第 28 卷第 2 期 功能材料与器件学报 Vol. 28,No. 2
2022 年 4 月 JOURNAL OF FUNCTIONAL MATERIALS AND DEVICES Apr,2022

文章编号: 1007 - 4252(2022)02 - 0002 - 179 DOI: 10.20027/j.gncq.2022.0017

激光消熔制备 HBC 太阳电池图形化发射极的研究

伍小琼[1,2],刘文柱[1,2],张丽平[1,2,*],杨煜豪[1],姜 铠[1,2],刘正新[1,2]

(1. 中国科学院上海微系统与信息技术研究所 新能源技术中心,上海 201800; 2. 中国科学院大学,北京 100049)

摘要: 本文提出了一种用激光消熔代替光刻掩模对准技术,制备硅异质结背接触(HBC)太阳电池图形化电极的新方案,以 a-Si:H(i/p)基本结构单元为例从概念上证明了该方案制作图形化发射极的可行性。首先,在沉积非晶硅薄膜 a-Si:H(i/n^+)后,使用功率为 7.8 W 的激光消熔 a-Si:H(n^+)使 a-Si:H(i)露出,通过 3D 显微镜观察到相同消熔条件下的开槽宽度为 51.9±1.4 μm;然后,沉积 a-Si:H(p)和崭露的 a-Si:H(i)接触且与 n 型衬底硅片形成异质 pn 结而获得了发射极 a-Si:H(i/p)基本结构单元。在空气氛围中,激光作用于非晶硅会使得消熔部分形成绝缘氧化层而影响载流子输运,通过氢氟酸(HF)溶液浸泡去除绝缘氧化层,浸泡 15 s 后氧化层厚度减小为未浸泡样品的 1/3。钝化片激光消熔前后的有效少子寿命结果对比显示:激光消熔钝化层薄膜后,余下的薄膜对晶体硅的钝化性能大幅下降,一方面,由于钝化层厚度的减薄会影响少子寿命;另一方面,激光消熔过程会使非晶硅薄膜体内和薄膜与衬底界面处的氢含量大幅降低,氢含量的减少必然导致硅网络中的悬挂键密度增大,即深能级缺陷态增多加快光生载流子的复合。从 TEM 图像中也可观察到经激光消熔后,钝化层结构有部分被晶化的现象,部分晶化结构的出现说明氢含量会大幅降低。针对激光消熔后钝化层薄膜容易出现少氢的问题,我们采用氢等离子体处理(HPT)来尝试向激光消熔后的钝化层注入原子氢,对比 HPT 处理前后的少子寿命,结合 PL 图像结果发现:载流子复合显著降低且有效少子寿命由 258 μs 增大一倍至 528 μs,PL 发光强度明显由暗变亮,证明 HPT 过程起到了向薄膜内注入原子氢的作用,有效修复了激光消熔过程造成的钝化损伤。

关键词: 背接触电极图形化;硅异质结太阳电池;激光消熔;钝化

中图分类号: TM914.4*1 **文献标识码:** A

Study on Fabrication of Patterned Electrodes of HBC Solar Cells by Laser Ablation

WU Xiao-qiong[1,2], LIU Wen-zhu[1,2], ZHANG Li-ping[1,2,*], YANG Yu-hao[1], JIANG Kai[1,2], LIU Zheng-xin[1,2]

(1. Research Center for New Energy Technology (RCNET), Shanghai Institute of Microsystem and Information Technology (SIMIT), Chinese Academy of Sciences (CAS), Shanghai 201800, China; 2. University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China)

收稿日期: 2022-01-23; **修订日期:** 2022-02-16

基金项目: 国家自然科学基金(62004208; 62074153).

通信作者: 张丽平(1979-),女,博士,副研究员,主要从事硅基太阳电池材料和器件的研究(E-mail: zlp_wan@mail.sim.ac.cn).

