

掺硼直拉单晶硅棒不同位置硅片制备的 PERC 电池光衰及复原*

袁帅¹, 艾斌^{1,2}, 张卫民¹, 庞毅聪¹, 何溢懿¹, 杨锦¹, 吴浩彬¹,
叶雄新³, 杨江海³, 孙小菩³, 梁学勤⁴

(1. 中山大学材料科学与工程学院, 广东 广州 510275;
2. 广东省光伏技术重点实验室, 广东 广州 510006;
3. 东莞南玻光伏科技有限公司, 广东 东莞 523141;
4. 宜昌南玻硅材料有限公司, 湖北 宜昌 443007)

摘要: 为了探究产业化发射极和背面钝化电池 (Passivated Emitter and Rear Cells, 简称 PERC 电池) 光衰以及复原随硅片在硅棒位置的变化规律, 将一根产业化掺硼直拉单晶硅棒从头至尾每隔一定距离进行切割得到 6 组硅片。在测量了硼、氧、碳、过渡金属杂质含量以及少子寿命之后, 采用标准化工业过程将它们制成 PERC 电池。然后, 使用太阳电池 I-V 特性测试仪测量在 45 °C、1 sun、12 h 光衰→100 °C、1 sun、24 h 复原→45 °C、1 sun、12 h 再光衰实验中各参数随时间的变化。结果表明, 尾部硅片制备的 PERC 电池的效率、开路电压和短路电流具有最高的复原上升幅度, 在第二次光衰时其不仅效率最高而且最初光衰的幅度也较小, 这说明 100 °C、1 sun 光强、24 h 的复原条件足以让 PERC 电池内部的硼氧缺陷近乎完全失活。第二次光衰时效率在初始阶段的小幅光衰可归因于未达到复原状态的硼氧缺陷所致, 也证明了达到复原状态的硼氧缺陷具有很好的抗光衰性能。

关键词: 掺硼直拉单晶硅; PERC 电池; 光致衰减; 复原

中图分类号: TM615 文献标志码: A 文章编号: 0529-6579 (2020) 06-0093-09

LID and regeneration of PERC solar cells fabricated on different silicon wafers from one boron-doped Czochralski silicon rod

YUAN Shuai¹, AI Bin^{1,2}, ZHANG Weimin¹, PANG Yicong¹, HE Yiyi¹, YANG Jin¹, WU Haobin¹,
YE Xiongxin³, YANG Jianghai³, SUN Xiaopu³, LIANG Xueqin⁴

(1. School of Materials Science and Engineering, Sun Yat-sen University, Guangzhou 510275, China;
2. Guangdong Provincial Key Laboratory of Photovoltaic Technology,
Sun Yat-sen University, Guangzhou 510006, China;
3. CSG PVTECH Co. Ltd., Dongguan 523141, China;
4. Yichang CSC Polysilicon Co. Ltd., Yichang 443007, China)

Abstract: In order to investigate the variation of light-induced-degradation (LID) and regeneration of industrial Passivated Emitter and Rear Cells (PERC solar cells) with the positions of silicon wafers on a silicon rod, six groups of silicon wafers were cut from one industrial boron-doped Cz-Si rod from top to bottom with a certain distance. After measuring concentration of boron, oxygen, carbon and transition metal

* 收稿日期: 2020-01-12

基金项目: 国家自然科学基金 (61774171)

作者简介: 袁帅 (1996年生), 男; 研究方向: 太阳能材料与太阳电池; E-mail: 153166435@qq.com

通信作者: 艾斌 (1973年生), 男; 研究方向: 太阳能材料与太阳电池; E-mail: stsab@mail.sysu.edu.cn

impurities as well as minority carrier lifetime, the wafers were made into PERC solar cells using standard industrial processes. Then, the changes of their parameters with time were measured by using a solar cell I-V characteristic tester during the 1st LID (45 °C, 1 sun, 12 h), regeneration (100 °C, 1 sun, 24 h) and 2nd LID (45 °C, 1 sun, 12 h). The results show that the PERC solar cells made from bottom silicon wafers show the largest rising extent in efficiency, open-circuit voltage and short-circuit current during the regeneration, and possess the highest efficiencies with only slight LID at the initial stage during the 2nd LID. The results demonstrate that the regeneration treatment with the condition of 100 °C, 1sun light intensity, and 24 hours can nearly completely inactivate B-O defects inside the PERC solar cells. The slight LID of the efficiencies at the initial stage of the 2nd LID process can be attributed to the boron-oxygen defects not reaching regeneration state yet, which confirm that boron oxygen defects at the regeneration state have good anti-LID performance at the meantime.

Key words: boron-doped Czochralski silicon; PERC solar cell; light induced degradation (LID); regeneration

虽然掺硼晶体硅太阳能电池具有低成本、高效率以及成熟的制备工艺等优点,但也存在制约其发展的光衰(Light Induced Degradation: LID)问题。由于直拉单晶硅(Cz-Si)比铸锭多晶硅(cast-mc-Si)具有更高的含氧量,由直拉单晶硅片制成的太阳能电池的光衰更加严重^[1]。传统铝背表面场电池(Aluminum-Back Surface Field cells,简称Al-BSF电池)因光衰造成的效率损失为3%~4%(相对值),而发射极和背面钝化电池(Passivated Emitter and Rear Cells,简称PERC电池)因光衰造成的效率损失为4%~6%(相对值)^[2]。显然,因光衰问题给客户造成的发电量损失和对生产商销售额造成的损失都是非常大的。根据文献[2]给出的数据,2017年全球累计销售了100 GW光伏组件,因光衰问题使得p型Cz-Si太阳能电池生产商在2017年一年就损失了3.9亿美元。因此,对掺硼Cz-Si太阳能电池光衰及抑制的研究具有重要的科学研究价值。

