10 nm 的本征非晶硅薄膜、p 型非晶薄膜(简 称 a-Si:H(p), 或 p-a-Si:H),从而形成 p-n 异质结; 在硅片背面依次沉积厚度为 5~10 nm 的 i-a-Si:H 薄 膜、n型非晶硅薄膜(简称 a-Si:H(n), 或 n-a-Si:H) 形成背表面场; 在掺杂 a-Si:H 薄膜的两侧, 再沉积透 明导电氧化物薄膜 (TCO),最后通过丝网印刷技术在 两侧的顶层形成金属电极并烧结 (< 250°C)。SHJ 电 池具有结构简单对称,工艺温度低等优点。同时,SHJ 电池具备独特的能带结构和全面积钝化特性,且使用 高质量 n型硅基底,使得电池的本体复合和界面复合 都得到有效控制,因而 SHJ 电池的开路电压 (Voc)比 常规电池要高许多(目前 SHJ 电池的 Voc 最高达到 了 750 mV<sup>[4]</sup>),从而能够获得较高的光电转换效率 (目前纯 SHJ 结构的电池效率已达 25.1%<sup>[5]</sup>)。在发 电性能方面,SHJ 电池的温度系数低,约为常规晶体 硅电池的一半,温度升高时输出功率影响小,高温时 发电量增益大;另外 SHJ 电池具有双面发电特性,正 反面受光后都能发电,封装成双面电池组件后年平均 发电量比单面电池组件多出 10% 以上。

正是由于 SHJ 电池在结构、工艺和使用性能方面 的优势,外加 SHJ 电池的专利已经到期,所以在 2010 年后关于 SHJ 电池的研发和产业化蓬勃发展。我们 在 2014 年也及时全面地总结了当时非晶硅/晶体硅异 质结太阳电池的研发和产业化状况,并出版了《硅基 异质结太阳电池物理与器件》专著<sup>[6]</sup>。自专著出版 后,硅基异质结太阳电池的研发和产业化又取得了诸 多的进展,本文将综述近几年异质结电池在新工艺、 新技术和更高效异质结电池方面的新进展。

## II. 异质结太阳电池的制造工艺进展

SHJ 电池的基本制造工艺包括清洗制绒、非晶 硅薄膜沉积、TCO 薄膜沉积和金属化电极制作。基 于 SHJ 电池的基本工艺,本部分主要综述臭氧清洗硅 片、热丝化学气相沉积技术沉积非晶硅薄膜、TCO 薄 膜沉积方法和 TCO 材料的改进,以及新型金属化电极 技术在 SHJ 电池中的应用所取得的进展。

#### A. 臭氧清洗



图 2. 传统 RCA 工艺与臭氧清洗工艺步骤对比<sup>[8]</sup>。图中的 SDR 和 Tex 为 Saw Damage Removal 去切割损伤和 Texturing 制绒的缩写。

制作太阳电池的第一步工序是对硅片进行清洗并 形成绒面以陷光。SHJ 电池的特征之一是具有高钝化 质量的非晶硅/晶体硅界面,要求硅片表面高的清洁度 和合适的金字塔形貌。因此相对于其他晶体硅电池, 如铝背场电池 (aluminum back surface field, Al-BSF) 和 PERC 电池, SHJ 电池对清洗制绒步骤的工艺要求 更为严格。针对 SHJ 电池的硅片清洗,一般是以 RCA 清洗工艺为基础。RCA 工艺是 1965 年由美国无线电 公司 (Radio Corporation of America) 开发的针对半导 体晶圆的清洗工艺<sup>[7]</sup>,该工艺主要包括 SC1(NH<sub>4</sub>OH 和  $H_2O_2$  混合溶液) 和 SC2 (HCl 和  $H_2O_2$  混合溶 液)两个步骤。RCA 清洗工艺主要应用于实验用途, 但在 SHJ 电池规模化生产中也参照了 RCA 工艺, 由于使用的 NH4OH 和 H2O2 挥发性较强, 而 SC1 和 SC2 工艺温度都高于 60°C,因此造成化学品的消耗 量较大,SHJ 电池的硅片清洗成本极高。

针对 RCA 清洗工艺在 SHJ 电池规模化生产中面 临的挑战,以臭氧 (ozone, O<sub>3</sub>) 为基础的硅片清洗工

艺和量产化的设备受到重视<sup>[8]</sup>。图 2 是以 RCA 工艺 基础和以臭氧工艺为基础的硅片清洗制绒工艺比较。 与 RCA 相比,在前清洗 (Preclean) 过程中使用臭氧去 离子水溶液(DIO<sub>3</sub>) 替代 SC1,在后清洗 (Postclean)工 艺中使用臭氧/氢氟酸溶液 (DIO<sub>3</sub>/HF) 替代 SC1、氢 氟酸/硝酸混合溶液 (HF/HNO<sub>3</sub>)及 SC2 三个步骤, 摆脱了氨水,硝酸和过氧化氢三种溶液的使用,同时 臭氧清洗无任何含氮废水的排放,其效果却是能够实 现对有机杂质(如添加剂残留)和金属杂质(如钾离 子、钠离子及过渡金属离子)的高效去除。

如图 3 所示,通过改变制绒添加剂的配比及工 艺时间可准确地控制金字塔的尺寸。大尺寸的金字塔 可有效减少单位面积内塔底区域的数量及微绒面的形 成,可以更好地提升非晶硅钝化的效果及提高电池的 开路电压 Voc。另一方面,随着金字塔尺寸的增大, 绒面的反射率增加,从而会导致 SHJ 电池的短路电 流 Isc 下降。因此,在工艺调试过程中必须精确优化 金字塔的尺寸以得到最高的电池效率。此外,臭氧清 洗工艺中 DIO<sub>3</sub>/HF 步骤会对金字塔结构的表面进行 各向同性的轻微刻蚀(也称圆润化 rounding,刻蚀量 为 100~300 nm),能有效地去除塔尖、塔底和金字塔 侧面等富含晶体缺陷的区域(见图 3(d)和 (e)),有 利于高质量非晶硅薄膜的生长,从而提高界面钝化效 果和电池的开路电压。

在德国 Fraunhofer 太阳能系统研究所 Moldovan 等<sup>[9]</sup> 发表的对比试验中, 臭氧清洗的 SHJ 电池转换 效率最多高出 RCA 对比组  $\Delta \eta = 0.45\%$  的绝对值。综 上, 臭氧清洗工艺既可实现硅片表面的高效清洗, 也 能控制金字塔绒面微结构,同时可节省化学品用量, 避免含氮废水的排放。因而, 臭氧清洗工艺从 2015 年 起已经在全球 SHJ 规模化生产中得到广泛的推广。

#### B. HWCVD 应用

生长高质量的本征和掺杂氢化非晶硅薄膜,获 得高质量的氢化非晶硅/晶体硅界面是制备高效硅 异质结电池的关键。氢化非晶硅薄膜通常使用化学 气相沉积法 (Chemical Vapor Deposition, CVD) 生 长,根据设备的不同,又有等离子体增强化学气相 沉积 (Plasma Enhanced CVD, PECVD) 和热丝化学 气相沉积 (Hot Wire CVD, HWCVD) 两种方法。相 较于 PECVD, HWCVD 的应用范围较窄,但由于其 独特的性质,在硅异质结电池上取得了成功。日本 三洋(现松下)公司硅异质结电池最新量产技术即使





图 3. 改变制绒添加剂配比及工艺时长可准确的控制金字塔的尺寸 <sup>[8]</sup>: (a) 2 至 4 微米,(b) 5 至 7 微米,(c) 10 至 12 微 米, (d)、(e) 为使用臭氧氢氟酸溶液 DIO<sub>3</sub>/HF 轻微刻蚀后的金字塔形貌。

#### 用 HWCVD。

HWCVD 沉积氢化非晶硅薄膜的机制如图 4 所 示 [10,11]。从热丝到硅基底存在一个温度梯度,主要 的反应过程可分为3个区域。第一个区域是在热丝 (如 Ta 丝)附近, 硅烷 (SiH<sub>4</sub>)发生热分解, 生成 Si 原子和 H 原子: 热丝与基底间的绝大部分真空区域为 第二个区域,在此,Si原子和 H 原子与 SiH<sub>4</sub> 分子碰 撞发生反应,生成一系列 SiH 基元,主要为 Si<sub>2</sub>H<sub>2</sub> 和 SiH<sub>3</sub>;这些 SiH 基元到达基底表面(第三个区 域),沉积为氢化非晶硅薄膜。如同时通入掺杂气 体 (如  $B_2H_6$ 、 $PH_3$ ), 热分解为掺杂原子 (B、P), 以替位态进入氢化非晶硅结构网络,可实现氢化非晶 硅薄膜的掺杂。热丝温度、硅基底温度、SiH<sub>4</sub>,H<sub>2</sub>流 量比等工艺条件决定了氢化非晶硅薄膜的结构和性 质,进而决定了电池的最终效率,尤其是本征氢化非 晶硅薄膜,不仅直接决定界面的钝化,也直接影响载 流子的输运。通常要求薄(几纳米)且致密的本征氢 化非晶硅薄膜,并形成突变的本征氢化非晶硅/晶体 硅界面,对其生长控制提出了很高的要求。热丝化学 气相沉积也被称为催化化学气相沉积 (Catalytic CVD, Cat CVD),即认为热丝表面对气体的分解反应有催化 作用。但对于氢化非晶硅沉积而言,实验表明<sup>[12]</sup>其 沉积速率主要决定于 SiH4 流量和热丝温度, 而与热丝 的材料无关,由此说明 SiH4 的分解主要是一个热过 程。

(e)