Abstract: In this work, a new scheme to fabricate patterned electrodes of silicon heterojunction back-contact (HBC) solar cells by using laser ablation instead of photolithographic mask alignment technology, which is proposed to simplify the process steps and reduce production costs. The basic structure unit of a-Si:H(i/p) is used as an example to prove the feasibility of the suggested scheme. Firstly, after initial deposition of amorphous silicon film a-Si:H(i/n^+), a-Si:H(i) layer appears when a-Si:H(n^+) was ablated by the laser with a power of 7.8 W, the width of the ablation groove observed under the 3D microscope is about 51.9±1.4 μm. Then a layer of a-Si:H(p) was deposited to contact with the exposed a-Si:H(i) so that forming a hetero-pn junction with the n-type substrate silicon wafer, thus obtaining the emitter a-Si:H(i/p) basic structural unit. In the air atmosphere, the effect of laser on amorphous silicon will generally cause the formation of an insulating oxide layer in the ablation area and affect the transport of photo-carriers. The insulating oxide layer can be removed by soaking in hydrofluoric acid (HF) solution, after soaking for 15 s, the thickness of the oxide layer is reduced to 1/3 of that of the unsoaked sample. Comparing the PL images and effective minority lifetimes before and after laser ablation, we have found there are two possible reasons to influence the passivation performance during laser ablation. On the one hand, the remaining film thickness became thinner due to a part of film was ablated, which determines the passivation ability descending. On the other hand, the hydrogen content in the film on the a-Si(i)/c-Si interface marginally losses owing to the thermal-effects of laser ablation process, which must lead to the silicon dangling bonds are booming that is to say the increasing deep-level defect density promote the recombination of photo-carriers. Additionally, we also have found a crystalline microstructure in the part of remaining passivation film, which is a powerful proof of H-desorption after laser ablation. Therefore, it presents both the decreasing lifetime and the deteriorated PL images after laser ablation. In view of the decreasing phenomenon of H content, we employ hydrogen plasma treatment (HPT) to recover the passivation samples after laser ablation, the PL images show that the carrier recombination is significantly reduced and the effective minority carrier lifetime is doubled from 258 μs to 528 μs, effectively repairing the passivation damage caused by the laser ablation process.

Key words: Back contact electrode patterning; Silicon heterojunction solar cells; Laser ablation; Passivation

0 引言

近 20 年来,以太阳能、风能、生物质能为主的可再生能源,因其在技术和经济指标中都取得重大进展,拥有了与传统化石燃料可比的竞争力而在世界能源结构中占据稳定地位,其中太阳能发展速度最快[1-3]。根据国际能源署(International Energy Agency, IEA)报告称,预计在 2019~2024 年间全球太阳能光伏产业容量增长将超过 850 GW[4]。太阳电池是利用太阳能发电最广泛的技术之一,其中晶体硅(c-Si)太阳电池占据全球光伏市场份额约 90%[5],自被发明以来晶体硅太阳电池的转换效率不断提高,近年来超过 26%的高效率晶体硅太阳电池主要得益于异质结、背接触两种技术[6-7]。背接触技术结合异质结太阳电池得到异质结背接触(HBC)太阳电池,其最大的优点为电池入光面没有金属电极,避免了遮光损耗而大大提高短路电流密度;硅异质结技术因表面氢化非晶硅(a-Si:H)对 c-Si 表面高质量钝化降低了界面复合而带来高的开路电压[5,8-9]。目前 HBC 太阳电池的转换效率世界纪录为 26.63%,也是 c-Si 太阳电池转换效率世界纪录[6,8,10],接近理论转换效率 29.1%[11],因此,HBC 构型是高效率晶体硅太阳电池最具潜力的结构。

制约 HBC 太阳电池规模化生产的主要因素有:1)工艺步骤繁琐复杂,重复性较差;2)传统制备背接触图形化电极的光刻掩模对准技术成本高昂[8,12-13]。基于上述问题本文提出了一种新型背接触电极图形化的制备方案,使用两次激光消熔技术代替光刻技术简化工艺步骤、降低制备成本的同时

提高工艺稳定性，通过该方案制备的 HBC 太阳电池图形化电极有三个优势: 1) 无需掩膜，仅需两次激光消熔在电池背面形成周期性异型接触电极; 2) 去除激光消熔产生的绝缘氧化层使非晶硅与后沉积的掺杂层或透明导电薄膜有效接触便于载流子运输; 3) 解决了由激光消熔造成的钝化性能变差的问题。