目前的主流观点认为,光照下产生的B-O缺陷^[3-4](boron - oxygen defect)是掺硼Cz-Si光衰的主要原因。为了寻求抑制B-O缺陷的方法,人们对Cz-Si的光衰进行了大量实验。2006年Herguth等^[5-6]提出了一种能够使B-O缺陷失活的方法,即通过对单晶硅片进行载流子注入+加热(50~210 °C),能够使得B-O缺陷失活,Cz-Si的少子寿命得以复原,并具备一定的抗光衰能力。虽然在B-O缺陷复原的机理方面尚无定论,譬如Wilking等^[7-8],Hallam等^[9]认为B-O缺陷的复原反应是氢钝化造成的,而Vorontkov等^[10]、Walter等^[11]认为B-O缺陷的复原反应与形成硼纳米沉淀有关。但,

掺硼Cz-Si及其太阳能电池在光照(或电注入)的同时给予加热会发生复原反应已经被大量实验所证实^[12-14],包括补偿型P型硅片^[15]。因此,目前人们普遍认为对掺硼p型晶体硅太阳能电池进行加热和光照(或电注入)处理是抑制其光衰的有效途径^[2]。

然而,有关硼氧缺陷致光衰(BO-LID)及复原的实验大多都是在寿命样品上进行的,文献中有关掺硼Cz-Si太阳能电池特别是PERC电池LID及其抑制的报道较少。美国国家可再生能源实验室(NREL)的Sopori^[16]曾指出:只有较少的研究小组直接对太阳能电池的LID进行研究,而且使用的样品数较少,文献报道的结果也存在很大差异,此外对电池LID的细节和恢复机理的报道也比较粗略的。由于太阳能电池存在多个功能层和界面,其结构不同于寿命样品,在寿命样品上获得的光衰及复原规律在多大程度上适用于产业化电池还是个未知数。因此,有必要直接对p型Cz-Si太阳能电池特别是PERC电池的光衰及复原规律进行研究。德国Konstanz大学的Herguth小组^[17-18]和德国Fraunhofer太阳能系统研究所(Fraunhofer ISE)的Rein小组^[19]率先在2015年报道了他们在PERC电池光衰及复原方面的研究成果。但是,他们研究的都是实验室制备的不成熟的PERC电池,其光衰及复原情况不能代表已产业化的成熟的PERC电池。2018年,Modanese等^[20]通过对不同质量的硅片进行不同程度的铜污染并把它们加工成PERC电池,研究了Cu-LID对PERC电池光衰的影响。结果表明,铜污染程度和硅片质量是影响Cu-LID程度的关键因素;更重要的是,即使硅片表面受到轻微

的铜污染, 硅片被制备成PERC电池后其体区的Cu浓度也是显著的, 并会导致比较严重的光衰 (~7% 相对值)。作者进一步认为, 相对于Al-BSF电池, PERC电池工艺对金属杂质的吸杂效率更低, 进而使PERC电池的性能更易受到金属杂质的影响。2018年, Herguth等^[21]通过关联不同测试结果与不同模拟预测结果, 彻底调查了PERC电池未知来源的LID现象。所观察到的光衰以轻微的 J_{sc} 损失、大的 V_{oc} 损失和更大的FF损失呈现, 因此极大地影响了效率, 并已发现由于前接触电阻的降级导致了串联电阻的显著降级。然而, 这并不能解释 J_{sc} 和 V_{oc} 的损失, 因为 J_{sc} 和 V_{oc} 的损失是由电池不同层面的降级造成的。空间电荷区、发射区、体区缺陷形成引起的降级都不能对实验结果给予一致性的解释, 只有背表面相关的降级机制能够对实验结果给予一致性的解释。2019年, Fertig等^[22]对复原后的PERC电池进行长时间暗退火(150 °C, 552 h)后再行光照, 发现会出现19.1% (相对值)的严重光衰。作为比较, PERC电池制备完成后未经复原处理进行光照也只有5.6% (相对值)的光衰。作者认为现有的B-O缺陷的三态模型无法解释该实验现象。为了解释该实验结果, 作者提出了两种假设: (1) 形成了一种新的B-O缺陷的前驱体; (2) 即使没有对PERC电池进行复原处理, 电池内部也存在较高比例的复原态B-O缺陷。Helmich等^[23]于2019年利用EL测量了在复原条件下(140 °C, 不同正向偏压下)PERC电池的过剩载流子浓度, 并通过原位测量复原过程中流经电池的电流随时间的变化来确定B-O缺陷的复原速率常数, 发现PERC电池在复原过程中其复原速率常数与过剩载流子浓度成比例增加。

尽管近年来人们对p型Cz-Si太阳电池特别是PERC电池的光衰及复原进行了一些研究, 但是仍需要大量的研究工作才能彻底揭示p型Cz-Si太阳电池光衰及复原的规律及背后的机制。与以往的研究不同, 本文着重研究了目前产业化直拉单晶硅棒上不同位置硅片制备的PERC电池光衰及复原的规律, 并给出了硅片中硼氧含量及过渡金属杂质含量随硅片位置的变化, 以及它们对PERC电池光衰及复原影响的结果。

1 实验

从国内某公司生产的一根掺硼直拉单晶硅棒上间隔一定距离切割出6组156 mm×156 mm的单晶

硅片。采用傅里叶变换红外光谱仪和电感耦合等离子体质谱仪(Inductively Coupled Plasma Mass Spectrometry: ICP-MS)分别测量了硅片中的氧、碳含量和过渡金属杂质(铁、铜、镍)的含量, 而硼含量通过使用四探针测试仪测量硅片的电阻率间接得到。将6组硅片各选出1片制成双面热氧化钝化的寿命样品, 并采用微波光电导延迟(Microwave Photoconductance Decay: μ -PCD)技术测量其少子寿命。最后, 采用标准工艺将6组硅片制成PERC电池。制备PERC电池的工艺大致如下: KOH溶液去损伤层、制绒, 850 °C POCl₃扩散形成约85 Ω/\square 的发射区, HF/HNO₃溶液去背结, 750 °C热氧化5 nm氧化层, PECVD 400 °C在硅片背面镀20 nm AlO_x/140 nm SiN_x叠层钝化膜, PECVD 450 °C在硅片正面镀厚约80 nm SiN_x减反射膜, 背面激光开槽, 丝网印刷正、背面电极, 最高约800 °C的烧结。

