

引用格式: DING Yueke, HUANG Shihua. Study on Passivation of Monocrystalline Silicon by Tandem Hydrogenated Amorphous Silicon Film[J]. Acta Photonica Sinica, 2021, 50(3):0331001

丁月珂, 黄仕华. 氢化非晶硅叠层薄膜对单晶硅表面钝化研究[J]. 光子学报, 2021, 50(3):0331001

## 氢化非晶硅叠层薄膜对单晶硅表面钝化研究

丁月珂, 黄仕华

(浙江师范大学 物理系, 浙江 金华 321004)

**摘 要:** 采用等离子体增强化学气相沉积法生长的单层本征氢化非晶硅薄膜对单晶硅片进行钝化, 结果表明增加氢稀释比有利于减少薄膜中的缺陷, 增强钝化效果, 过量的氢稀释比会导致非晶硅在硅片表面的外延晶化生长, 降低钝化效果。退火导致非晶硅晶化程度增加, 降低了钝化效果, 同时退火提升了薄膜的质量, 改变了 H 键合方式, 增强了钝化效果。因此, 单层氢化非晶硅只有在合适的氢稀释比和退火温度才可以获得最佳钝化效果。为了提高非晶硅薄膜对硅片的钝化效果, 采用具有高低氢稀释比的叠层本征非晶硅薄膜对硅片进行钝化。因此将高氢稀释比沉积的非晶硅薄膜叠层生长于低氢稀释比的薄膜之上, 避免非晶硅在硅片表面的外延生长。在退火过程中, 高氢稀释比薄膜中的氢扩散到低氢稀释比薄膜中, 有效地钝化了非晶硅中和单晶硅表面的悬挂键, 改善了非晶硅/硅片的界面质量, 叠层钝化后硅片的少子寿命为 7.36 ms, 隐含开路电压为 732 mV。

**关键词:** 太阳能电池; 钝化; 等离子体增强化学沉积; 单晶硅; 非晶硅叠层; 氢稀释; 少子寿命

中图分类号: TM914.4+1

文献标识码: A

doi: 10.3788/gzxb20215003.0331001

## Study on Passivation of Monocrystalline Silicon by Tandem Hydrogenated Amorphous Silicon Film

DING Yueke, HUANG Shihua

(Department of physics, Zhejiang Normal University, zhejiang Jinhua 321004, China)

**Abstract:** Studies on the passivation of monocrystalline silicon wafers by using plasma enhanced chemical vapor deposition for the deposition of monolayer intrinsic hydrogenated amorphous silicon films show that increasing the hydrogen dilution ratio is beneficial to reducing the defects in the films and enhancing the passivation effect. Excessive hydrogen dilution ratio can lead to the epitaxial growth of amorphous silicon on the silicon wafer surface and reduce the passivation effect. Annealing results in the increase of the degree of crystallization of amorphous silicon and the reduce of passivation effect. Meanwhile, annealing improves the quality of thin films and changes the way of H bonding and enhances the passivation effect. Therefore, the best passivation effect of monolayer hydrogenated amorphous silicon can be obtained only at appropriate hydrogen dilution ratio and annealing temperature. In order to improve the passivation effect of amorphous silicon film on silicon wafer, tandem intrinsic amorphous silicon film with high and low hydrogen dilution ratio is used to passivate silicon wafer. Therefore, the epitaxial growth of amorphous silicon on the silicon wafer surface can be avoided by stacking amorphous silicon thin films with high hydrogen dilution ratio on the thin films with low hydrogen dilution ratio. In the annealing process, the hydrogen in the film with high hydrogen dilution ratio diffuses into the film with low hydrogen dilution ratio, effectively passivating the suspension bonds on the surface of amorphous silicon and monocrystalline silicon, and improving the

基金项目: 国家重点研究发展计划 (No. 2018YFB1500102), 浙江省重点研发计划 (No. 2021C01006)

第一作者: 丁月珂 (1996—), 女, 硕士研究生, 主要研究方向为晶体硅太阳能电池。Email: 382559487@qq.com

导师: 黄仕华 (1967—), 男, 教授, 博士, 主要研究方向为晶体硅太阳能电池。Email: huangshihua@zjnu.cn

收稿日期: 2020-10-08; 录用日期: 2020-12-28

<http://www.photon.ac.cn>

interface quality of amorphous silicon/silicon wafer. After the tandem passivation of the silicon wafer, the effective minority carrier lifetime is 7.36 ms, and the implied open-circuit voltage is 732 mV.