1　实验

1.1　非晶硅薄膜样品的制备

为了更清晰地辨识接触电极的微观结构，实验中沉积的非晶硅薄膜比工艺条件下的薄膜厚。选取 2×2 cm^2大小的 n 型单晶硅片，浸泡在浓度为 2%的氢氟酸(HF) 溶液中 2 min 去除硅片表面脏污和氧化层。采用等离子增强化学气相沉积(PECVD) 工艺，以硅烷、氢气、磷烷、硼烷为反应气体，在硅片一面依次沉积 67 nm 厚的 a－Si: H(i) 、52 nm 厚的 a-Si: H(n) ，激光消熔 a-Si: H(n) 以及 HF 溶液浸泡 15 s 去除氧化层后再沉积 30 nm 厚的 a-Si: H(p) ，样品制备流程如图 1 红色虚线框中①②③顺序所示。为了探究激光消熔后的样品浸入 HF 溶液 15 s 后氧化层的变化，制备了激光消熔后未经 HF 溶液浸泡直接沉积 a-Si: H(p) 的样品进行对比，制备流程如图 1 红色虚线框中步骤①④顺序所示。非晶硅薄膜 a-Si: H(i/n^+) 和 a-Si: H(i/p) 周期性排列的图形化样品制备流程图如图 1 中①②③⑤⑥⑦顺序所示; 每次 HF 溶液浸泡去除氧化层后需进行 H_2等离子体处理(HPT) 修复钝化损伤。

1.2　钝化样品的制备

钝化样品衬底是厚度为 180 μm、面积为 156 × 156 mm^2的 n 型直拉单晶硅片，先后经过碱溶液制绒、标准 RCA 工艺清洗、HF 溶液清洗得到洁净硅片衬底; 将清洗后的硅片置于 PECVD 中双面沉积厚度为 10 nm 的 a－Si: H(i) ，之后单面沉积厚度为 50 nm的 a-Si: H(n) 薄膜。

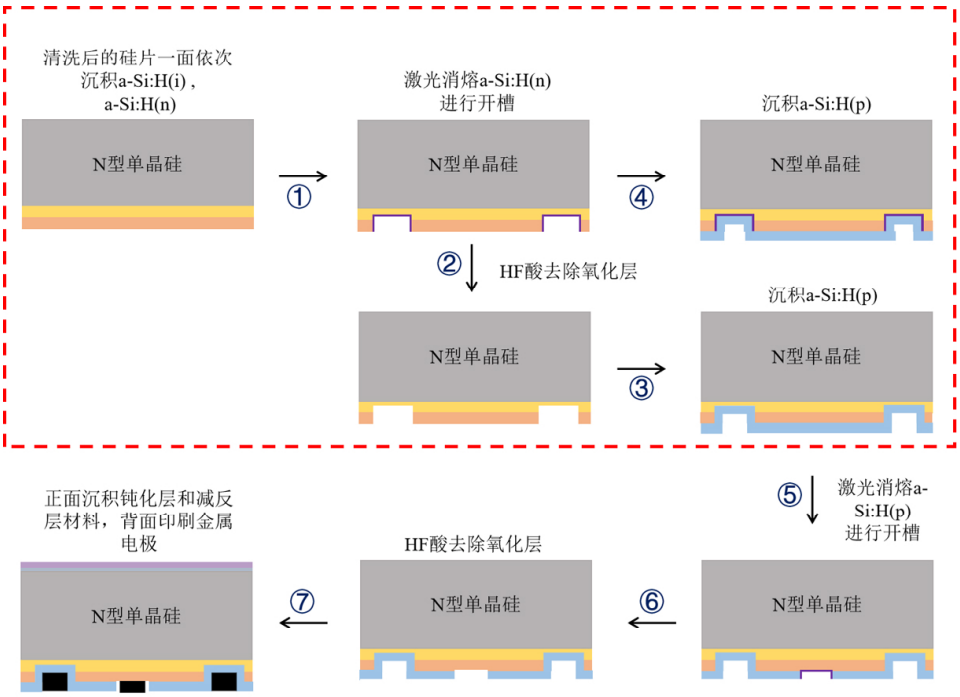

图 1　a-Si: H(i/n^+) 和 a-Si: H(i/p) 周期性排列的基本结构单元制备流程图; 红色线框为 a-Si: H(i/p) 基本结构单元制备流程图

Fig. 1 Flow chart of the preparation of basic block of periodic arrangement of a-Si: H(i/n+) and a-Si: H(i/p) ; the red frame is the flow chart of the preparation of the basic block of a-Si: H(i/p)