HWCVD 沉积氢化非晶硅薄膜是基于热丝对反应 气体的热分解,没有等离子体对基底的轰击,这是其 区别于 PECVD 的一个显著特征。对于硅异质结电 池,有助于形成高质量的明显突变的氢化非晶硅/晶 体硅界面。Matsumura 等<sup>[13]</sup>使用扫描透射电子显微 镜 (STEM) 技术观察到了氢化非晶硅/晶体硅界面的 原子分辨率图像,如图 5 所示。在图 5(a)、(c) 中右 侧每一对亮点即是晶体硅中的一对硅原子,从中可 见,HWCVD 氢化非晶硅与晶体硅有更明显的界面, 界面处的过渡层厚度约 0.6 nm,为 PECVD 氢化非晶



图 4. HWCVD 沉积氢化非晶硅机制示意图<sup>[10]</sup>。

硅/晶体硅界面过渡层厚度的 1/3。而图 5(b)、(d) 则 更直观地反映了上述界面的差异,HWCVD 氢化非晶 硅到晶体硅的信号变化的斜率更大,对应了更陡峭的 氢化非晶硅/晶体硅界面。Matsumura 等进一步研究比 较了 HWCVD 和 PECVD 沉积的 a-Si:H(i) 对硅表面的 钝化效果,制备了 SiN<sub>x</sub>/a-Si:H(i)/c-Si/ a-Si:H(i)/SiN*x* 双面钝化样品,其中 SiN<sub>x</sub> 以 HWCVD 生长, a-Si:H(i) 以 HWCVD 或 PECVD 生长。测试样品的少子寿命 分别为 10 ms (HWCVD)和 3 ms (PECVD),表明 H-WCVD 生长的 a-Si:H(i) 具有更好的钝化效果。

此外,和 PECVD 相比,HWCVD 还有一些其它 特点。第一,HWCVD 可以高效地分解 H<sub>2</sub>,产生很 高密度 (>  $10^{14}$  cm<sup>-3</sup>)的 H 原子。氢化非晶硅对硅 表面的钝化作用被认为主要源于 H 原子对硅表面悬 挂键的钝化,高密度 H 原子的存在原则上有利于钝 化。第二,HWCVD 的气体利用率在 80% 以上,远 高于 PECVD ( $10 \sim 20\%$ )<sup>[10]</sup>。因而,其产生的硅粉 尘很少,简化了设备的维护。第三,理论上可以在热 丝 360 度方向上同时沉积氢化非晶硅。实际中,通常 在热丝两边均设置载板,同时在热丝的两侧沉积氢化 非晶硅,有效提高设备的产能。

HWCVD 也有一些方面不及 PECVD。首先, 其在同一块载板内沉积薄膜的厚度均一性一般 为 10~15%<sup>[14]</sup>,而 PECVD 可以控制在 5% 以内。 但我们发现,HWCVD 方法制备的硅异质结电池效率 在载板内的均一性可控制在 2% 以内,因为电池的各 电学参数(开路电压 V<sub>oc</sub>、短路电流密度 J<sub>sc</sub> 和填充因



图 5. 氢化非晶硅/晶体硅界面的高分辨 STEM 图像<sup>[13]</sup>: (a) HWCVD 氢化非晶硅, (c) PECVD 氢化非晶硅。(b)、(d) 分别对应于 (a) 和 (c) 红色矩形区域中紧密排列的硅原子 的信号强度分布。较低的信号强度平台对应氢化非晶硅的区域,较高的信号强度平台对应晶体硅的区域。

子 FF)随厚度变化呈现此消彼长的变化(见图 6)。 其次,HWCVD 的关键部件热丝,在使用过程中存在 老化 (aging)问题,即会和 SiH 基元发生反应,形成 硅化物,使热丝的电阻率和表面状态发生变化,出现 开裂和孔洞(见图 7),影响氢化非晶硅薄膜的质量进 而显著影响硅异质结电池的效率;热丝甚至会发生断 裂,迫使设备停止运行。对 HWCVD 而言,热丝是一 个耗材,需要定期更换,更换周期通常小于1个月。 热丝的损耗和更换一方面增大了设备的运行成本,另 一方面制约了设备的稳定运行时间(uptime)。因而,需 要从热丝材料,设备设计和运行工艺等方面出发,找 到延长热丝寿命的方法,将对 HWCVD 技术在硅异质 结电池上的进一步应用起到很好的促进作用。

#### C. TCO 改进

在 SHJ 太阳电池中,由于 a-Si:H 薄膜的导电性 很差,通常需要在 a-Si:H 薄膜表面制备一层 TCO 薄 膜,用来收集光生载流子并将其输运到金属电极上。 同时,迎光面 TCO 薄膜还必须具备减反射功能,降低 电池的表面光反射损失,可见 TCO 薄膜对 SHJ 太阳 电池的 J<sub>sc</sub> 起着重要作用。因此,TCO 薄膜既要有较 好的导电性,又要有较高的透过率。

近年来,在硅异质结电池上 TCO 薄膜的进展主 要是沉积方法和 TCO 材料的改进。由于 SHJ 太阳 电池的高开路电压与 a-Si:H 薄膜对 c-Si 表面的良好 钝化有关,这就要求后续 TCO 镀膜过程不能破坏 a-Si:H 薄膜的初始钝化效果。显然,低离子轰击损伤 的 TCO 镀膜技术对实现高填充因子和高开路电压 至关重要。考虑到诸多光电器件对 TCO 薄膜及其 制备技术的苛刻要求,日本住友公司开发了一种低 温、低损伤 TCO 薄膜镀膜设备 — 反应等离子体沉积 (Reactive plasma deposition, RPD) 或者是离子镀沉 积 (ion platin)<sup>[16]</sup>,该设备的主要特点是利用特定的磁 场控制氩等离子体的形状,从而产生稳定、均匀、高 密度的等离子体,其设备原理如图 8 所示。与传统磁 控溅射 (SP) 镀膜技术相比, RPD 技术的等离子体能 量分布相对集中且离化率更高,有效粒子的能量分布 在 20~30 eV 范围内,几乎没有能量大于 50 eV 的高 能粒子。相反, SP 技术中有效的粒子能量范围在 1~3 eV,但其等离子体中却含有大量的能量高于 100 eV 的高能粒子,如二次电子、氩离子和氧离子等,对 基板表面有很强的轰击刻蚀作用。因此,在相同条件 下, RPD 技术制备的 TCO 薄膜结构更加致密、结晶



图 6. HWCVD 制备的硅异质结电池各参数在载板内的分布情况。



图 7. Ta 丝使用前 (a) 和在 SiH<sub>4</sub> 中加热后 (b) 的 SEM 图 像  $^{[15]}$ 。

度更高、表面更加光滑、导电性更高、光学透过率更好。用 RPD 技术沉积 TCO 薄膜并应用于 SHJ 电池,可获得效率达 23% 以上的 SHJ 电池<sup>[17]</sup>。

为了获得高效率的 SHJ 太阳电池,TCO 薄膜必须同时兼备良好的光学性能和电学性能。低电阻率、高透光率和低温生长是 SHJ 电池对 TCO 薄膜的基本 要求。TCO 薄膜的电阻率与自由载流子浓度和迁移率 的关系为  $\rho = 1/(qN\mu)$ ,式中, $\rho$  为电阻率,q 为电子 电量,N 为自由载流子浓度, $\mu$  为载流子迁移率。要 想获得低的电阻率(高导电性),可以通过增加载流 子浓度和提高载流子迁移率来实现。常用的 TCO 材



图 8. RPD 设备原理示意图 <sup>[16]</sup>。

料是 SnO<sub>2</sub> 掺杂的 In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (氧化铟锡, ITO),高导 电性的 ITO 薄膜通常是以高载流子浓度作为支撑, 但是 ITO 薄膜在长波段光谱的自由载流子寄生吸收 很大,会导致异质结电池的 J<sub>sc</sub> 相对较低。虽然 R-PD 镀膜技术可以在低温下制备出高品质的 ITO 薄 膜,但是 ITO 薄膜的迁移率却普遍不高,只有 20~40 cm<sup>2</sup>/(V·s)。为了使电池效率最大化,开发新型的 高迁移率 TCO 薄膜材料显得尤其重要。有几种方 式<sup>[18,19]</sup>可以实现较高载流子迁移率的掺杂 In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: 1) 用其他金属氧化物,如 Zn、Ti、Zr、Mo 和 W 的 氧化物等取代 SnO<sub>2</sub> 对 In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 掺杂 (In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Me),可 以获得~80 cm<sup>2</sup>/(V·s) 的载流子迁移率;2) 用氢掺 杂 In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:H) 或金属氧化物和氢共掺杂 In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (如  $In_2O_3$ :Ce,H),可以获得 > 100 cm<sup>2</sup>/(V·s) 的载 流子迁移率。日本长洲产业公司<sup>[20]</sup>用 CeO<sub>2</sub>和氢共 掺杂的 In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 作为 TCO 薄膜材料,得到载流子迁移 率达到 140 cm<sup>2</sup>/(V·s) 的 In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Ce.H 材料,将其应 用于异质结电池,获得了效率高达 24.1% 的全面积 (243.4 cm<sup>2</sup>) 异质结电池。这主要得益于以 In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Ce,H 作为 TCO, 较高的载流子迁移率和电池在近红外波 段的良好光谱响应,有效提高了电池的 FF 和 J<sub>sc</sub>, 以 In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Ce,H 和 ITO 做 TCO 层的 SHJ 电池在近 红外波段的内量子效率 (IQE) 比较见图 9。虽然氢 掺杂可提高 TCO 的迁移率, 但氢掺杂 TCO 的长 期稳定性需要关注<sup>[21]</sup>。在湿热条件下(85°C,85% 湿度)测试 In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:H 的性能变化,发现随测试时 间的延长, In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:H 的迁移率显著降低, 电阻率增 大; In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:H 迁移率的降低被认为和材料晶界处 H 的 降低有关,在 In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:H 上沉积 ITO 形成复合薄膜可提 高其长期稳定性。



图 9. 以 In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: Ce,H 和 ITO 做 TCO 层的 SHJ 电池在近 红外波段的 IQE 比较<sup>[20]</sup>。