之后, 我们对PERC电池进行了第一次12 h光衰(45 °C、1 sun)→24 h复原(100 °C、1 sun)→12 h再光衰(45 °C、1 sun)处理, 在光衰及复原过程中使用IVT公司的VS-6821M型太阳电池I-V特性测试仪跟踪测量了PERC电池的各明I-V特性参数(效率 η 、短路电流 I_{sc} 、开路电压 V_{oc} 和填充因子FF)随处理时间的变化。对PERC电池的光衰及复原实验均在VS-6821M型太阳电池I-V特性测试仪上进行。需要说明的是, 由于在光衰及复原过程中VS-6821M型太阳电池I-V特性测试仪每隔一定时间间隔测量一次PERC电池的明I-V特性参数, 所以我们得到的是PERC电池I-V特性参数的原位光衰及复原测试曲线。

2 实验结果与讨论

表1给出了6组硅片的电阻率、硼、氧、碳、铁、铜、镍含量以及少子寿命等的测试结果。由表1可知, 从头到尾掺硼量逐渐增加, 电阻率逐渐降低。除第5组样品以外, 氧含量呈现出从头到尾逐渐减小的趋势。除第1组和第5组的碳含量稍高以外, 其它组的碳含量相差不大。铁含量比铜和镍的含量高一个数量级, 且铁含量呈现出从头到尾逐渐升高的趋势。铜含量没有显示出明显的规律性, 第1组的铜含量最高, 而第2组的铜含量最低。除第5组的镍含量偏高以外, 其它组的镍含量相差不大, 第5组的镍含量最高, 而第6组的镍含量最低。理论上, 杂质沿直拉单晶硅棒轴向的分

布可根据杂质分凝系数来判断。根据文献 [24] 给出的杂质在硅中的分凝系数 (硼、氧、碳、铁和铜的分凝系数分别为 0.8、1.25、0.007、 8×10^{-6} 和 4×10^{-4})，可判断先凝固的晶体中的氧含量高于后凝固的晶体中的氧含量，即氧含量沿着硅棒从头到尾逐渐降低；而除了氧以外，其它杂质的含量都是沿着硅棒从头到尾逐渐升高。我们对硼、氧和铁含量的测试结果很好地体现了这一规律性。第 1 组 (头部) 较高的碳含量和第 6 组 (尾部) 较低的碳含量可能分别由样品表面的有机沾污和测试的误差造成。由于直拉单晶硅棒中过渡金属杂质的含量极低，在制样过程中任何不洁净的因素 (包括样品表面的洁净度、器皿的洁净度、化学试剂的纯度、实验室环境的洁净度等) 都可能对 ICP-MS 样品造成污染，从而影响测试结果的准确性。此外，铜杂质易于在单晶硅棒中形成不均匀分布的铜沉淀 [25]，而且本文中的 ICP-MS 测试只选取了 2 g 样品制样，即杂质分布的不均匀和仅选取

很小的一部分样品制样及测试进一步增加了测试结果偏离真实值的可能性。总之，铜和镍杂质的 ICP-MS 测量结果没有很好地体现理论预测的含量随硅棒位置变化的规律与其含量过低和 ICP-MS 的测量误差等有关。但另一方面，文中所给的铁、铜、镍含量的 ICP-MS 测量结果也具有较好的可信度，该测量结果与文献 [26] 报道的结果在数量级 ($10^{12} \sim 10^{14} \text{ cm}^{-3}$) 上是一致的。由于不同位置测得的碳含量相差不大，且碳含量对直拉单晶硅片少子寿命的影响可以忽略 [27]。因此，以下我们将忽略碳含量对 PERC 电池光衰及复原特性的影响。由表 1 可知，除第 5 组样品以外，其它样品的少子寿命随着掺硼量的增加逐渐降低，即掺硼量越高，硅片的少子寿命越低。该结果与文献 [27] 报道的少子寿命随载流子浓度增加而降低的结论相符。第 5 组样品较高的少子寿命可能与其较低的铜含量有关。此外，其中心区较高的少子寿命拉高了平均少子寿命。

表 1 6 组样品的电阻率、硼、氧、碳及各种金属杂质含量和少子寿命的测试结果

Table 1 Test data for resistivity, B, O, C, various metal impurities content and minority carrier lifetime of six groups samples

Group	ρ ($\Omega \cdot \text{cm}$)	B 10^{15} cm^{-3}	O 10^{17} cm^{-3}	C 10^{17} cm^{-3}	Fe 10^{14} cm^{-3}	Cu 10^{13} cm^{-3}	Ni 10^{13} cm^{-3}	Lifetime μs
1	2.17	6.62	9.62	1.12	3.27	4.20	1.10	27.60
2	1.96	7.37	8.50	0.81	3.46	0.68	1.31	24.19
3	1.93	7.49	7.46	0.79	4.49	3.71	1.22	22.95
4	1.58	9.26	7.29	0.78	5.38	3.95	1.70	21.27
5	1.41	10.45	7.55	0.97	5.42	2.25	3.01	24.17
6	1.19	12.54	6.41	0.72	5.93	3.44	1.05	21.57