1.3 激光消熔

激光开槽工艺采用激光消熔技术，当高能量密度的激光照射到样品上，材料受到较高温度发生熔化、升华等变化[14]。采用 GHP 系列纳秒激光划片机，光源为国产端面泵浦固体激光器，发射波长为 532 nm 的脉冲激光，脉冲宽度为 20 ns；实验中激光消熔条件为激光频率 55 kHz、工作台运动速度 55 mm/s、激光功率 7.8 W。

1.4 测试

采用分光椭偏光谱测量技术(Spectroscopic Ellipsometry，SE)表征非晶硅薄膜的厚度；采用透射电镜(FEI Titan Themis 200 TEM)表征激光消熔后非晶硅层的微观结构；能谱仪(Bruker super-X EDS)获取元素分布信息，检出限为 0.1%质量百分数；通过 PL 测试仪获取钝化样品的 PL 图像来表征激光消熔前后以及 HPT 后钝化样品的载流子复合状态(表现为载流子复合增大时 PL 图像出现黑斑或黑点)；采用美国少子寿命测试仪(Sinton WCT-120)测量钝化样品激光消熔前后以及 HPT 后的有效少子寿命。

2 结果与讨论

2.1 图形化电极的结构

图形化电极 a-Si:H(i/p)基本结构单元要求激光消熔 a-Si:H(n)层使底部的 a-Si:H(i)露出，同时不能穿透 a-Si:H(i)层破坏晶体硅衬底，以便后沉积的 a-Si:H(p)和 a-Si:H(i)接触与硅片形成钝化性能良好的异质结。为了更好地探究薄膜图形化后的结构，使用透射电镜在 STEM 模式下观察了样品(对应图 1 红色虚线框中①②③顺序制备流程)不同倍率的剖面图像。

图 2 为样品激光消熔区与未作用区对比图，虚线左侧部分是激光未作用区，左下角插图为未作用区局部放大图，从放大图可见薄膜表面平整且各非晶硅层分布均匀，最顶层黑白处为测试时制样中添加的 C/Cr_2O_3 保护层。虚线右侧为激光消熔区域，由于所使用的激光器没有汇聚和调整光斑大小的光学装置，激光能量分布不均匀；同时薄膜受热熔化后快速冷却熔融物再堆积，导致激光消熔区域形状凹凸不平；与激光未作用区域对比，虽未呈现出理想的台阶形状，大部分 a-Si:H(n)被激光消熔掉形成凹痕，凹痕越深说明被消熔掉的非晶硅材料越多。为了更清楚地展示 a-Si:H(i/p)基本结构单元的微观结构，我们测试了如图 3(a)所示的高倍率下的 STEM 图，白色横线为非晶硅层与晶硅衬底的界面，晶硅完整无损说明该能量条件下激光未损伤到衬底。图 3(a)插图为凹痕最低处(橙色线框所示)的高角环形暗场(HAADF)像，可看出当激光功率为 7.8 W 时，激光消熔掉 a-Si:H(n)到达 a-Si:H(i)，如白色虚线框内所示凹痕最低处原本 67 nm 厚的 a-Si:H(i)剩余约 15 nm，后沉积的厚度为 30 nm 的 a-Si:H(p)和露出的 a-Si:H(i)接触与 n 型硅片衬底形成异质 pn 结，从概念上实现了 a-Si:H(i/p)基本结构单元。

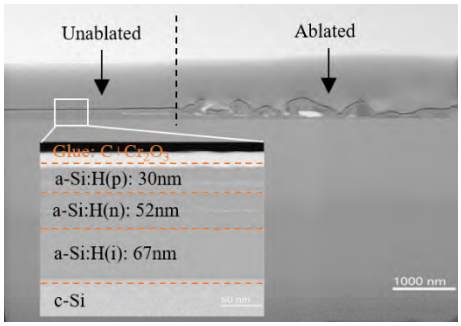

图 2 激光消熔区域与未作用区域对比图，插图展示了激光未作用区各非晶硅层的分布

Fig. 2 Comparison of laser ablation and non-ablation areas, the inset shows the distribution of each amorphous silicon layer in the laser ablation area