另一方面,基于掺杂 In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的 TCO 材料,由于 含有稀有金属 In,成本较高。AZO (ZnO:Al) 是一种 成本较低的 TCO 材料,将其用于 SHJ 电池,可降 低电池的制备成本。AZO 在长波段的吸收通常要低 于 ITO,但其迁移率通常只有 ~10 cm<sup>2</sup>/(V·s),导电 性较差<sup>[22,23]</sup>,可用在 SHJ 电池的背面,因电池背面的栅线数目通常几倍于正面,对背面 TCO 的导电性要求可适当降低。AZO 也可以用在背面结 SHJ 电池的正面,在背面结 SHJ 电池中,电子的横向传输可以由 TCO 层扩展到 n 型硅基底内,可降低对正面 TCO的导电性要求(详见 III.A 节)。Cruz 等<sup>[23]</sup>将 AZO用在背面结 SHJ 电池的正面代替 ITO,获得了较 ITO电池更高的 J<sub>sc</sub>和效率。同时发现,如在该电池中使用 AZO/SiO<sub>x</sub> 双层减反射薄膜,在维持同等减反射效果的前提下,AZO 的厚度可降低一半。AZO 厚度降低使得其寄生吸收降低,方块电阻增大,使电池的 J<sub>sc</sub>增大,FF 减小,电池的效率可保持不变。而 AZO 厚度的降低意味着 TCO 材料成本的下降。使用低成本的 TCO 材料,通过电池结构设计维持较高的电池效率应是未来发展的一个方向。

### D. 金属化进展

太阳电池的正反面一般都会有电极,以与 p-n 结 两端形成紧密欧姆接触。在电池光照面上的电极称 为上电极,通常是栅线状,以收集光生电流;而在电 池背面的电极称为下电极或背电极。下电极可以布满 电池背面(如常规铝背场电池),这样则形成单面电 池;也可以是栅线状,以形成双面电池,背面栅线数 目通常几倍于正面栅线数目以减少电池串联电阻。制 作电极的材料一般是具有优良导电性能、收集效率高 的 Ag、Cu、Al 等金属材料,制作电极的方法目前主 要是丝网印刷。对 SHJ 电池而言,降低电池正面遮 光损失、减小栅线的欧姆损耗、改善电极与 TCO 的 接触、低成本的电极制备方式是金属化的研究方向。 选择低电阻的银浆、减小栅线宽度及提高栅线的高宽 比<sup>[3]</sup> 是常规应用于改善 SHJ 电池电极性能的方法。 近年来兴起的无主栅技术和铜金属化技术是突破丝网 印刷技术瓶颈、提高载流子收集几率的有效尝试,本 小节将综述异质结电池在电极方面取得的进展。

太阳电池的栅线会遮挡部分太阳光进入电池,为 提高电池转换效率则希望栅线越细越好,然而栅线越 细则电阻损失越大,填充因子也因此降低,所以太阳 电池栅线设计的核心是平衡遮光和导电的关系。在太 阳电池片上,主栅线 (Busbar,BB)的主要作用是收 集电流并进行汇流。从电池片电流收集角度考虑,主 栅线数量的增加,通过每根主栅线的电流减小,电阻 损耗减小;另一方面细栅线的电阻损失随主栅线数量 的增加而显著降低<sup>[24]</sup>,因为主栅线数量的增加使得载



图 10. (a) 多 (12) 主栅多晶太阳电池照片, (b) 无主栅太阳电池示意图, (c) 无栅线太阳电池示意图。

流子通过细栅线的传输距离极大地缩短,细栅线上承载的电流减小,从而欧姆损失也显著降低。因此,增加主栅线的数量,可以实现减小主栅线和细栅线物理 尺寸,从而实现减少遮光和降低单位银耗量。

在同质结晶体硅太阳电池上,从最初的 2 BB、3 BB,发展到现在的 4 BB 和 5 BB,是一个渐变的过程,本质上与传统的 2BB 电池制作工艺差异不大。目前主栅的发展趋势是从 4 BB/5 BB 发展到所谓的多主栅 (Multi Busbar, MBB)。所谓多主栅,一般是指太阳电池有 5 根以上的主栅线,图 10(a)是 12 BB 的多晶太阳电池实物照片。根据大量数据和研究显示,多主栅技术在电池端转换效率可提升大约 0.2%,节省正银耗量 25~35%。多主栅技术在同质结晶体硅太阳电池上获得的效果,完全可以复制到异质结太阳电池上,目前已有部分企业在布局多主栅异质结电池,相信不久就会有多主栅异质结电池面世。

为进一步减少正面的遮挡和降低银浆的消耗量, 太阳电池栅线的发展是往无主栅 (Busbar-free) 方向 发展。在制作此类无主栅电池时,保留传统的正面 丝网印刷,在电池上制作底层的细栅线,而后通过不 同的方法将多条垂直于细栅的栅线覆盖在其上,形成 交叉的导电网格结构(示意图见图 10(b)),第二层 栅线仍可称为主栅,主栅的材料目前多为金属线。这 里金属线其实更可以看作是替代了传统焊带的角色, 让更多更细的焊带直接连接电池细栅,汇集电流的同 时实现电池互连,取消了常规组件工艺中电池焊带串 焊的环节,在电池层面取消了传统的主栅,故该技术 也称无主栅技术。瑞士 Meyer Burger 公司利用所谓 的"Smart Wire Connection Technology" (SWCT) 技 术<sup>[25]</sup>,将一层内嵌铜线的聚合物薄膜覆盖在异质结电 池正面,这层薄膜内嵌的铜线表面镀有低熔点金属, 可在组件层压过程中,依靠层压机的压力和温度使得 铜线和丝网印刷的细栅线直接结合在一起。金属线的 材料目前多为铜线,代替银主栅,节省了材料成本。 无主栅技术能够提升电池的效率,瑞士 Meyer Burger 公司制作的 6 英寸大小的无主栅异质结电池,其效率 超过了 24%,并且正面银浆的耗量减少~80%<sup>[25]</sup>。

进一步,异质结电池的金属化方案可以往无栅线 电池方向发展,即在沉积 TCO 薄膜后,不再制备金属 栅线电极,直接贴合低温合金包覆的铜丝到 TCO 上 面,通过热压促使低温合金融化,与 TCO 形成良好 的欧姆接触特性,无栅线电池示意图见图 10(c)。无栅 线技术的应用,将使太阳电池不再消耗昂贵的银浆, 大大降低成本。Levrat 等<sup>[26]</sup>用 InSn 合金包覆的铜丝 (InSn/Cu) 与 TCO 直接接触,得到了效率为 19.9% 的 异质结单电池组件 ( $V_{\rm oc} = 0.734 \, \text{V}, J_{\rm sc} = 37.3 \, \text{mA/cm}^2$ , FF = 0.74),但是由于没有银栅线,载流子的传输和收 集能力下降,接触电阻变大,导致无栅线电池组件的 填充因子降低,限制了性能的进一步提升。我们近期 采用聚合物包覆的铜线 (C/Cu) 直接焊接到背结 SHJ 电池的 TCO 层上, 获得了效率超过 22% 的异质结电 池<sup>[27]</sup>,展现出实用化的前景。直接 C/Cu 金属化的背 结异质结电池的结构和性能见图 11。

采用丝网印刷技术制作 SHJ 电池的电极,银浆的 消耗量远比常规晶体硅电池大,因为 SHJ 电池的上 下电极均需要使用银浆。另外,SHJ 电池需使用可在 低温下烧结的银浆,即低温银浆。为保证导电性,其 银含量高于常规电池使用的高温银浆。低温银浆的高 耗量和高成本成为制约 SHJ 电池成本降低的主要因 素之一。因此,降低低温银浆耗量,用其它金属代替 银应用于 SHJ 电池的电极一直是产业的目标。除使用 上述基于铜线的无主栅和无栅线技术外,开发能代替



图 11. C/Cu 丝直接金属化无栅线背结异质结电池的 (a) 结构示意图, (b) 实物照片和 (c) J-V 曲线 [27]。



图 12. (a) 硅异质结电池在 a-Si:H(p) 一侧的能带图。TCO 为简并半导体,图中给出的是 TCO 的导带位置,实验中 <sup>[27]</sup> 使用的 TCO 材料为  $In_2O_3$ :W (IWO),其禁带宽度  $E_g$  约为 3.8 eV。 (b) TCO 的功函数、方块电阻 ( $R_{sheet,TCO}$ ), TCO 和 a-Si:H(p) 的接触电阻 ( $R_{TCO/a-Si:H(p)}$ ) 随氧气分压的变化 <sup>[27]</sup>。

银浆的导电浆料也是实现目标的方法之一。这其中金 属铜的导电性仅次于银,但是价格仅为银的1/100, 因此铜浆受到关注<sup>[28]</sup>,但是铜浆受限于其相对较差 的可印刷性及更高的体电阻率,还没有在太阳电池中 大量应用。另一种方法是采用铜电镀技术实现 SHJ 电池的金属化。日本 Kaneka 公司和比利时 IMEC 合 作<sup>[29]</sup>,将铜电镀技术应用于 SHJ 电池的正面栅线制 作,实现了高效铜电镀电极的异质结电池,效率达到 了 23.5%。 其后, Kaneka 公司创造晶体硅电池效率世 界纪录 (26.6%) 的背接触异质结电池也采用了铜电镀 电极<sup>[30]</sup>。Silevo 公司(后被 Solarcity 收购)采用电镀 铜电极,也实现了效率 > 23% 的 6 英寸隧道氧化物异 质结电池<sup>[31]</sup>。电镀铜电极在导电性、电极高宽比、栅 线设计等方面相比丝网印刷低温银浆有明显的优势。 然而, 电镀铜金属化工艺更复杂, 铜电镀液的处理和 排放也会带来一定环境问题。