**Key words:** Solar cell; Passivation; Plasma enhanced chemical vapor deposition; Monocrystalline silicon; Stacked amorphous silicon layer; Hydrogen dilution; Minority carrier lifetime

**OCIS Codes:** 310.3840; 310.6870; 160.6000, 160.4760, 130.5900

## 0 引言

晶体硅太阳能电池是光伏器件的主流,目前占据95%的市场份额,提升硅太阳能电池转化效率可进一步降低光伏的度电成本,为光伏发电平价上网奠定坚实的基础。晶体硅太阳能电池的表面或界面区特性决定整个器件的性能,例如,当前主流的钝化发射极及背面接触(Passivated Emitter and Rear Cells, PERC)技术由于存在背面金属电极与硅的直接接触,引起显著的载流子复合损失,导致电池的量产极限效率被限制在23%左右。

硅异质结太阳能电池由于其高效率,在过去的几十年中引起了人们的极大兴趣。1991年日本三洋公司首次将本征氢化非晶硅薄膜(Intrinsic Hydrogenated Amorphous Silicon, i-a-Si:H)用于非晶硅/晶体硅异质结太阳能电池(Heterojunction with Intrinsic Thin-layer, HIT),目前HIT电池的最高效率为26.7%<sup>[1]</sup>。HIT电池结构的关键是i-a-Si:H的表面钝化技术的应用,它具有显著的表面钝化效果,极大地降低了晶体硅的表面复合<sup>[2-4]</sup>。由于HIT电池的对称结构,相比于传统晶体硅电池,HIT电池的工艺步骤更少,而且可以双面发电,因此HIT电池是未来高效晶体硅太阳能电池发展的主流方向。

HIT电池中的i-a-Si:H薄膜通常是采用等离子体增强化学气相沉积法(Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition, PECVD)生长的,为了获得良好的表面钝化效果,生长过程中氢稀释比( $R_H$ =氢气/硅烷)一般比较小,从而导致i-a-Si:H薄膜的电导率比较低,最终降低HIT电池的效率<sup>[5]</sup>。如果增加氢稀释比,i-a-Si:H薄膜的电导率随之增加,但是对晶体硅的表面钝化效果则会降低。因此,如何获得良好的钝化效果的同时,i-a-Si:H还拥有较高的电导率,是获得高效率HIT电池的关键<sup>[6-8]</sup>。

本文采用PECVD两步法在单晶硅表面沉积i-a-Si:H叠层薄膜,在获得良好的钝化效果的同时,薄膜的电导率也得到显著的改善。首先通过低氢稀释比生长第一层较薄的i-a-Si:H薄膜,这层非晶硅对晶体硅具有良好的钝化效果,然后通过高氢稀释比生长第二层较厚的i-a-Si:H薄膜,该层薄膜的电导率比较大。因此,本文研究双层结构中每层的沉积和退火条件的组合对i-a-Si:H钝化质量的影响,最终获得的i-a-Si:H叠层薄膜钝化的单晶硅的少子寿命达7.36 ms。

## 1 实验

实验中使用的硅衬底为n型直拉单晶硅片(n-type Crystalline Silicon, c-n-Si),电阻率1~3  $\Omega\cdot\text{cm}$ , <111>晶向,厚度为190  $\mu\text{m}$ ,尺寸40 mm  $\times$  40 mm。首先采用RCA标准清洗法(1965年由KEM W D A和PUOTINEN D A等<sup>[9]</sup>在RCA实验室首创)来去除硅片表面污染物,随后用去离子水反复冲洗然后放入2%氢氟酸中浸泡10 s,去除硅片表面的自然氧化层和进行氢化处理,最后用氮气吹干后放入PECVD腔室。当腔室的真空度优于 $5 \times 10^{-5}$  Pa以后,通入电子级硅烷(Silane,  $\text{SiH}_4$ )和氢气(Hydrogen,  $\text{H}_2$ )生长i-a-Si:H薄膜, $\text{SiH}_4$ 的流量为4 sccm, $\text{H}_2$ 流量为4~40 sccm。薄膜生长过程中,腔室压强维持在50 Pa,沉积功率为50 W,衬底温度为200  $^\circ\text{C}$ 。首先在硅片的前表面沉积i-a-Si:H薄膜,然后在硅片的背表面以完全相同的参数生长相同厚度的i-a-Si:H薄膜。为了对比,分两步法在硅片的前后表面沉积叠层i-a-Si:H薄膜,先在晶体硅上沉积一层氢稀释比( $R_H$ )较小的i-a-Si:H薄膜,然后再沉积一层氢稀释比较大的i-a-Si:H薄膜。