根据文献报道，a-Si:H 薄膜中 H 主要以原子的形式扩散[15]，在致密的衬底上非晶硅薄膜受热容易起泡和脱落[16-17]。实验中样品使用的衬底为致密单晶硅片，由此可推测图 3(a)插图中白色圆形虚线框中的黑色圆点为激光消熔界面上 a-Si:H 薄膜受热产生的起泡。为了更直观地展示激光消熔 a-Si:H(n)的效果，我们测试了图 3(a)对应的 Si、P 元素 EDS 图像如图 3(b)所示，由于激光不均匀不稳定，a-Si:H(n)未被完全消熔，在 a-Si:H(i/p)基本结构单元内部遗留了部分 a-Si:H(n)，且遗留的 a-Si:H(n)厚度大于 52 nm，这可能是材料受热膨胀、起泡以及熔融物冷却再堆积等多种因素造成的。

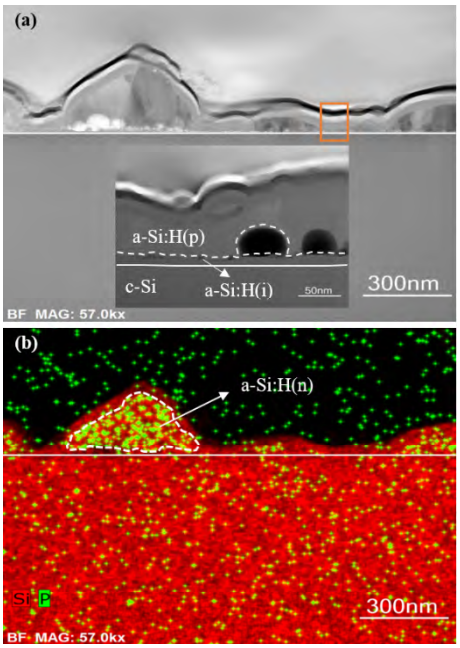

图 3　(a) a-Si: H(i/p) 基本结构单元 STEM 图，插图为局部放大图; (b) Si、P 元素 EDS 图

Fig. 3 (a) TEM image of the basic structural unit of a-Si: H(i/p), the inset shows a magnification of the partial region; (b) EDS diagram of Si, P element

2.2　激光消熔后氧化层的去除

实验过程中，在大气氛围中激光直接作用于非晶硅薄膜，使得消熔区域的非晶硅薄膜加速氧化形成绝缘的氧化层而影响载流子输运，为了保证载流子顺利输运，通过将激光消熔后的样品浸泡在 2% HF 溶液中以去除表面氧化层，原理如下表达式:

$$6HF + SiO_2 \rightarrow H_2[SiF_6] + 2H_2O$$

如图 4 的 EDS 氧元素分布图所示，图 4(a) 为激光消熔后经 HF 溶液浸泡再沉积 a-Si: H(p) 的样品(对应图 1 红色虚线框中①②③制备流程)，图 4(b) 为激光消熔后直接沉积 a-Si: H(p) 的样品(对应图 1 红色虚线框中①④制备流程)。由氧元素分布图可看出，浸泡 15 s 后图 4(a) 样品表面氧化层厚度(约 4 nm) 约为图 4(b) 氧化层(约 13 nm) 的 1/3，以此规律推测浸泡约 30 s 能完全去除氧化层。由于非晶硅表层被氧化后的体电阻率会增加，在器件中氧化层会阻碍光生载流子的输运，因此氧化层厚度的减薄可以使后续沉积的钝化层之间、透明导电薄膜与钝化层之间的接触电阻更小。

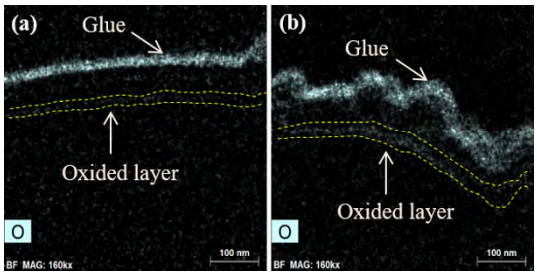

图 4　样品(a) 经 HF 溶液浸泡后; (b) 未经浸泡的氧元素 EDS 图

Fig. 4 EDS diagram of oxygen element (a) after the sample is soaked in HF solution; (b) without soaking