## III. 异质结太阳电池的新技术进展

除了工艺技术方面的进展,近年来针对 SHJ 电池

也融合了光伏电池领域内正在发展的新技术,本部分 将论述背面结、载流子选择性钝化接触技术与硅异质 结电池的结合,同时介绍薄型硅异质结太阳电池的研 究。

### A. 背面结硅异质结电池

对硅异质结电池的研究,大部分工作集中于正面结结构,即入光面是 a-Si:H(p)发射极一侧,目前报道的最高效率 25.1% 也是在正面结结构上取得的<sup>[5]</sup>。然而,正面结硅异质结电池对 a-Si:H(p)和正面 TCO 的要求很高。a-Si:H(p)需要平衡钝化,寄生电阻和寄生光吸收的矛盾。较强的钝化通常需要较高的掺杂浓度和厚度,较小的寄生电阻则要求较小的厚度,而为了抑制寄生光吸收,则要求较小的掺杂浓度和厚度。正面 TCO 需兼具高电导率和高透光率,高电导率可通过提高 TCO 的载流子浓度和迁移率实现,而较高的载流子浓度会产生较大的自由载流子光吸收,要求 TCO 必须具备较高的迁移率,限制了材料选择。另外,TCO和 a-Si:H(p)之间的接触电阻(*R*TCO/a-Si:H(p))对电池串联电阻(*R*)的贡献较大,必须有效控制<sup>[32]</sup>。上



图 13. 硅异质结电池结构示意图及在电池最大功率点 (MPP) 的电流密度分布模拟: (a, b) 正面结结构, (c, d) 背面结结构; (e) 实验得到的正面结 (FE) 和背面结 (RE) 硅异质结电池的 *FF* 随正面栅线间距 (pitch) 和 TCO 沉积气氛中氧含量的 变化; (f) 不同氧含量下, TCO 光吸收率及方块电阻的变化 <sup>[33]</sup>。



图 14. (a) a-Si:H(n) 和 a-Si:H(p) 的消光系数谱图; (b-e) 背面结硅异质结电池各项参数 ( $J_{sc}$ 、 $V_{oc}$ 、FF 和 Eff) 随 a-Si:H(n) 层沉积时间的变化 <sup>[27]</sup>。

述原因使制备高效率正面结硅异质结电池的工艺窗口 较窄,不利于实际生产控制。

将 a-Si:H(p) 置于电池背面,形成背面结硅异质 结电池,能很大程度解决正面结电池在设计优化上的 问题。首先, a-Si:H(p) 的掺杂和厚度不再受寄生光 吸收的限制,只需要平衡钝化和寄生电阻。其次,如 图 12(a) 所示,TCO 和 a-Si:H(p) 接触形成的势垒会 阻碍空穴的传输,产生较大的 *R*<sub>TCO/a-Si:H(p)</sub>。实验 发现<sup>[25]</sup>,可以通过调控 TCO 沉积过程的氧分压,提 高 TCO 的功函数,使 TCO 和 a-Si:H(p) 的接触势垒 降低,从而减小  $R_{TCO/a-Si:H(p)}$  (见图 12(b))。同时,发现 TCO 的方块电阻 ( $R_{sheet,TCO}$ )随氧分压的增大而增大,其对  $R_s$  的贡献也会相应增大。如采用正面结结构, $R_{TCO/a-Si:H(p)}$  的减小会被  $R_{sheet,TCO}$  增大的效应所补偿,不能有效降低  $R_s$ 。而采用背面结结构,因背面设计的栅线数目通常为正面数目的 2~3 倍,可有效抑制  $R_{sheet,TCO}$  对  $R_s$  的贡献,从而可通过提高氧分压,降低  $R_s$ 。第三,TCO 通常是 n 型导电材料,和硅基底的导电类型相同。与正面结电池不同,背面结电池中电子的横向传输可以由 TCO 层扩展到硅基底内(见图 13(a)、13(c)),降低传输过程引致的电阻损失。与此对应,背面结电池在最大功率点的电流密度更高(如图 13(b)、13(d)),意味着背面结电池可以获得更高的 FF。图 13(e)显示了实验得到的正面结(FE)和背面结(RE)硅异质结电池的 FF



图 15. 模拟得到的正面结 (FE) 和背面结 (RE) 硅异质结 电池性能随硅基底缺陷密度  $(N_{\rm tr})$  和缺陷能级  $(E_{\rm tr})$  的变 化。0.1 eV, 0.2 eV, 0.6 eV 分别代表  $E_{\rm tr}$  在导带能级  $(E_c)$ 下 0.1 eV, 0.2 eV 和 0.6 eV, 即  $E_{\rm tr} = E_c - 0.1$  eV, 0.2 eV, 0.6 eV <sup>[33]</sup>。

随正面栅线间距(pitch)和 TCO 沉积气氛中氧含量 (对应氧分压)的变化情况<sup>[31]</sup>。可见,在同等条件 下,背面结电池的 FF 要高于正面结电池,其对栅线 间距和 TCO 导电性的要求相对降低。如图 13(f)所 示,随 TCO 沉积气氛中氧含量的增大,TCO 的方块 电阻增大,对光的吸收率降低。这是由于 TCO 中氧 空位的掺杂下降,载流子浓度降低所致。综合上述结 果,对于背面结电池,因其对正面 TCO 导电性的要求 降低,从而可通过提高 TCO 沉积气氛的氧含量,一定 程度上抑制 TCO 的光吸收,提高电池的 J<sub>sc</sub> 和效率。

背面结硅异质结电池中, a-Si:H(n) 是受光面。如 图 14(a) 所示, 实验发现 <sup>[27]</sup> a-Si:H(n) 的消光系数要 大于 a-Si:H(p), 也即在相同厚度下, a-Si:H(n) 的寄生 光吸收大于 a-Si:H(p), 对电池  $J_{sc}$  的影响更显著, 这 可认为是背面结硅异质结电池的一个劣势。实际中, 可以通过降低 a-Si:H(n) 层的厚度, 达到提高电池  $J_{sc}$ 的目的。图 14(b-d) 显示了背面结硅异质结电池各项参 数随 a-Si:H(n) 层沉积时间的变化。可见, 在一定范围 内降低 a-Si:H(n) 层的沉积时间(如由 25 s→15 s), 电池的  $V_{oc}$  和 *FF* 可基本保持不变, 而电池的  $J_{sc}$  逐 步提高, 从而使电池的效率得到提高。

一般而言,背面结电池对硅基底的要求高于正 面结电池。因为在正面产生的载流子需要扩散到电 池背面被分离收集,要求载流子具有更大的扩散长 度。Bivour 等<sup>[33]</sup> 等采用理论模拟的方法,研究了 硅基底质量对正面结和背面结硅异质结电池性能的 影响。硅基底质量通过缺陷密度(N<sub>tr</sub>)和缺陷能级  $(E_{tr} = E_{c} - 0.1 \text{ eV}, 0.2 \text{ eV}, 0.6 \text{ eV})$ 表征。 $N_{tr}$ 越大, 能级越靠近禁带中央(如 $E_{tr} = E_c - 0.6 \text{ eV}$ ),缺陷复 合越严重, 硅基底质量越差。如图 15 所示, 对于质量 很差的硅基底(如  $N_{\rm tr} > 2 \times 10^{10} {
m cm}^{-3}, E_{\rm tr} = E_{\rm c} - 0.6$ eV),受基底复合的影响,背面结结构的 J<sub>sc</sub> 和效 率显著低于正面结结构。而对于质量较好的硅基底, 背面结结构的效率要略高于正面结结构,主要由于前 者具有较高的 FF。同时,无论是正面结结构还是背 面结结构, 电池 Voc 和 FF 对硅基底质量的变化更 敏感,也即电池在开路状态(对应 Voc)和最大功率 点(对应 FF)对硅基底的要求均高于短路状态(对 应 Jsc)。这是因为硅异质结电池具备非常好的界面钝 化,在开路和最大功率状态下,允许硅基底在接近其 本征复合的状态下工作。因而,要获得很高的效率, 无论是背面结结构还是正面结结构,都要求高质量的 硅基底。在此情况下,载流子有足够长的扩散长度扩



图 16. (a) 太阳电池中的载流子选择性接触; (b) 异质结电池中的载流子选择性钝化接触。

散到电池背面被有效收集。因而,对高效异质结电池 而言,背面结结构对硅基底质量的要求并不高于正面 结结构。

综上,与正面结结构相比,背面结硅异质结电池 在设计优化上面临的限制更少。由于电子的横向传输 可扩展到硅基底,同等条件下可获得更高的 FF。为 获得高效率,对硅基底亦没有更高的要求,是一种更 适合量产的硅异质结电池结构。

#### B. 载流子选择性钝化接触硅异质结电池

太阳电池的工作机制涉及载流子的产生、分离和 输运三个过程。其中载流子的分离通常被认为由电池 器件的内建电场完成,但 Würfel 等<sup>[34]</sup>的工作说明 载流子的分离本质上是依赖于载流子选择性接触的存 在,而内建电场只是形成某种载流子选择性接触的结 果;理论上可以构筑无内建电场的太阳电池器件。如 图 16(a)所示,载流子选择性接触是允许一种载流子 通过,而对另一种载流子传输有阻碍作用的结构,具 体表现在其对一种载流子的电导率远远大于另一种载 流子的电导率。

在常规硅同质结太阳电池中,电子和空穴选择性接触由对硅吸收层(硅基底)两侧实施 n 型和 p 型掺杂实现。而在载流子需要导出器件的局部,不可避免地使用金属和硅的直接接触,该接触具有很大的复合

(反向饱和电流密度  $J_0 = 10^3 - 10^5$  fA/cm<sup>2</sup>)<sup>[35,36]</sup>, 即使将接触面积控制在较小的比例(如 < 10%),也 将成为提高电池开路电压和效率的瓶颈。就此,硅异 质结电池展示了另一种可能,如图 16(b),n型和 p型 掺杂氢化非晶硅(a-Si:H(n), a-Si:H(p))使 n型硅基 底两侧形成积累层和反型层,实现载流子的选择性接触。但掺杂氢化非晶硅和晶体硅若直接接触,则界面缺陷很高,难以有效抑制界面复合。在掺杂氢化非晶硅和硅基底之间引入本征氢化非晶硅 a-Si:H(i),能很好地钝化硅表面,且载流子可以通过隧穿或跳跃传导(hopping)的机制通过 a-Si:H(i)而不引致很大的接触电阻,从而避免了金属和硅的直接接触,极大地降低了电池的复合 ( $J_0 < 10$  fA/cm<sup>2</sup>)。正是因为异质结电池具备上述的选择性钝化接触特性,其最高开路电压可达 750 mV<sup>[4]</sup>,最高效率达 25.1%<sup>[5]</sup>。