待薄膜生长结束以后,在氮气氛围下进行温度为200~900  $^\circ\text{C}$ 的退火处理,时间为30 min。薄膜厚度通过调节沉积时间来控制,用膜厚测试仪(Alpha-step)测试。表征非晶硅薄膜对硅片的钝化效果用有效少子寿命来衡量,它包括晶体硅材料的体少子寿命和表面少子寿命。有效少子寿命(本文简称为少子寿命)采用准稳态光电导测试仪(Sinton WCT-120)测量,其测量原理为:硅片受到脉冲光照射后产生过剩载流子,通过射频电路感应耦合测试硅片的光电导,来获得测量过剩载流子浓度( $\Delta n$ )以及 $\Delta n$ 随时间的变化 $d(\Delta n)/dt$ ,最后获得过剩载流子的少子寿命 $\tau = \Delta n / [d(\Delta n)/dt]$ 。由于少子寿命与载流子浓度密切相关,本文中少子寿命

选取载流子浓度为  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$  时对应的少子寿命。同时, Sinton WCT-120 还可以测量硅片隐含开路电压 ( $iV_{oc}$ ),  $iV_{oc}$  越高, 钝化效果越好。对于在 n 型硅片上制造的 p-n 结型太阳能电池, 根据式(1)可以计算  $iV_{oc}$  [10]。

$$iV_{oc} = \frac{kT}{q} \ln \left\{ \frac{\Delta n(0) [N_A + \Delta p(0)]}{n_i^2} \right\} \quad (1)$$

式中,  $T$  为样品温度,  $k$  为玻尔兹曼常数,  $q$  为基本电荷,  $n_i$  是硅中的本征载流子浓度,  $\Delta n(0)$  和  $\Delta p(0)$  是 p-n 结空间电荷区域边界处的电子和空穴浓度,  $N_A$  是衬底掺杂浓度。通常,  $iV_{oc}$  值代表器件开路电压的上限, 因为它没有考虑金属电极与硅之间的复合损失。

为了消除硅衬底对 i-a-Si:H 薄膜的电导率和拉曼光谱测试结果的影响, 把硅片衬底替换成玻璃基片, 按照上述完全相同的条件, 采用 PECVD 方法制备 i-a-Si:H 薄膜, 然后分别采用电流源表 (Keithley 2601) 和拉曼光谱仪测试 (Renishaw 2000) 对 i-a-Si:H 薄膜的光暗电导率和拉曼光谱进行测试。

## 2 实验结果与分析

### 2.1 单层 i-a-Si:H 薄膜钝化

图 1 给出了氢稀释比对 i-a-Si:H 薄膜钝化效果的影响, 薄膜的厚度为 40 nm。对于 200 °C 温度下生长的 i-a-Si:H/n-c-Si/i-a-Si:H 样品来说, 氢稀释比  $R_H$  为 1 和 2 时, 样品的少子寿命 ( $\tau$ ) 分别为 17  $\mu\text{s}$ 、20  $\mu\text{s}$ , 而当氢稀释比增加到 3 和 4 时,  $\tau$  急剧增加到 500  $\mu\text{s}$  和 618  $\mu\text{s}$ 。随着氢稀释比继续增加到 10,  $\tau$  基本上维持在 600  $\mu\text{s}$  左右保持不变。当氢稀释比从 10 增加到 120 时,  $\tau$  从 600  $\mu\text{s}$  减少到 145  $\mu\text{s}$ 。本征非晶硅中含有大量的悬挂键等结构性缺陷, 因此, 在采用 PECVD 方法沉积本征非晶硅薄膜的过程中通入氢气, 利用氢饱和非晶硅中的悬挂键, 使薄膜变成氢化的本征非晶硅薄膜, 缺陷密度得到大幅降低。随着氢稀释比的增加, i-a-Si:H 薄膜的缺陷态密度降低, 薄膜也变得更加致密, 对晶体硅表面的钝化效果得到有效改善。当氢稀释比从 1 增加到 4 时, i-a-Si:H/n-c-Si/i-a-Si:H 的少子寿命从 17  $\mu\text{s}$  显著提升为 618  $\mu\text{s}$ , 说明氢化本征非晶硅薄膜的钝化效果明显好于本征非晶硅。如果在沉积过程中引入过多的氢气, 氢等离子体会对已经沉积的薄膜进行蚀刻作用, 去除薄膜表面的一些不稳定的硅氢键, 减少薄膜中的缺陷密度, 形成更稳定和更有序的微观结构, 实现非晶结构向纳米晶结构转变。