2.3　钝化性能的损伤和修复

图 5(a) 为单晶硅片双面沉积 a-Si: H(i) 后单面沉积 a-Si: H(n) 的钝化样品结构示意图，晶体硅一面由 a-Si: H(i) 薄膜钝化，另一面由 a-Si: H(i/n) 薄膜钝化。该结构的 PL 图如图 5(b) 所示，由于硅片本身存在污染或薄膜制备过程腔室氛围的影响，激光消熔前钝化样品的 PL 图像显示有少量黑斑[18]。使用功率为 7 W 的激光消熔 a-Si: H(n) 层，消熔区域由 45 条长 7 cm、间隔 1.5 mm 的激光划痕组成，消熔后的钝化片 PL 图如图 5(c)，可看出激光消熔后的区域亮度变暗，说明载流子复合速率变大。据文献报道[19]，激光作用于非晶硅会使得薄膜体内以及薄膜与衬底界面处 H 浓度大幅降低导致薄膜受热后熔化与未熔化区域界线上的材料缺陷变多，未饱和的悬挂键增加，而少量的 H 无法与增多的悬挂键键合，因此，薄膜处于高缺陷状态时晶体硅表面的钝化性能差且 PL 亮度变暗。鉴于 PL 亮度下降是由于硅网络内 H 含量的下降引起，因此我们尝试使用 HPT 的方法向钝化性能劣化的薄膜内注入原子 H，将消熔后的钝化样品浸入 HF 溶液中 1 min 去除氧化层后，置于 PECVD 真空腔室内进行 HPT 过程 5 min，处理后的样品如图 5(d) 所示，对比图 5(c) 代表的 HPT 处理前样品的 PL，可看出消熔区域颜色明显变亮，载流子复合在一定程度上得到抑制。这种 PL 亮度的改善意味着 HPT 过程可以增加 H 与缺陷处的悬挂键键合，使得载流子复合中心减少，说明 HPT 过程能修复激光消熔非晶硅薄膜引起的载流子复合速率增大的情况。

为了定量表征激光消熔后 HPT 过程修复薄膜钝化损伤的效果，测量图 5 中钝化样品激光消熔前

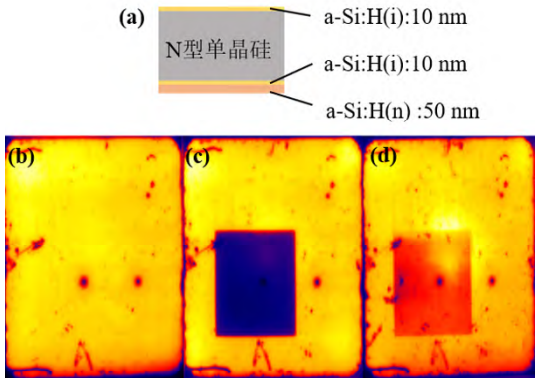

图 5 (a) 钝化样品结构示意图; (b) -(d) 激光消熔及 HPT 前后 PL 对比图

Fig. 5 (a) Schematic diagram of the structure of the passivated sample; (b) -(d) Comparison diagram of PL before and after laser ablating and H_2 plasma treatment;

后以及 HPT 后的少子寿命如图 6 所示。当少子注入浓度为 1×10^{15} cm^{-3}时,激光消熔钝化层薄膜的过程使得初始钝化的有效少子寿命从 1 502 μs 降低到 258 μs,钝化性能大幅劣化; HPT 过程使得激光消熔后的钝化的少子寿命由 258 μs 增大一倍至 528 μs。激光对钝化层薄膜消熔造成有效少子寿命大幅劣化的可能原因为: 一方面,部分钝化层薄膜被消熔而厚度减薄(如图 3 所示) 导致剩余薄膜的钝化能力不足而降低了少子寿命; 另一方面,激光消熔过程会使非晶硅薄膜体内和薄膜与衬底界面处的 H 含量大幅降低,H 含量的减少必然导致硅网络中的悬挂键密度增大,即深能级缺陷态增多加快光生载流子的复合。从图 3(a) 的 TEM 图像中也可观察到经激光消熔后部分钝化层的结构内呈柱状晶化的现象,晶化结构的出现说明 H 含量会大幅降低。造成非晶硅结构向晶化转变的主要因素为单位面积上接收到的激光的能量,即能量密度或功率密度,超过阈值功率,就会使非晶硅晶化。根据文献报道[20] 波长为 532 nm 的激光功率密度大于 2.929×10^5 W/cm^2 时能实现非晶硅薄膜的晶化。本实验中激光消熔钝化样品的功率为 7 W,功率密度最大约为 1.089×10^5 W/cm^2,理论上未使得非晶硅薄膜晶化,但不排除光斑能量密度不均匀导致的结构改变差异。下一步可降低激光能量密度运用高频低功率多次消熔的方法来降低薄膜晶化的几率,并且有必要开展对熔融非晶硅的凝固时间和阈值功率的研究。