图 1 给出了 6 组 PERC 电池在第一次光衰 (45 °C、1 sun 光强、12 h) 过程中 I-V 特性参数随处理时间的原位变化曲线。由图可知，所有电池的效率、短路电流、开路电压和填充因子都呈现出硼氧缺陷致光衰 (BO-LID) 的典型特征，即“快衰减”+“慢衰减”的两段指数衰减模式，然后趋于饱和。在第一次光衰过程中，P4 和 P6 具有最高和次最高的效率，而 P3 具有最低的效率；P2 和 P3 具有并列最高的短路电流，而 P5 具有最低的短路电流；P4 和 P2 具有最高和次最高的开路电压，而 P5 和 P6 具有最低和次最低的开路电压；P6 具有最高的填充因子，而 P3 具有最低的填充因子。就衰减的速率和幅度来看，P5 的效率在快速衰减阶段具有最快的衰减速率，也最先达到饱和。P3

的效率在快速衰减阶段具有最小的光衰速率，但是在慢速衰减阶段却具有最大的光衰速率，而且其效率在第一次光衰过程中是最低的。相对于中部样品 (P3 和 P4)，头部和尾部样品往往具有更大的效率光衰幅度。P6 和 P3 分别具有最大和最小的短路电流光衰幅度。我们注意到，开路电压越大，其光衰幅度越小，譬如 P4 和 P2 分别具有最大和次最大的开路电压以及最小和次最小的光衰幅度，而 P5 和 P6 分别具有最小和次最小的开路电压以及最大和次最大的光衰幅度。

图 2 给出了 6 组 PERC 电池在 100 °C、1 sun 光强、24 h 复原处理过程中 I-V 特性参数随处理时间原位变化的曲线。由图可知，所有 PERC 电池的效率复原曲线都是先衰减然后上升最后趋于饱和，

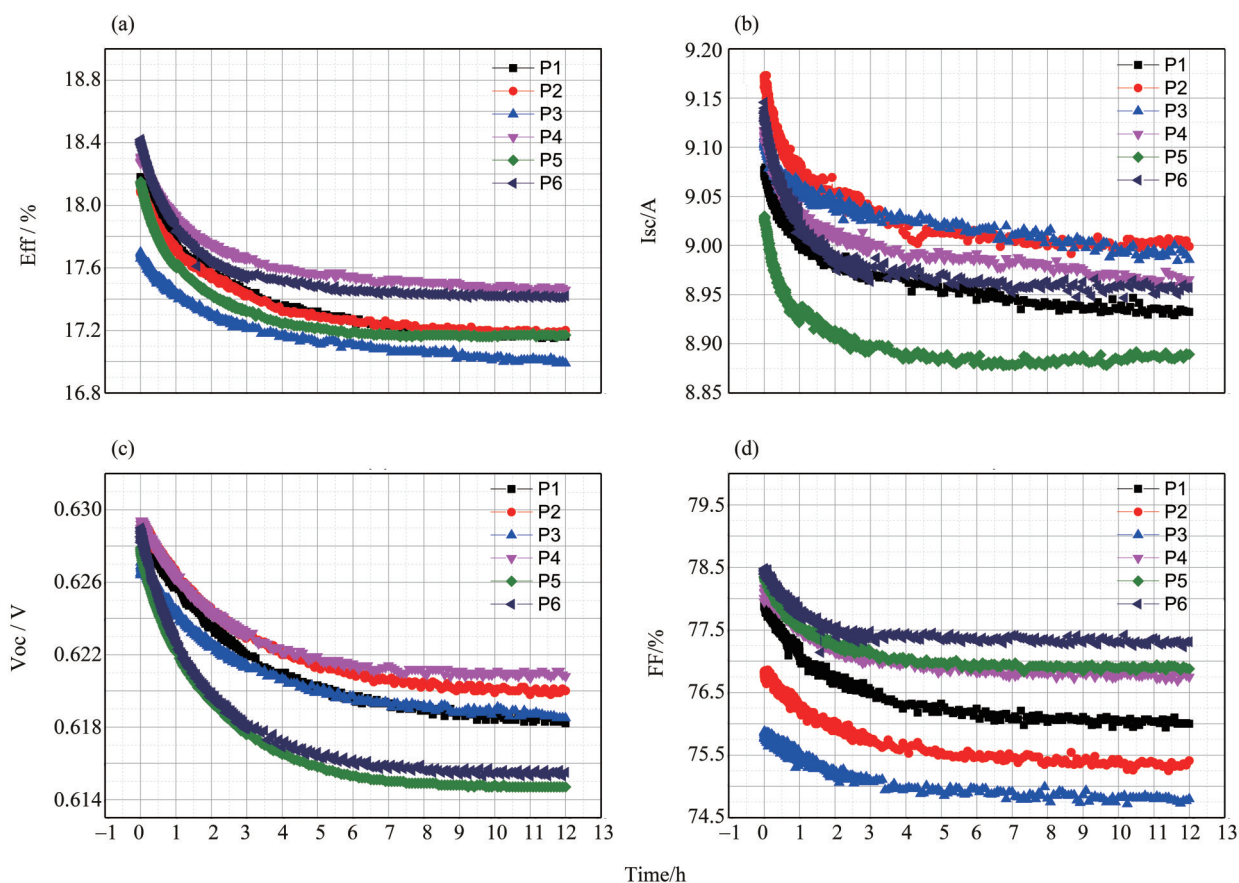


图1 6组PERC电池在第一次光衰(45℃、1 sun光强、24 h)时I-V特性参数随处理时间的原位变化

Fig. 1 In-situ variation of I-V parameters of six groups PERC solar cells with time during the 1st LID

而且上升的幅度均大大高于衰减的幅度。除P3以外,随着硅片含硼量的增加,效率衰减和上升的幅度都在增大,而复原上升的速率有所减小,因而达到饱和所需的时间有所增加。譬如P1和P6分别具有最小和最大的衰减及上升幅度。除P6以外,其它PERC电池复原后的短路电流均小于复原前的短路电流。除P3以外,短路电流上升的幅度均随着硅片含硼量的增加而增加。P1~P3的开路电压的复原曲线非常接近,都是先直线上升,然后在复原处理6 h达到饱和。P4~P6的开路电压的复原曲线与其效率的复原曲线类似,都是先衰减再上升最后趋于稳定,而且随着硅片含硼量的增加,开路电压衰减和上升的幅度都在增大,达到饱和所需的时间也有所增加。即使P5和P6复原前的开路电压明显低于P1~P4的开路电压,经过复原处理后各电池的开路电压趋于一致。除P1和P6以外,其它PERC电池的填充因子的复原曲线都是先衰减再上升最后趋于饱和。除P3以外,随着硅片含硼量的增加,填充因子衰减和上升的幅度都在增大,达到饱和所需的时间也有所增加。