异质结电池的成功,激发了科学界对选择性钝 化接触的研究热情。2014年,德国 Fraunhofer 太阳 能系统研究所提出隧穿氧化钝化接触 (Tunnel Oxide Passivated Contacts, TOPCon) 的概念<sup>[37-42]</sup>。如 图 17 所示,该结构使用磷掺杂硅薄膜和超薄 (< 2 nm) SiOx 叠层形成电子选择性钝化接触。以 n 型 FZ 单晶硅为衬底,正面以成熟常规工艺制备钝化发射 极,背面使用 TOPCon 结构  $(J_0 = 7 \text{ fA/cm}^2)$ ,在  $4 \text{ cm}^2$  电池上获得了 24.4% 的效率 ( $V_{\text{oc}} = 715.1 \text{ mV}$ ,  $J_{\rm sc} = 41.5 \text{ mA/cm}^2$ , FF = 82.1%) <sup>[37,38]</sup>。经分析, 该电池效率受限于正面发射极,尤其是正面金属/硅 接触处的复合。在此基础上,通过优化正面发射极 (如使用选择性发射极),逐步将电池效率提高到 25.1% ( $V_{\rm oc} = 718$  mV,  $J_{\rm sc} = 42.1$  mA/cm<sup>2</sup>, FF = (0.832) <sup>[39]</sup> 和 25.7% ( $V_{\rm oc} = 724.9 \text{ mV}, J_{\rm sc} = 42.5 \text{ mA}$  $cm^2$ , FF = 0.833)<sup>[42]</sup>。此外, TOPCon 结构可承受高 温过程 (~900°C), 使其兼容高温金属化工艺, 具有较 好的产业化前景。

研究发现,除掺杂硅薄膜材料和晶体硅形成的异 质结可作为选择性接触外,使用一些具有较低 (< 4.0



图 17. TOPCon 太阳电池的发展:电池结构和量子效率曲线。(a)、(a') n 型 TOPCon 电池的结构与量子效率、反射率曲 线<sup>[39]</sup>;(b)、(b')采用 p 型硅片实现正反两面选择性钝化接触的设计,正反两面直接化学生长 1.4 nm 氧化层,分别沉积 15 nm 掺磷和掺硼的非晶硅,之后退火,由于退火温度的不同非晶硅并未结晶为多晶硅,而是达到了类似薄膜硅电池中的微晶硅 形态<sup>[40]</sup>;(c)、(c')进一步优化 TOPCon 电池,优化后的电池实现了最高 25.7% 的效率<sup>[42]</sup>。



图 18. 较低 (a) 和较高 (b) 功函数材料与晶体硅构成的异质结的能带图,此类异质结也可具有载流子选择性接触的功能。

eV) 或较高 (> 5.2 eV) 功函数材料与晶体硅构成的 异质结,可使晶体硅表面能带发生弯曲,形成具有 不对称载流子电导率的区域,从而也可以实现选择 性接触的功能(如图 18 所示)。具有电子选择性接 触功能的材料主要有 TiO<sub>x</sub>、MgO<sub>x</sub>等金属氧化物以 及 LiF<sub>x</sub>、MgF<sub>x</sub>等金属卤化物<sup>[43]</sup>,这些材料通常也称 作电子传输层材料。具有空穴选择性接触功能的材料 主要有 MoO<sub>x</sub>、WO<sub>x</sub>、VO<sub>x</sub> 等金属氧化物以及有机半导体材料如 PEDOT: PSS<sup>[45,45]</sup>,这些材料通常也称作 空穴传输层材料。进而,在电子(空穴)传输层材料 和晶体硅之间引入非晶硅或氧化硅钝化硅表面,可形 成电子(空穴)选择性钝化接触。

类似于上述 TOPCon 电池, Yang 等人 <sup>[46,47]</sup> 使用 TiO<sub>2</sub>/SiO<sub>2</sub> 作为电子选择性钝化接触(如图 19(a)),



图 19. (a) TiO<sub>2</sub>/SiO<sub>2</sub> 电子选择性钝化接触电池(类似 于 TOPCon)结构示意图<sup>[47]</sup>和 (b) MoO<sub>x</sub> 代替 a-Si:H(p) 的新型异质结电池结构示意图<sup>[49]</sup>。

在 4 cm<sup>2</sup> 电池上取得了 22.1% 的效率。而如图 19(b), 美国加州伯克利大学的 Battaglia 等人<sup>[48]</sup>和瑞 士 EPFL 合作使用 MoOx 代替异质结电池中的 a-Si:H(p),制备了新型异质结电池,初始效率为 18.8%, 后在短时间内提高到 22.5% <sup>[49]</sup>。因 MoO<sub>x</sub> 禁带宽度大,其对光的吸收小,该电池的 Jsc 较参比 异质结电池有近 1% 的提高;但同时发现在 130°C 以上, MoOx 将会和 TCO 材料发生反应, 生成界面 层阻碍空穴的传输,进而使电池的 FF 显著下降。因 而, MoO<sub>x</sub> 等选择性接触材料的稳定性是一个需要关 注的问题。澳大利亚国立大学的 Bullock 等人<sup>[48]</sup> 尝试 用 MoO<sub>x</sub> 和 LiF<sub>x</sub> 分别替代异质结电池中的 a-Si:H(p) 和 a-Si:H(n),制备了所谓的无掺杂非对称异质结电 池 (dopant-free asymmetric heterocontacts, DSAH), 得到 19.4% 的效率 (见图 20),但该类新型异质结电 池的效率尚待提高。



图 20. (a) DSAH 电池的截面 SEM 图, (b) DSAH 电池的 结构示意图及光照 *J-V* 曲线 <sup>[50]</sup>。

TOPCon 电池已具备了较好的电子选择性接触, 但尚缺少空穴选择性接触,电池的发射极仍使用扩散 结而不能完全避免金属--硅接触。Feldmann 等人<sup>[38]</sup> 尝试使用超薄 SiO<sub>x</sub> 和硼掺杂硅薄膜的叠层结构作为空 穴选择性接触(图 17(b)),但未获得好的效果,采用 该叠层双面钝化器件的隐开路电压 (implied Voc, *i*Voc) 仅为 680 mV。而对于较低 (< 4.0 eV)或较高 (> 5.2 eV)功函数的氧化物等材料作为电子(空穴)选择性 接触的器件,其长期稳定性需待研究提高。

#### C. 薄型硅异质结电池

除了改进工艺技术和使用新技术提高硅异质结电 池的转换效率,硅异质结电池的成本是其能否获得 规模推广的关键。硅片的成本在很大程度上决定着硅 异质结电池的成本,因此使用薄型硅片有利于降低异 质结电池的价格。由于 SHJ 电池的对称结构及其低 温工艺,减小了制造过程中的机械应力和热应力,因 此 SHJ 电池更适合使用薄型硅片。

使用薄型硅片制作 SHJ 电池,一方面由于减少了 硅材料的消耗量有利于降低成本,另一方面也会对电 池的性能产生一定的影响。1)SHJ 电池的开路电压随 硅片厚度减小而增加。这是由于 SHJ 电池优异的钝化 性能,其表面复合速度可低至 4 cm · s<sup>-1</sup>,理论计算和





图 21. 硅片厚度与 SHJ 电池的性能参数趋势<sup>[53]</sup>。

实验都表明当电池的表面复合速度小于 100 cm · s<sup>-1</sup> 时,电池的 Voc 随硅片厚度减小反而增大<sup>[49,50]</sup>。 迄 今最高 Voc (750 mV) 的 SHJ 电池就是用 98 μm 厚 的硅片制作的<sup>[4]</sup>。2)SHJ 电池的短路电流随硅片厚度 减小而减小。因为硅是间接带隙半导体材料,在近红 外区的吸收系数较低,近红外波长的光穿透薄型硅片 而不会被吸收,造成电池短路电流的下降。因此,需 要优化硅片的表面制绒技术以减少光反射损失,同时 减小 SHJ 电池中 a-Si:H 薄膜和 TCO 薄膜的光吸收, 尽量将硅片减薄对电池 Isc 的影响降到最低。图 21 是 硅片厚度与 SHJ 电池各性能参数的关系 [51]。从中可 见,以 180 μm 硅片制作的 SHJ 电池为基准,即使硅 片厚度降到 120 um, 其转换效率基本相当。日本松下 公司在近些年重点研发了厚度小于 100 µm 的 SHJ 电 池<sup>[5,51,52]</sup>,都获得了较高效率的 SHJ 电池,并且电 池变薄以后还具有一定的柔性,在一定范围内可以弯 曲。