PL 的亮度恢复和少子寿命的翻倍增加说明 HPT 过程适宜用在图形化电极过程中来修复激光引起的钝化损伤,可能的修复原理有两方面: 一方面,HPT 过程中可以向受损薄膜中注入原子 H,起到饱和硅悬挂键的作用而降低薄膜内的深能级缺陷; 另一方面,HPT 过程的 H^+可以深入硅网络驱使薄膜内未成键或弱键合的 H 在网络内运动而寻找到活性位置,即 HPT 可以有效弛豫受损后的非晶硅网络而实现 H 键合重组降低薄膜中的缺陷态。

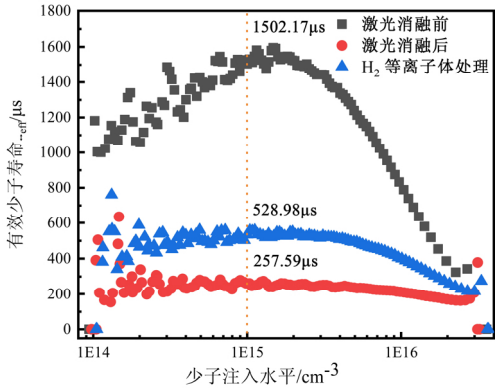

图 6 激光消熔前后及 HPT 后有效少子寿命对比图

Fig. 6 Comparison of effective minority carrier lifetimes before and after laser ablation and after H_2 plasma treatment

综上,a-Si: H(i/p) 基本结构单元从概念上证明了激光消熔制作图形化两种电极的可行性。激光消熔掉 a-Si: H(n) 使后沉积的 a-Si: H(p) 和崭露的 a-Si: H(i) 接触与 n 型衬底硅片形成异质 pn 结; a-Si: H(i/p) 负责收集 HBC 太阳电池经光照后在 n 型晶体硅内部产生的光生空穴; HF 溶液去除绝缘氧化层便于后续 TCO 薄膜和 a-Si: H(p) 之间的载流子传输; HPT 过程修复激光消熔引起的钝化损伤、空穴载流子的收集,将传输受到的影响降至最小。同理可使用该方法制备背电场收集光生电子,每次激光消熔后都需浸入 HF 溶液去除氧化层,以及 HPT 过程修复钝化损伤。新方案的实施还需注意以下几点: 1) 高能量激光可能使薄膜结晶,因此可尝试采用高频低功率多次消熔的方法降低薄膜晶化; 2) 由于实际工艺中非晶硅很薄仅 10 nm 左右,对激光消熔的条件有较高的要求,同时激光的不均匀不稳定会导致实验重复性差,因此使用带有光斑整形光路的激光器消熔制作的图形化结构更为理想。解决以上问题,并利用激光器自带的定位功能,

可通过两次激光消熔代替光刻掩膜对准技术制备位于 HBC 太阳电池背光面的 pn 结和 nn^+ 结。

3　结论

本文针对 HBC 太阳电池图形化电极目前面临的制备工艺步骤多、成本高昂等问题，提出了一种异型电极图形化制作的新方案，特点在于通过成本低廉的激光消熔代替光刻掩模对准技术，制备出背接触电极 a-Si: H(i/p) 的基本结构单元，完整的周期性排列的图形化电极可由相同制备方法多次重复实现。区别于工艺复杂、成本昂贵的传统掩膜技术，该方法采用廉价且易于操作的激光消熔技术制作掺杂钝化层的图形化，且将消熔后的样品浸泡在 HF 溶液中有效去除激光消熔产生的表面氧化层，和后续钝化层或透明氧化物薄膜形成良好的载流子传输界面; 同时，使用与钝化层工艺兼容的 HPT 过程有效修复激光消熔引起的钝化损伤，表面载流子复合明显减少，有效少子寿命提升一倍。

参考文献:

[1] Rizi M M, Balaji P, Dauksher B, et al. Effect of annealing on interdigitated back contact silicon heterojunction solar cells (IBC) [C]. //2021 IEEE 48th Photovoltaic Specialists Conference (PVSC) . IEEE, 2021: 1541-1544.