图3给出了6组PERC电池在第二次光衰时I-V特性参数随处理时间的原位变化曲线。由图可知,所有PERC电池的效率 and 短路电流都是在光照的前1 h遭遇最大幅度的光衰,随后或趋于稳定或继续缓慢光衰再趋于稳定。除P1和P5以外,其它电池的开路电压都显示了较大的波动性。P6的开路电压不但没有衰减还有轻微上升的趋势,P1和P4的开路电压基本保持稳定,P5的开路电压在光照的前1 h有明显的衰减随后保持稳定。除P3以外,其它电池的填充因子在再光衰阶段都基本保持稳定。P5特别是P6的填充因子显示了缓慢上升再趋于稳定的趋势,且它们具有并列最高的填充因子。在第二次光衰过程中,P4和P6的效率再光衰曲线近似重合,且具有最高的效率。此外,P4和P6还分别具有最高和次最高的开路电压。P3具有最低的效率、开路电压和填充因子。P1和P5的短路电流再光衰曲线近似重合,且具有最小的短路电流,而其它电池大体上具有并列最大的光衰后短路电流。就衰减的速率和幅度来看,P2具有最大的效率、短路电流和开路电压光衰幅度。

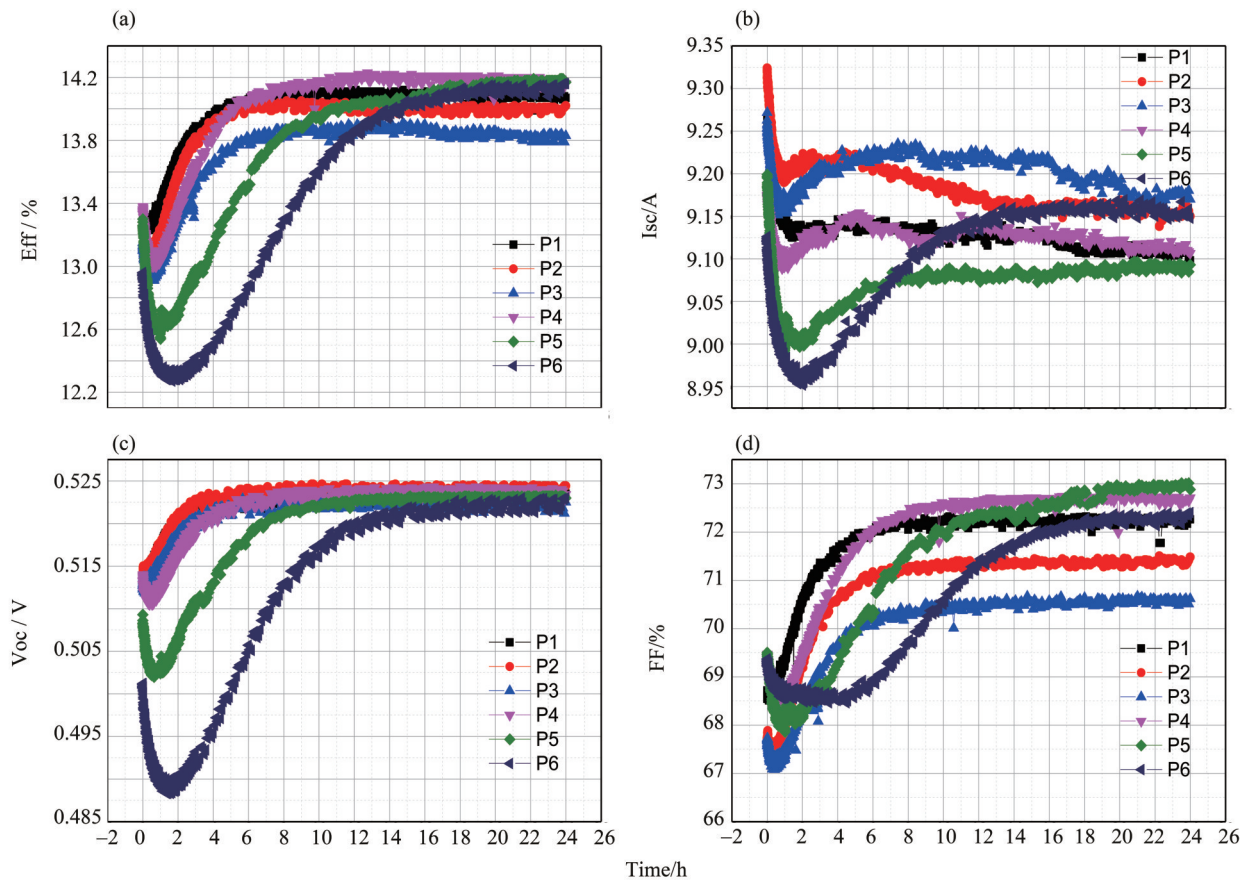


图2 6组PERC电池在复原(100℃、1 sun光强、24 h)时I-V特性参数随处理时间的原位变化

Fig. 2 In-situ variation of I-V parameters of six groups of PERC solar cells with time during the regeneration.