超薄 (< 50 μm) 晶体硅太阳电池的研究一直受到 重视。已经报道过许多种薄硅技术,大体可以分为两 类,一种是需要其他衬底(如玻璃、不锈钢)支撑的 薄型硅,如在衬底上沉积或再晶化多晶硅薄膜或非晶 硅薄膜<sup>[54]</sup>、 在多孔硅上外延生长硅薄层并转移到衬 底上<sup>[55,56]</sup>;另一种是不需其他衬底支撑的薄型硅,如 在多孔硅上外延生长硅薄层并层转移的独立薄硅<sup>[57]</sup>、 商业硅片的机械或化学减薄获得的薄型硅<sup>[58,59]</sup>。从制 作薄型晶体硅电池的情况来看,吸收层厚度在 40~50 um 的电池效率可达 20% 以上 <sup>[56,58]</sup>, 而吸收层厚度 在 20 um 以下的电池效率还普遍较低。因此,可以认 为,未来要使超薄硅电池能够实现产业应用,硅吸收 层的厚度不应低于 20 µm, 否则制备出的电池效率过 低而没有商业意义。然而现有 SHJ 电池的制绒工艺 形成的是微米金字塔陷光结构,需要刻蚀几微米的硅 片厚度。如果使用超薄硅制作超薄硅 SHJ 电池,为保 证吸收层的厚度, 微米金字塔制绒技术可能不再适合 制作超薄 SHJ 电池的陷光结构。相反,纳米结构硅表 面制绒仅消耗很少的硅片厚度,可以获得有效减少表 面反射的陷光结构,可以应用于超薄硅电池的制作。 我们使用化学减薄获得厚度为 30 μm 的超薄硅片, 并用一种简单、经济的"全溶液" (all-solution) 方法 在超薄硅片表面形成随机硅纳米金字塔陷光结构, 实验证实随机硅纳米金字塔陷光效果大大优于平面硅 表面, 甚至可以达到接近于 Lambertian 极限的陷光 效果<sup>[60]</sup>,展现出应用于超薄 SHJ 电池制绒的应用前 景。

## IV. 更高效率的硅基异质结太阳电池进展

虽然针对硅基异质结电池的工艺提升和技术改进,使得硅异质结电池获得了较高的转换效率,但是 硅基异质结电池与其他结构的太阳电池技术相融合, 有可能获得更高效率的太阳电池。如与叉指式背接触



图 22. IBC-SHJ 太阳电池的发展历程。(a)、(a') 2007 年 Lu 等首先提出 IBC-SHJ 电池,电池的转换效率还比较低 (11.8%), 但是证明了 IBC-SHJ 电池的可行性 <sup>[61]</sup>; (b)、(b') Sharp 公司 <sup>[63]</sup> 研发的效率为 25.1% 的小面积 IBC-SHJ 电池; (c)、(c') 松下研发的大面积效率为 25.6% 的 IBC-SHJ 电池 <sup>[64]</sup>; (d)、(d') Kaneka 公司研发的 IBC-SHJ 电池,打破单结晶硅电池世 界纪录,效率达 26.6%<sup>[30]</sup>。

(IBC) 太阳电池技术相结合,形成所谓的 IBC-SHJ 太阳电池,能最大程度优化电池正面结构的钝化性能和 光学性能,获得更高的效率;与时下最热门的钙钛矿 太阳电池技术相结合,形成钙钛矿/晶体硅叠层太阳电 池,利用不同带隙的材料吸收不同能量的光子,有望 突破单结硅太阳电池的效率极限。本小节将综述以硅 基异质结太阳电池为基础的新结构电池研究进展。

#### A. IBC-SHJ 太阳电池研究进展

尽管硅异质结太阳电池目前获得了较高的转换效 率,但是这种双面异质结结构的太阳电池仍然受限于 前表面的光吸收和反射,电池短路电流密度的提升受 到限制。而叉指式背接触太阳电池的 p-n 结和金属接 触都放在电池的背面,因此能最大程度优化电池正面 结构的钝化性能和光学性能。IBC 和 SHJ 两种已经实 现量产的高效硅基太阳电池,近年来有结合的趋势, 将 IBC 技术应用于 SHJ 电池而得到的新结构 IBC-SHJ 太阳电池,见图 22。相比于 SHJ 电池, IBC-SHJ 电池 的特点在于,在电池背面形成叉指式分布的 a-Si:H(n) 层和 a-Si:H(p) 层,并用丝网印刷或电镀工艺制备正 负电极;由于避免了前电极的光学遮阴,可以最大程 度优化电池前表面光学性质,同时,载流子只需往下 输运到达电池背电极,可以取消前表面本身有寄生光 吸收的 TCO 膜的使用,由此消除了前表面 TCO 和 a-Si:H(p)的接触而带来的接触电阻,从而可以提高 Jsc 和 FF。

自 2007 年出现 IBC-SHJ 电池的报道以来 [61],

理论模拟和实验研究都表明 IBC-SHJ 电池有获得高效 率的潜力。在实验研究中,韩国 LG 公司 [62] 在 2012 年报道获得了效率为 23.4% 的小面积 (4 cm<sup>2</sup>) IBC-SHJ 太阳电池: 2014 年日本 Sharp 公司 [63] 报道了效 率达 25.1% 的小面积 (3.72 cm<sup>2</sup>) IBC-SHJ 电池; 同 在 2014 年日本 Panasonic 公司 <sup>[64]</sup> 宣布制作出大面积 (143.7 cm<sup>2</sup>) 效率达到 25.6% 的 IBC-SHJ 电池; 日本 Kaneka 公司<sup>[30]</sup> 在 2017 年发表了大面积 (180.4 cm<sup>2</sup>) 效率高达 26.33% ( $V_{\rm oc} = 0.744$  V,  $J_{\rm sc} = 42.3$  mA/cm<sup>2</sup>, FF = 0.838) 的 IBC-SHJ 电池,其后效率进一步提升 至 26.63%, 这是硅基电池效率首次突破 26%, 创造 了硅基太阳电池效率的新世界纪录。无疑,这些高效 的 IBC-SHJ 电池既保持了良好的界面钝化(体现在较 高的 Voc),又结合了正面无遮光损失(体现在较高 的  $J_{sc}$ ), 完美地将 SHJ 电池和 IBC 电池的优势整合 在一起,因而实现了高效率。

IBC-SHJ 电池的效率受到前表面钝化性能、背表 面钝化性能、背面几何尺寸(发射极宽带、背场宽 度以及两者之间的距离)和硅片本身性能等诸多因 素的影响,虽然 IBC-SHJ 电池的转换效率有了很大 提升,但工艺复杂,材料成本较高,不利于产业化 推广,未来的发展方向是在保持高效率的前提下, 如何降低工艺难度和减少材料制备成本。针对降低 工艺难度,Ballif 等<sup>[65]</sup>做了有益的尝试,提出隧穿 结 IBC-SHJ 电池结构。首先在 a-Si:H(i) 钝化的电 池背面形成叉指式分布的 a-Si:H(n) 层,再形成全面 积 a-Si:H(p) 层,电子依靠 a-Si:H(n)/a-Si:H(p) 隧穿 结导出,从而减少一步制备 IBC-SHJ 电池的对准工



图 23. (a) 单结和 (b) 多结太阳电池光吸收的机理解释; (c) 四端机械堆积结构和 (d) 两端叠层钙钛矿晶体硅叠层太阳电池的 图解 <sup>[69]</sup>。

艺。小面积 (24.97 cm<sup>2</sup>) 隧穿结 IBC-SHJ 电池效率 目前达到 24.8%<sup>[66]</sup>。2018 年 Sharp 公司 <sup>[67]</sup> 报道了 效率达 25.09% 的全尺寸 (6 英寸) IBC-SHJ 电池, 为 IBC-SHJ 电池的产业化带来希望。

#### B. 钙钛矿/硅异质结叠层太阳电池研究进展

如上节所述,近年来以叉指式背接触硅异质 结电池为代表的硅基太阳电池实验室认证效率已 经达到了 26.6%<sup>[30]</sup>,考虑到晶体硅的理论效率极 限 29.4%<sup>[68]</sup>,在硅基太阳电池领域如今仅剩边缘性 的优化可以进一步提升效率。硅基单结电池的效率极 限主要受限于由于高能电子热损失所造成的本征损失 以及俄歇复合 <sup>[69]</sup>。最有效的减少本征损失的方法是利 用不同带隙的材料吸收不同能量的光子,从而有效的 减少热损失,如图 23(a) 和 23(b)。基于此出发点,多 结电池技术作为有望突破单结效率极限的新兴技术, 逐渐成为科研攻克的热点。

多结电池是指由不同带隙的材料形成的多个 p-n 结通过串联而成的太阳电池(也称叠层电池)。在 共用同一束入射光的情况下,不同材料的 p-n 结吸 收不同波长的光,从而拓宽了吸收光谱,减少了本征 损失,提高了电池的整体输出特性。叠层电池根据其 结构分为四端叠层电池(物理堆叠)和两端叠层电池 (化学键合)<sup>[69]</sup>,如图 23(c)和 23(d)。相比于四端 叠层电池,两端叠层电池由于其结构简单、成本更低 廉、沉积工艺更少,而被认为是更有产业应用价值的 技术<sup>[70]</sup>。作为两端叠层电池中的一员,钙钛矿/硅异 质结两端叠层太阳电池因为理论极限效率高,可通过 调制透明导电层便捷地实现均匀分光<sup>[71]</sup>,并且钙钛 矿电池和硅异质结电池有众多优势,成为目前该领域 中最热门的研究课题。钙钛矿材料由于具备很高的吸 收系数、很陡峭的吸收边及可调带隙范围宽的优点, 是十分理想的光电材料<sup>[69,70]</sup>。与硅 1.1 eV 的带隙相 比,钙钛矿材料带隙在 1.5~2.3 eV 之间可调,是合适 的顶电池材料。其次,作为顶电池透光性是必须考虑 的一点,常规钙钛矿电池厚度小于 1 μm,对于长波基 本可以认为不吸收,可以有效地实现均匀分光。

国际上很多研究单位都在不断进行钙钛矿晶体 硅两端叠层电池的研发。2014年底,麻省理工学院 的 Mailoa 等<sup>[72]</sup> 通过使用银纳米线作为透明电极制备 了第一块钙钛矿晶体硅两端叠层电池。通过使用介孔 结构的甲氨铅碘(带隙 1.51 eV)钙钛矿电池作为顶电 池和带有隧穿结的硅同质结太阳电池作为底电池,实 现了 13.7% 的转换效率 (面积 1  $cm^2$ ), 如图 24(a)。 顶底电池间的隧穿结实现了载流子的复合,但是载流 子传输层强烈的寄生吸收限制了电池的性能。因此, 在 2015 年底, 亥姆霍兹实验室的 Albrecht 等 [73] 使用 硅异质结电池作为底电池,同时使用原子层沉积制备 的二氧化锡电子传输层优化了界面接触和复合,提高 对近红外光谱的响应,实现了18.1%的转换效率(面 积 16 mm<sup>2</sup>)。2016 年来自瑞士洛桑理工的 Ballif 研 究组<sup>[74]</sup> 通过在硅异质结电池背表面引入绒面顺利地 将效率提升到了 21.2% (面积 1.43 cm<sup>2</sup>), 电池结构