[2] Nakamura J, Asano N, Hieda T, et al. Development of heterojunction back contact Si solar cells [J]. IEEE Journal of Photovoltaics, 2014, 4(6) : 1491-1495.

[3] Abdulraheem Y, Ghannam M, Radhakrishnan H S, et al. The Role of Silicon Heterojunction and TCO Barriers on the Operation of Silicon Heterojunction Solar Cells: Comparison between Theory and Experiment [J]. International Journal of Photoenergy, 2021: 6632180.

[4] Sinha A, Soman A, Das U, et al. Interdigitated Back Contact (IBC) Heterojunction (HJ) Si Solar Cell Fabrication by Laser Patterning [C]. //2020 47th IEEE Photovoltaic Specialists Conference (PVSC) . IEEE, 2020: 0502-0505.

[5] Liu J, Yao Y, Xiao S, et al. Review of status developments of high-efficiency crystalline silicon solar cells [J]. Journal of Physics D: Applied Physics, 2018, 51(12) : 123001.

[6] Yoshikawa K, Yoshida W, Irie T, et al. Exceeding conversion efficiency of 26% by heterojunction interdigitated back contact solar cell with thin film Si technology [J]. Solar Energy Materials and Solar Cells, 2017, 173: 37-42.

[7] Popel O S, Tarasenko A B. Modern Development Trends in Photovoltaics [J]. Thermal Engineering, 2021, 68(11) : 807-825.

[8] 杨振英，卢　刚，郑　璐，等. N 型背接触异质结太阳电池概述 [J]. 材料导报，2020，34(Z1) : 19-21.

[9] 王佳佳. 高效非掺杂叉指背接触异质结太阳电池的研究 [D]. 中国科学院大学(中国科学院宁波材料技术与工程研究所) ，2020.

[10] 卢　刚，杨振英，何凤琴，等. N 型背接触异质结太阳电池背面结构参数优化 [J]. 材料导报，2019，33 (Z1) : 45-49.

[11] Yoshikawa K, Kawasaki H, Yoshida W, et al. Silicon heterojunction solar cell with interdigitated back contacts for aphotoconversion efficiency over 26% [J]. Nature energy, 2017, 2(5) : 1-8.

[12] Sinha A, Soman A, Das U, et al. Nanosecond Pulsed Laser Patterning of Interdigitated Back Contact Heterojunction Silicon Solar Cells [J]. IEEE Journal of Photovoltaics, 2020, 10(6) : 1648-1656.

[13] Liu J, Zhang X, Dong G, et al. The performance of silicon solar cell with selective pillars fabricated by Cesium Chloride self-assembly lithography and UV-lithography [J]. Solar energy, 2014, 105: 274-279.

[14] 杨　博，赵　勇，谢小军，等. PERC 电池 EL 黑斑对于光伏组件性能的影响 [J]. 太阳能学报，2020，41 (12) : 97-102.

[15] Beyer W, Andrä G, Bergmann J, et al. Temperature and hydrogen diffusion length in hydrogenated amorphous silicon films on glass while scanning with a continuous wave laser at 532 nm wavelength [J]. Journal of applied physics, 2018, 124(15) : 153103.

[16] Maurer C, Haas S, Beyer W, et al. Application of Raman spectroscopy for depth-dependent evaluation of the hydrogen concentration of amorphous silicon [J]. Thin Solid Films, 2018, 653: 223-228.

[17] Daniel A, Thomas K, Uwe R. Advanced characterization techniques for thin film solar cells [M]. John Wiley & Sons, 2016.

[18] 彭若莹. 激光背膜开窗对 MWT/PERC 太阳电池性能影响的研究 [D]. 江南大学，2021.

[19] Maurer C, Beyer W, Hülsbeck M, et al. Impact of Laser Treatment on Hydrogenated Amorphous Silicon Properties [J]. Advanced Engineering Materials, 2020, 22 (6) : 1901437.

[20] 徐二明，袁　超，王俊平，等. 532 nm 连续激光晶化非晶硅薄膜的原位拉曼光谱研究 [J]. 光散射学报，2008，(03) : 258-264.