图4给出了6组PERC电池效率在各个处理过程的相对变化率。由图可知,在第一次光衰阶段,头部和尾部电池相对于中部电池有更高的效率光衰幅度。在复原阶段,所有电池效率的相对增加率均大于在第一次光衰阶段的相对衰减率;除P2以外,其它电池的效率的复原上升幅度随着掺硼量的增加而增加。在第二次光衰阶段,所有电池的效率都有小幅衰减。除P2以外,效率的相对衰减率与第一次光衰相比几乎降低了一个数量级,而且PERC电池效率的衰减幅度大体呈现出随掺硼量增加而减小的趋势。

由于所研究的PERC电池使用相同的工艺制成,电池所表现出的不同光衰及复原特性主要是由硅片内部杂质含量以及缺陷浓度造成的。为此,我们从硼氧及过渡金属杂质含量的角度对实验结果给予宏观定性的解释。P4在第一次光衰时具有最高的效率和开路电压,且其效率和开路电压的光衰幅度均较小。复原时P4的效率、开路电压和填充因子具有仅次于P5和P6的复原上升幅度,且具有最高的复原后效率和次最高的开路电压和填

充因子。在第二次光衰时P4的效率仅在光照前1 h有衰减然后趋于稳定,开路电压和填充因子基本保持稳定,且具有最高的效率和开路电压。P4最高的性能表现可能与其硅片适中的硼含量和较低的氧碳含量(尽管氧含量仍比硼含量高约2个数量级)有关。P3在第一次光衰时具有最低的效率和填充因子。复原时,P3具有较低的效率、开路电压和填充因子复原上升幅度,且具有最低的复原后效率和填充因子。第二次光衰时P3的效率、开路电压和短路电流都有衰减,且具有最低的效率、开路电压和填充因子。我们注意到,P3的过渡金属杂质(铁、铜、镍)含量均小于P4,P3的电池性能理应优于P4,但是P3的性能却远不如P4。从硅片的少数寿命来看,第3组样品的少数寿命确实优于第4组样品。因此,电池制备工艺是造成P3和P4性能差异的根本原因。根据文献[25]和[26]的报道,铁、铜、镍在硅中都是快扩散金属杂质,PERC电池工艺中的磷扩散和去磷硅玻璃等工艺可对铁和镍等进行有效的杂质吸除,从而大大降低它们对电池性能的影响。然而,P3含有比

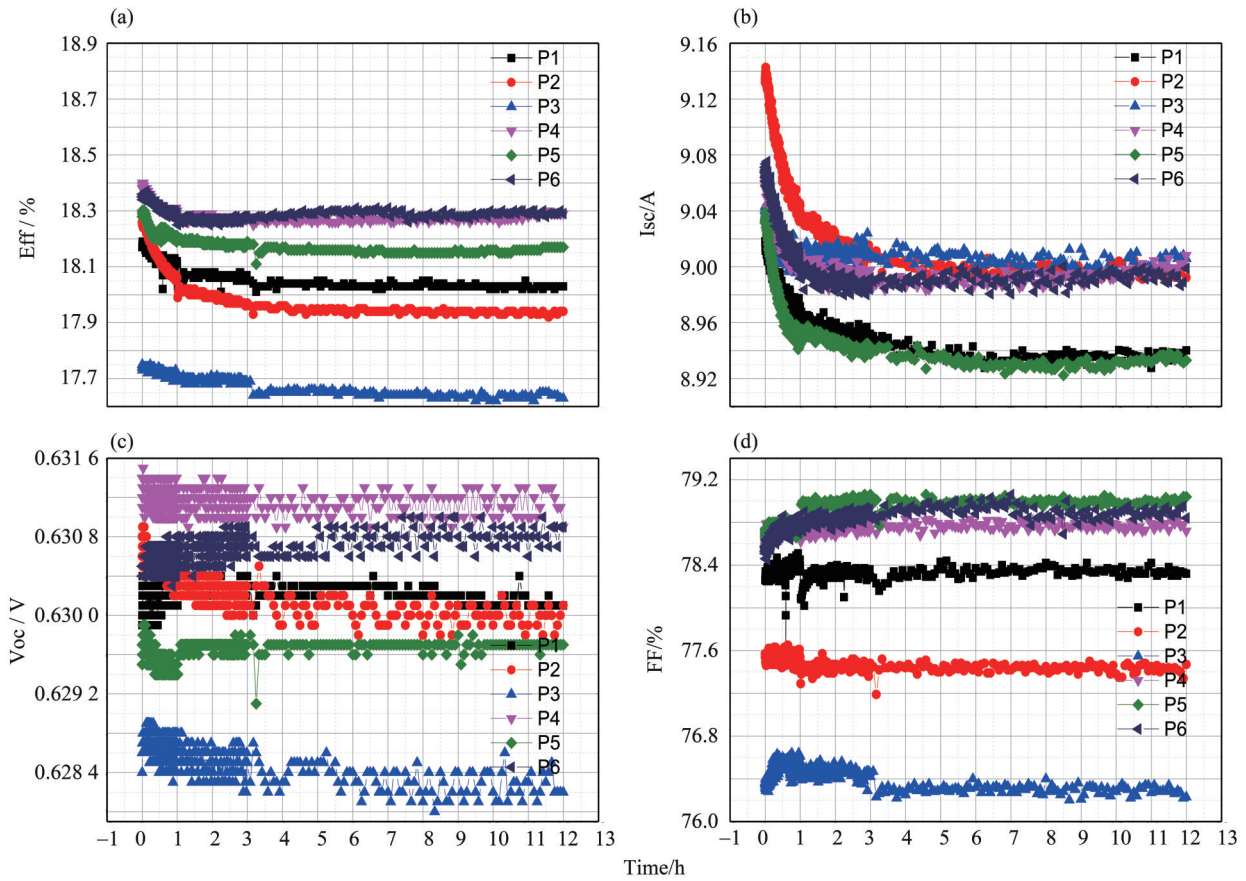


图3 6组PERC电池在第二次光衰(100℃、1 sun光强、12 h)时I-V特性参数随处理时间的原位变化

Fig. 3 In-situ variation of I-V parameters of six groups of PERC solar cells with time during the 2nd LID