图 24. 钙钛矿/晶体硅两端叠层太阳电池的实验研究进展。(a)、(a')介孔结构钙钛矿/硅同质结两端叠层太阳电池的结构 和 *J-V* 曲线<sup>[72]</sup>;(b)、(b')正式结构甲胺铅碘钙钛矿/硅异质结两端叠层太阳电池的结构和 *J-V* 曲线<sup>[74]</sup>;(c)、(c')倒式结 构钙钛矿/硅异质结两端叠层太阳电池的结构和 *J-V* 曲线<sup>[76]</sup>;(d)、(d')前后表面均制绒的钙钛矿/硅异质结两端叠层太阳电 池的结构和 *J-V* 曲线<sup>[80]</sup>。

如图 24(b)。2017 年,澳大利亚国立大学 Weber 研究 组<sup>[75]</sup>通过介孔结构钙钛矿电池和钝化发射极背接触硅 基太阳电池叠层,同时在前表面覆盖制绒的有机硅箔 (silicone foil)来减少反射,实现了效率达到 22.8%的两 端叠层电池(面积 1 cm<sup>2</sup>)。然而上述研究采用的 1.51 eV 带隙甲胺铅碘钙钛矿材料对于光谱匹配而言,并不 是最佳的。2017 年,美国斯坦福大学 McGehee 研究 组<sup>[76]</sup>通过使用 1.63 eV 带隙的铯、甲脒、溴和碘四 元共掺杂钙钛矿材料并且优化了透明导电电极,同时 在硅异质结电池 n 面制备倒式结构的钙钛矿电池,成 功避免了空穴传输层在短波区域强烈的寄生吸收,最 终实现了到钙钛矿/晶体硅叠层电池 23.6%的转换效率 (面积 1 cm<sup>2</sup>),电池结构如图 24(c)。

但是上述钙钛矿/硅异质结两端叠层电池的短路 电流仍然有很大的提升空间。相应损失主要体现在 前表面反射损失、透明电极寄生吸收损失、载流子 传输层损失和成膜质量四个方面。前表面反射损失在 所有损失中占主要部分,可以通过引入绒面来大幅度 减小,主要有前表面贴制绒膜和绒面制备叠层两种途 径<sup>[77,78]</sup>。透明电极损失可以通过调节掺杂浓度和筛 选吸收系数更低的材料来实现 [79]。电子/空穴传输层 的损失需要通过合适的制备方法和材料选择来优化。 在成膜质量方面, 尝试利用新制备方法来提高成膜质 量是完全可行的方法。为了进一步优化钙钛矿晶硅两 端叠层电池,应该致力于发展在前后表面制绒的硅片 上均匀沉积技术<sup>[77]</sup>,以充分陷光提高光学性能<sup>[79]</sup>。 令人振奋的是, 2018 年 Ballif 研究组<sup>[80]</sup> 正是通过在 硅异质结电池正面引入微米金字塔绒面,中间引入氢 化纳米硅 (nc-Si:H) 复合结来代替 TCO 层, 同时改 进钙钛矿气相沉积工艺,实现了 25.2% 的转换效率 (面积 1.42 cm<sup>2</sup>), 电池结构如图 24(d)。随后, 英 国 Oxford PV 公司<sup>[81]</sup> 宣布研发出效率高达 28% 的钙 钛矿/晶体硅叠层太阳电池(面积1 cm<sup>2</sup>),该效率突 破了单结晶体硅太阳电池效率 26.6% [30] 的纪录。这些 最新研究成果表明,钙钛矿/硅异质结太阳电池的效率 有可能超过单结晶体硅电池的效率极限,未来 30% 以 上效率的钙钛矿/硅异质结电池也是有可能实现的。

尽管钙钛矿/硅异质结两端叠层电池已经获得了较高的效率,但是所得的电池普尺寸遍较小(1 cm<sup>2</sup> 左 右)。因此,大面积钙钛矿/硅异质结叠层电池的制

备、器件稳定性以及成本控制是其商业化应用之前必 须攻克的难题。同时,新工艺技术的应用应该尽可能 与产线工艺兼容,使得在产线技术基础上进一步提升 太阳电池转换效率成为可能。钙钛矿/硅异质结两端叠 层电池作为新兴的技术,尽管仍然有很多问题亟待解 决,但是相信在不久的将来钙钛矿/硅异质结叠层太阳 电池技术将会带来持续不断的惊喜。

## V. 结语

光伏技术日新月异, 硅异质结太阳电池成为大家 关注的焦点。当前量产的晶体硅异质结太阳电池的转 换效率已达~23%,进一步的发展是如何在现有工艺 条件下获得更高光电转换效率、更具经济性的硅异质 结电池。针对 SHJ 电池的清洗制绒、非晶硅薄膜沉 积、TCO 薄膜沉积和金属化电极制作四个主要生产工 序,本文总结了近几年 SHJ 电池制造工艺技术在这方 面的进展。认为: 臭氧清洗工艺能够获得高洁净度的 硅片表面和合适的金字塔形貌,以 O3 代替 RCA 工艺 中的 NH<sub>4</sub>OH 和 H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>,节省了化学品用量,是可以推 广的一种硅片清洗技术;而 HWCVD 沉积非晶硅薄膜 技术具有气体利用率高、对硅基底无等离子体轰击、 产能大等特点,但是热丝的寿命和开机率是需要平衡 的问题: RPD 是一种低损伤的 TCO 薄膜沉积方法, 有利于获得高效率的 SHJ 电池; SHJ 电池对 TCO 薄 膜的要求是高透过率和高载流子迁移率,为此用其他 金属氧化物,如 Zn、Ti、Zr、Mo 和 W 的氧化物和氢 对 In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 掺杂,可以实现这个目的,同时通过电池结 构的设计等综合手段,用 AZO 等低成本材料取代 ITO 作为 TCO 薄膜,有利于降低电池成本;多主栅、无主 栅、无栅线等新型金属化技术在 SHJ 电池上开始得到 尝试,未来应该是降低 SHJ 电池成本的重要手段。薄 型 SHJ 技术的应用推动异质结电池成本的降低,未来 厚度为 100 μm 左右的 SHJ 电池可能会成为主流。

为进一步提升 SHJ 电池的效率,可通过背面结、 载流子选择性钝化接触等新技术推动硅异质结电池的 转换效率向~25%进发。而 IBC-SHJ 电池结合了异质 结和背接触两种结构的优势,既能保证良好的钝化性 能从而获得较高的开路电压,同时正面金属栅线的移 除,使电池能吸收更多的光子,提高短路电流,从而 使转换效率最大化。由此,IBC-SHJ 电池获得了创造 纪录 (26.6%)的单结晶体硅电池,未来可能是转换效 率 25~27%以上的量产晶体硅电池的基础。 钙钛矿/硅异质结两端叠层太阳电池目前效率已 达 28%。钙钛矿/硅异质结叠层电池相关工艺与现有硅 异质结产线工艺可以完美衔接,能充分发挥现有技术 工艺的优势。以高效硅异质结相关电池为基础,同时 结合钙钛矿电池的短波优势,进一步提升顶部钙钛矿 电池各层的成膜质量,可以实现突破单结硅电池效率 极限、甚至超过 30% 效率的钙钛矿/硅异质结叠层电 池。在解决钙钛矿电池稳定性的基础上实现其叠层电 池的更高效率,将是具有发展前景的前瞻技术。

## 致 谢

本工作得到国家自然科学基金 (11834011、11674 225、11474201) 和上海市科技创新行动计划项目 (17DZ1201103) 的资助。作者感谢德国 Singulus 公 司的张振吴博士在臭氧清洗和上海交通大学博士生丁 东、巴理想在 IBC-SHJ、 叠层电池等方面写作的协 助。

### 参考文献

- Yablonovitch E, Gmitter T, Swanson R, et al. Appl. Phys. Lett., 1985, 47: 1211
- [2] Tanaka M, Taguchi M, Matsuyama T, et al. Jpn. J. Appl. Phys., 1992, **31**: 3518
- [3] Taguchi M, Sakata H, Yoshimine Y, et al. Appl. Phys. Lett., 2000, 8: 503
- [4] Taguchi M, Yano A, Tohoda S, et al. IEEE J. Photovolt., 2014, 4: 96
- [5] Adachi D, Hernández J L, Yamamoto K. Appl. Phys. Lett., 2015, 107: 233506
- [6] 沈文忠, 李正平. 硅基异质结太阳电池物理与器件 [M]. 北京:科学出版社, 2014
- [7] Kern W. J. Electrochem. Soc., 1990, 137: 1887
- [8] Zhang Z H, Huber M, Corda M. Energy Procedia, 2017, 130: 31
- [9] Moldovn A, Fischer A, Dannenberg T, et al. Proceedings of the 26th International Photovoltaic Science and Engineering Conference, Singapore, 2016
- [10] Wang Q. Thin Solid Films, 2009, **517**: 3570
- [11] Zheng W, Gallagher A. Thin Solid Films, 2006, 501: 21
- [12] Wang Q. Meas. Sci. Technol., 2005, 16: 162
- [13] Matsumura H, Higashimine K, Koyama K, et al. J. Vac. Sci. Technol. B, 2015, 33: 031201
- [14] 厚度均一性 = (面内最大厚度 最小厚度)/(面内最大 厚度 + 最小厚度)
- [15] Knoesen D, Arendse C, Halindintwali S, et al. Thin Solid Films, 2008, 516: 822
- [16] Tanaka M, Makino H, Chikugo R, et al. J. Vac. Soc. Jpn., 2001, 44: 435
- [17] Meng F Y, Liu J N, Shen L L, et al. Front. Energy, 2017, 11: 78