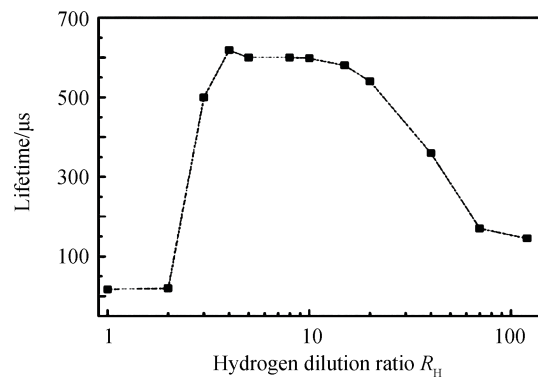


图 1 不同氢稀释比生长的 i-a-Si:H 薄膜对硅片钝化效果的影响

Fig. 1 The influence of different hydrogen dilution ratio on passivation effect of amorphous silicon film

图 2 给出了不同氢稀释比下沉积的 i-a-Si:H 薄膜的拉曼谱, 当氢稀释比为 4 和 10 时, 在 476~483  $\text{cm}^{-1}$  范围内有一个较宽的拉曼峰, 表明此时薄膜是非晶态的; 当氢稀释比增大到 20 时, 薄膜不仅在 480  $\text{cm}^{-1}$  附近有一个较宽的衍射峰, 还在 501  $\text{cm}^{-1}$  附近出现一个较宽的拉曼峰, 表明此时已经有少量的纳米晶硅晶粒开始形成; 当氢稀释比继续增大到 70 和 120, 薄膜仅在 510  $\text{cm}^{-1}$  和 516  $\text{cm}^{-1}$  附近出现一个具有纳米晶特征的拉曼峰, 表明薄膜的晶化程度得到进一步提高。因此, 当氢稀释较低时薄膜呈非晶态, 在高氢稀释率条件下, 薄膜可逐渐由非晶态转变为纳米晶态, 并且随着氢稀释比的提高, 薄膜晶化度也逐渐提高。氢在氢化的非晶硅薄膜中主要以 Si-H、Si-H<sub>2</sub> 和分子氢等键合形式存在, 但是只有 Si-H 键才能钝化非晶硅中和单晶硅表面的悬

挂键,降低禁带中悬挂键的密度<sup>[11]</sup>。随着氢稀释比的进一步增加,氢在氢化的非晶硅薄膜中主要以Si-H<sub>2</sub>键的形式存在, Si-H<sub>2</sub>键处于非晶相/纳米晶相的界面上或者薄膜内的微空洞处,降低了对非晶硅中和单晶硅表面的悬挂键的钝化效果<sup>[12-13]</sup>。因此,当氢稀释比从10增加到120时, i-a-Si:H/n-c-Si/i-a-Si:H的少子寿命从600 μs下降到120 μs,说明氢稀释比太大, i-a-Si:H对单晶硅表面的钝化效果反而减弱。

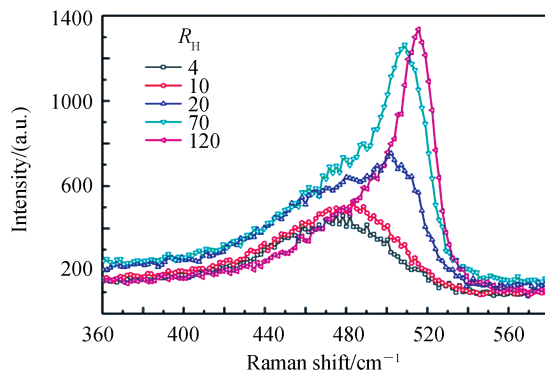


图2 不同氢稀释比下沉积的 i-a-Si:H 薄膜的拉曼谱

Fig. 2 Raman spectra of i-a-Si:H deposited by different hydrogen dilution ratio

选取氢稀释比为4,在200℃温度下在硅片正反两面生长的厚度为40 nm的 i-a-Si:H 薄膜, i-a-Si:H/n-c-Si/i-a-Si:H 样品在200~900℃温度下进行退火,图3给出了样品的少子寿命随退火温度的变化。从图中可以看出,当退火温度为200℃、300℃、400℃时,样品的少子寿命提高,分别为0.72 ms、1.25 ms和2.34 ms。而当退火温度从400℃增加到900℃,样品的少子寿命反而从2.34 ms减少到0.4 ms。在200~600℃范围内退火,少子寿命均高于未退火样品的618 μs, 400℃退火时少子寿命最高,而700℃以上退火后的少子寿命要低于未退火样品。