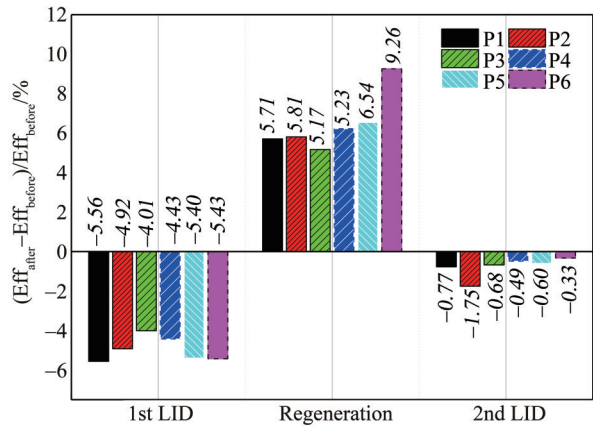


图4 6组PERC电池第一次光衰→复原→第二次光衰各阶段前后的效率相对变化率

Fig. 4 The efficiencies of six groups of PERC solar cells before and after each process during 1st LID, regeneration and 2nd LID

P4更高的氧含量, 而且P3也具有较高的铜含量, 较高的氧含量和铜含量会在晶体硅中形成不均匀分布的氧沉淀和铜沉淀, 而它们是非常有效的载流子复合中心, 且无法通过杂质吸除的方法去除。因此, 我们认为P3最低的性能表现可能与其较高

的氧含量和铜含量导致的氧沉淀和铜沉淀引入的较高密度的结构缺陷有关。P5和P6在第一次光衰时分别具有最大和次最大的开路电压光衰幅度。复原时P6和P5分别具有效率、短路电流和开路电压的最大和次最大衰减和复原上升幅度。第二次光衰时P5的效率、开路电压和短路电流有衰减, 但是填充因子有上升的趋势, 而P6的效率和短路电流有衰减, 开路电压和填充因子有上升的趋势, 造成P5和P6效率的光衰幅度相对较小, 同时也说明复原后的硼氧缺陷具有较好的抗光衰性能。因为氧含量比硼含量高两个数量级, 更高的硼含量就意味着更高的硼氧缺陷浓度, 而更高的硼氧缺陷浓度意味着第一次光衰时更大的光衰幅度和复原时更大的上升幅度。此外, P6和P5在第一次光衰时分别具有最高和次最高的填充因子, P5和P6在复原时具有第一大和第三大的复原后填充因子, P5和P6在第二次光衰时具有并列最高的填充因子, 该结果可以用更高的硼含量来解释, 更高的掺硼量意味着更低的硅片电阻率, 进而意味着更低的串联电阻和更高的填充因子。第一次光衰

时, 头部和尾部样品往往比中部样品(P3和P4)具有更大的效率光衰幅度。头部较高的光衰幅度可能是由于头部具有最高的氧、碳和铜含量所致, 更高密度的氧沉淀和铜沉淀会导致更高密度的结构缺陷, 进而造成更大的光衰。尾部样品更高的光衰是由于尾部硅片更高的硼含量继而更高的硼氧缺陷浓度所致。复原时效率、填充因子衰减和上升的幅度随着硅片含硼量的增加而增大, 暗示了硼氧缺陷在所制备的PERC电池的光衰及复原中起主导作用。PERC电池在复原过程中P6的效率、开路电压和短路电流的复原幅度最高, 复原后的值均大于初始值。第二次光衰时P6仍具有与P4并列最高的效率且最初光衰的幅度也较小, 开路电压和填充因子不降反升。该结果一方面说明了100 °C、1 sun光强、24 h的复原条件足以让PERC电池内部的硼氧缺陷近乎完全失活, 第二次光衰时效率在初始阶段的小幅光衰可归因于未达到复原状态的硼氧缺陷所致, 也证明了达到复原状态的硼氧缺陷具有很好的抗光衰性能; 另一方面该结果也说明了第6组硅片虽具有最高的铁含量(浓度高达 $5.93 \times 10^{14}/\text{cm}^3$), 但是被PERC电池制备工艺中的磷扩散和去磷硅玻璃等工艺有效去除, 使之几乎没有对电池的性能造成任何负面影响。

3 结 论

PERC 电池的光衰→复原→再光衰实验结果表

参考文献:

- [1] FERTIG F, KRAUß K, REIN S. Light-induced degradation of PECVD aluminium oxide passivated silicon solar cells [J]. *Physica Status Solidi (RRL) - Rapid Research Letters*, 2015, 9(1): 41-46.
- [2] HALLAM B, HERGUTH A, HAMER P, et al. Eliminating light-induced degradation in commercial p-type Czochralski silicon solar cells [J]. *Applied Sciences*, 2018, 8(1): 10.
- [3] SCHMIDT J, ABERLE A G, HEZEL R. Investigation of carrier lifetime instabilities in Cz-grown silicon [C]// *Conference Record of the Twenty Sixth IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, 1997: 13-18.
- [4] SCHMIDT J, BOTHE K, HEZEL R. Structure and transformation of the metastable centre in cz-silicon solar cells [C]// *The 3rd World Conference on Photovoltaic Energy Conversion*, 2003: 2887-2892.
- [5] HERGUTH A, SCHUBERT G, KAES M, et al. Avoiding boron-oxygen related degradation in highly boron doped Cz silicon [C]// *The 21st European Photovoltaic Solar Energy Conference*, 2006: 530-535.
- [6] HERGUTH A, SCHUBERT G, KAES M, et al. A new approach to prevent the negative impact of the metastable defect in boron doped Cz silicon solar cells [C]// *The 4th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion*, 2006: 940-945.
- [7] WILKING S, HERGUTH A, HAHN G. Influence of hydrogen on the regeneration of boron-oxygen related defects in crystalline silicon [J]. *Journal of Applied Physics*, 2013, 113(19): 194503.
- [8] WILKING S, BECKH C, EBERT S, et al. Influence of bound hydrogen states on BO-regeneration kinetics and consequences for high-speed regeneration processes [J].