- [18] Koida T, Ueno Y, Shibata H. Phys. Status Solidi A, 2018, 1700506
- [19] Morales-Masis M, De Nicolas S M, Holovsky J, et al. IEEE J. Photovolt., 2015, 5: 1340
- [20] Kobayashi E, Watabe Y, Yamamoto T, et al. Solar Energy Materials & Solar Cells, 2016, 149: 75
- [21] Tohsophon T, Dabirian A, De Wolf S, et al. APL Mater., 2015, 3: 116105
- [22] Carroy G R P, Muñoz D, Ozanne F, et al. Proceedings of 31st European Photovoltaic Solar Energy Conference, Hamburg, Germany, 2015, 2: 1
- [23] Cruz A, Neubert S, Erfurt D, et al. Proceedings of 35th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Brussels, Belgium, 2018, 1: 452
- [24] Mette A. New concepts for front side metallization of industrial silicon solar cells[D]. Freiburg: Univ. of Freiburg, Germany, 2007
- [25] Papet P, Andreetta L, Lachenal D, et al. Energy Procedia, 2015, 67: 203
- [26] Levrat J, Thomas K, Faes A, et al. Proceedings of the 42nd IEEE Photovoltaic Specialist Conference, New Orleans, LA, USA, 2015
- [27] Yang L F, Zhong S H, Zhang W B, et al. Prog. Photovolt.: Res. Appl., 2018, 26: 385
- [28] Yoshida M, Tokuhisa H, Itoh U, et al. Energy Procedia, 2012, 21: 66
- [29] Hernández J L, Adachi D, Yoshikawa K, et al. Proceedings of 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Frankfurt, Germany, 2012: 24
- [30] Yoshikawa K, Kawasaki H, Yoshida W, et al. Nature Energy, 2017, 2: 17032
- [31] Heng J B, Fu J M, Kong B, et al. IEEE J. Photovolt., 2015, 5: 82
- [32] Gogolin R, Turcu M, Ferré R, et al. IEEE J. Photovolt., 2014, 4: 1169
- [33] Bivour M, Schröer S, Hermle M, et al. Solar Energy Materials & Solar Cells, 2014, 122: 120
- [34] Würfel U, Cuevas A, Würfel P. IEEE J. Photovolt., 2015, 5: 461
- [35] Mader C, Müller J, Eidelloth S. Solar Energy Materials & Solar Cells, 2012, 107: 272
- [36] Bullock J, Cuevas A, Samundsett C. Solar Energy Materials & Solar Cells, 2015, 138: 22
- [37] Feldmann F, Bivour M, Reichel C. Solar Energy Materials & Solar Cells, 2014, 131: 46
- [38] Feldmann F, Simon M, Bivour M, et al. Solar Energy Materials & Solar Cells, 2014, 131: 100
- [39] Feldmann F, Bivour M, Reichel C, et al. Solar Energy Materials & Solar Cells, 2014, 120: 270
- [40] Feldmann F, Simon M, Bivour M, et al. Appl. Phys. Lett., 2014, 104: 181105
- [41] Glunz S W, Feldmann F, Richter A, et al. Proceedings of the 31st European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Hamburg, Germany, 2015: 259
- [42] Richter A, Benick J, Feldmann F, et al. Solar Energy Materials & Solar Cells, 2017, 173: 96
- [43] Bullock J, Wan Y, Hettick M, et al. IEEE 43rd Photovoltaic Specialists Conference, Portland, OR, USA, 2016: 0210
- [44] Bivour M, Temmler J, Steinkemper H, et al. Solar En-

ergy Materials & Solar Cells, 2015, 142: 34

- [45] Gerling L G, Mahato S, Morales-Vilches A, et al. Solar Energy Materials & Solar Cells, 2016, 145: 109
- [46] Yang X, Weber K, Hameiri Z, et al. Prog. Photovolt: Res. Appl., 2017, 25: 896
- [47] Yang X, Bi Q, Ali H, Davis K, et al. Adv. Mater., 2016, 28: 5891
- [48] Battaglia C, De Nicolás S M, De Wolf S, et al. Appl. Phys. Lett. 2014, 104: 113902
- [49] Geissbühler J, Werner J, De Nicolás S M, et al. Appl. Phys. Lett., 2015, **107**: 081601
- [50] Bullock J, Hettick M, Geissbühler J, et al. Nature Energy, 2016, 1: 15031
- [51] Maki K, Fujishima D, Inoue H, et al. Proceedings of the 37th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, Seattle, WA, USA, 2011: 57
- [52] Tohoda S, Fujishima D, Yano A, et al. J. Non-Cryst. Solids, 2012, 358: 2219
- [53] Meyer Burger 技术资料
- [54] Haschke J, Amkreutz D, Korte L, et al. Solar Energy Materials & Solar Cells, 2014, 128: 190
- [55] Wang L, Lochtefeld A, Han J S, et al. IEEE J. Photovolt., 2014, 4: 1397
- [56] Kapur P, Moslehi M M, Deshpande A, et al. Proceedings of the 28th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Paris, France, 2013: 2228
- [57] Petermann J H, Zielke D, Schmidt J, et al. Prog. Photovoltaics: Res. Appl., 2012, 20: 1
- [58] Wang A, Zhao J, Wenham S R, et al. Prog. Photovolt.: Res. Appl., 1996, 4: 55
- [59] Hadibrata W, Es F, Yerci S, et al. Solar Energy Materials & Solar Cells, 2018, 180: 247
- [60] Zhong S H, Wang W J, Zhuang Y F, et al. Adv. Funct. Mater., 2016, 26: 4768
- [61] Lu M, Bowden S, Das U, et al. Appl. Phys. Lett., 2007, 91: 063507
- [62] Ji K, Syn H, Choi J, et al. Jpn. J. Appl. Phys., 2012, 51: 10NA05
- [63] Nakamura J, Asano N, Hieda T, et al. IEEE J. Photovolt., 2014, 4: 1491
- [64] Masuko K, Shigematsu M, Hashiguchi T. et al. IEEE J. Photovolt., 2014, 4: 1433
- [65] Tomasi A, Paviet-Salomon B, Jeangros Q, et al. Nature Energy, 2017, 2: 17062
- [66] Ballif C. Presentation on 1st international workshop on SHJ solar cells, Shanghai, China, 2018
- [67] 夏普异质结电池转化效率达 25.09%. http://www.inen.com/article/html/energy-2266923.shtml
- [68] Richter A, Hermle M, Glunz S W. IEEE J. Photovolt., 2013, 3: 1184
- [69] Werner J, Niesen B, Balif C. Adv. Mater. Interfaces, 2018, 5: 1700731
- [70] Lee J, Hsieh Y, Marco N. J. Phys. Chem. Lett., 2017, 8: 1999
- [71] Shi D, Zeng Y, Shen W Z. Sci. Rep., 2015, 5: 16504
- [72] Mailoa J, Bailie C, Johlin E, et al. Appl. Phys. Lett., 2015, 106: 121105
- [73] Albrecht S, Saliba M, Baena J, et al. Energy Environ. Sci., 2016, 9: 81
- [74] Werner J, Weng C H, Walter A, et al. J. Phys. Chem. Lett., 2016, 7: 161
- [75] Wu Y, Yan D, Duong T, et al. Energy Environ. Sci.,

2017: 10: 2472

- [76] Bush K, Palmstrom A, Yu Z, et al. Nature Energy, 2017, 2: 17009
- [77] Santbergen R, Mishima R, Meguro T, et al. Optics Express, 2016, 24: A1288
- [78] Wu Y L, Yan D, Peng J, et al. Energy Environ. Sci., 2017, 10: 2472
- [79] Ba L X, Liu H, Shen W Z. Prog. Photovolt.: Res. Appl., 2018, 26: 924
- [80] Sahli F, Werner J, Kamino B A, et al. Nature Mater., 2018, 17: 820
- [81] Oxford PV perovskite solar cell achieves 28% efficiency. https://www.oxfordpv.com/news/oxford-pvperovskite-solar-cell-achieves-28-efficiency

# New Development of Silicon Heterojunction Solar Cells

Li Zheng-Ping  $^1$ , Yang Li-Fei  $^2$ , Shen Wen-Zhong  $^{1,3}$ 

1. Institute of Solar Energy, and Key Laboratory of Artificial Structures and Quantum Control (Ministry of Education), School of Physics and Astronomy, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240 2. GCL System Integration Technology Co., Ltd., Suzhou 215000

3. Collaborative Innovation Center of Advanced Microstructures, Nanjing 210093

Silicon heterojunction (SHJ) solar cells are featured by depositing amorphous silicon (a-Si:H) thin films on the crystalline silicon (c-Si) wafers, which integrate the advantages of c-Si and a-Si:H solar cells such as simple cell structure, low process temperature, good passivation, high open-circuit voltages, low temperature coefficient, and bifacial characteristics. Therefore, SHJ solar cell is a researching/developing focus for achieving high efficiency c-Si solar cells in recent years. In the present review paper, we firstly summarize the new processes development of fabricating SHJ solar cells, which including the cleaning of wafers by ozone (O3), the deposition of a-Si:H thin films by hot wires chemical vapor deposition (HWCVD), the novel deposition method of transparent conducting oxides (TCO) films and improvement in TCO materials, and the application of new methods for metallization. Then the advanced technologies such as back junction and carrier selective passivating contacts, which are combined with SHJ solar cells, are introduced in this paper, together with the progress of thin SHJ solar cells. Further, the state-of-the-art interdigitated back contact SHJ (IBC-SHJ) and perovskite/SHJ two terminals tandem solar cells are analyzed, which show that the SHJ solar cell is the footstone for higher efficiency silicon-based solar cells.

Key words: Heterojunction; Silicon solar cells; Back junction; Carrier selective passivating contacts; Interdigitated back contact; Perovskite/SHJ two terminals tandem solar cells