明, P4在两次光衰中都表现出最高的效率和开路电压, 而且其效率和开路电压在复原阶段的复原上升幅度仅次于P5和P6。P4最高的性能表现被归因于硅片适中的硼含量和较低的氧碳含量。P3在两次光衰中都表现出最低的效率 and 填充因子, 而且其在复原阶段的复原上升幅度也较低, 且具有最低的复原后效率和填充因子。P3最低的性能表现被归因于硅片较高的氧含量和铜含量以及由此导致的结构缺陷。P6在复原阶段效率、开路电压和短路电流的复原幅度最高, 复原后的值均大于初始值。P6最高的复原上升幅度被归因于硅片最高的硼含量。在第二次光衰时P6具有与P4并列最高的效率且最初光衰的幅度也较小, 该结果一方面说明了100 °C、1 sun光强、24 h的复原条件足以让PERC电池内部的硼氧缺陷近乎完全失活, 第二次光衰时效率在初始阶段的小幅光衰可归因于未达到复原状态的硼氧缺陷所致, 也证明了达到复原状态的硼氧缺陷具有很好的抗光衰性能; 另一方面该结果也说明了第6组硅片虽具有最高的铁含量(浓度高达 $5.93 \times 10^{14}/\text{cm}^3$), 但是被PERC电池制备工艺中的磷扩散和去磷硅玻璃等工艺有效去除, 使之几乎没有对电池的性能造成任何负面影响。P6和P5在实验过程中表现出较高的填充因子, 被归因于硅片更高的硼含量。

- Solar Energy Materials and Solar Cells, 2014, 131: 2-8.
- [9] HALLAM B, ABBOTT M, NAMPALLI N, et al. Influence of the formation-and passivation rate of boron-oxygen defects for mitigating carrier-induced degradation in silicon within a hydrogen-based model [J]. Journal of Applied Physics, 2016, 119(6): 065701.
- [10] VORONKOV V V, FALSTER R. Light-induced boron-oxygen recombination centres in silicon: Understanding their formation and elimination [J]. Solid State Phenomena, 2014, 205: 3-14.
- [11] WALTER D C, LIM B, BOTHE K, et al. Effect of rapid thermal annealing on recombination centres in boron-doped Czochralski-grown silicon [J]. Applied Physics Letters, 2014, 104(4): 042111.
- [12] LIM B, BOTHE K, SCHMIDT J. Impact of oxygen on the permanent deactivation of boron - oxygen-related recombination centers in crystalline silicon [J]. Journal of Applied Physics, 2010, 107(12): 123707.
- [13] HAHN G, WILKING S, HERGUTH A. BO-related defects: Overcoming bulk lifetime degradation in crystalline Si by regeneration [M]. Zurich: Trans Tech Publications, 2016: 1-12.
- [14] WALTER D C, LIM B, SCHMIDT J. Realistic efficiency potential of next-generation industrial Czochralski-grown silicon solar cells after deactivation of the boron - oxygen-related defect center [J]. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 2016, 24(7): 920-928.
- [15] XIAO C Q, YU X G, YANG D R, et al. Study on permanent deactivation of the light-induced degradation in p-type compensated crystalline silicon solar cells [J]. Solar Energy Materials and Solar Cells, 2013, 117: 29-33.
- [16] BASNYAT P, SOPORI B, DEVAYAJANAM S, et al. Experimental study to separate surface and bulk contributions of light-induced degradation in crystalline silicon solar cells [J]. Emerging Materials Research, 2015, 4(2): 239-246.
- [17] HERGUTH A, HORBELT R, WILKING S, et al. Comparison of BO regeneration dynamics in PERC and Al-BSF solar cells [J]. Energy Procedia, 2015, 77: 75-82.
- [18] WOLNY F, WEBER T, FISCHER G, et al. Enhanced stable regeneration of high efficiency Cz PERC cells [J]. Energy Procedia, 2015, 77: 546-550.
- [19] KRAUSS K, FERTIG F, MENZEL D, et al. Light-induced degradation of silicon solar cells with aluminum-oxide passivated rear side [J]. Energy Procedia, 2015, 77: 599-606.
- [20] MODANESE C, WAGNER M, WOLNY F, et al. Impact of copper on light-induced degradation in Czochralski silicon PERC solar cells [J]. Solar Energy Materials and Solar Cells, 2018, 186: 373-377.
- [21] HERGUTH A, DERRICKS C, SPERBER D. A detailed study on light-induced degradation of Cz-Si PERC-type solar cells: Evidence of rear surface-related degradation [J]. IEEE Journal of Photovoltaics, 2018, 8(5): 1190-1201.
- [22] FERTIG F, LANTZSCH R, FRÜHAUF F, et al. Excessive light-induced degradation in boron-doped Cz silicon PERC triggered by dark annealing [J]. Solar Energy Materials and Solar Cells, 2019, 200: 109968.
- [23] HELMICH L, WALTER D C, SCHMIDT J. Direct examination of the deactivation of the Boron - Oxygen center in Cz-Si Solar Cells under regeneration conditions via electroluminescence [J]. IEEE Journal of Photovoltaics, 2019, 9(6): 1472-1476.
- [24] WOLF S, TAUBER R N. Silicon processing for the VLSI era, volume 1: process technology [M]. Sunset Beach, California: Lattice Press, 1986: 12.
- [25] LINDROOS J. Copper-related light-induced degradation in crystalline silicon [D]. Helsinki: Aalto University, 2015: 18-32.
- [26] SHABANI M B, YAMASHITA T, MORITA E. Metallic impurities in mono and multi-crystalline silicon and their gettering by phosphorus diffusion [J]. ECS Transactions, 2008, 16: 179-193.
- [27] MIYAMURA Y, HARADA H, NAKANO S, et al. Relationship between carbon concentration and carrier lifetime in Cz-Si crystals [J]. Journal of Crystal Growth, 2018, 486: 56 - 59.