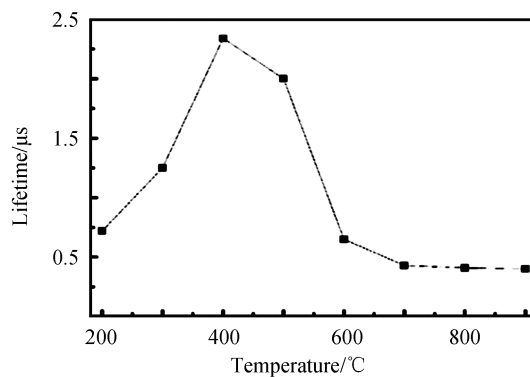


图3 不同温度退火对 i-a-Si:H/n-c-Si/i-a-Si:H 样品的少子寿命影响

Fig. 3 The influence of different annealing temperatures on carrier lifetime variation in the structure of i-a-Si:H/n-c-Si/i-a-Si:H

图4给出了不同退火温度下 i-a-Si:H 薄膜拉曼光谱的变化情况,当退火温度从200℃升高到900℃,拉曼峰从475 cm<sup>-1</sup>蓝移至520 cm<sup>-1</sup>,其半高宽从60 cm<sup>-1</sup>锐减到5 cm<sup>-1</sup>。拉曼光谱的结果表明,随着退火温度的升高,非晶硅的无序结构开始向有序结构转化,由非晶相逐渐转变为晶体相。退火温度升高使得 i-a-Si:H 薄膜中的晶化率逐渐增加,退火温度大于700℃时,非晶相的 i-a-Si:H 薄膜基本上全部转化为纳米晶相的硅薄膜。由以上分析可知,纳米晶或微晶硅薄膜对单晶硅的钝化效果比非晶硅薄膜的效果差,因此,700℃以上退火的 i-a-Si:H 薄膜对单晶硅的钝化效果比未退火的效果还要差。氢化非晶硅薄膜的退火处理除了可以改变薄膜的网络结构之外,还可以改变薄膜的键合情况。在合适的退火温度下,可以减少非晶硅中的缺陷密度,同时H获得能量从薄膜中的陷阱态脱离,使得薄膜中的H向Si-H键转移<sup>[14-15]</sup>, Si-H键可以有效钝化非晶硅中和单晶硅表面的悬挂键,从而增强了非晶硅对硅片的钝化效果。200~600℃范围内退火, i-a-Si:H/n-c-Si/i-a-Si:H 样品的少子寿命比未退火样品高,这是由于非晶硅薄膜中H向Si-H键转移导致的。

分析可知,退火一方面使得非晶硅晶化程度增加导致对硅片的钝化效果降低,另一方面退火提升了薄膜的质量、改变了H键合方式,增强了钝化效果。因此,退火温度为400 °C时,样品获得了最高的少子寿命2.34 ms,*i*-a-Si:H对硅片钝化的最佳效果取决于H键合情况、Si原子无序性程度等的平衡。

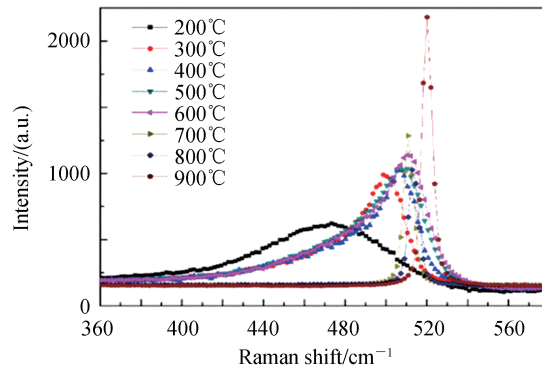


图4 不同退火温度下*i*-a-Si:H薄膜拉曼光谱

Fig. 4 Raman spectra of *i*-a-Si:H film in different annealing temperature

## 2.2 叠层*i*-a-Si:H薄膜钝化

为了进一步提高*i*-a-Si:H薄膜对硅片的钝化效果,采用两步沉积法来生长叠层本征非晶硅层。首先在硅片前后表面生长一层 $R_H=4$ 、厚度 $d$ 为8 nm的第一层*i*-a-Si:H薄膜,然后再生长一层 $R_H=15$ 、厚度 $d$ 为32 nm的第二层*i*-a-Si:H薄膜。图5给出了单层和叠层*i*-a-Si:H薄膜的拉曼光谱图,对于 $R_H=4$ 的单层薄膜来说,在475  $\text{cm}^{-1}$ 附近有一个宽的拉曼峰,表明此时的薄膜是非晶相。对于 $R_H=15$ 的单层薄膜来说,拉曼光谱在510  $\text{cm}^{-1}$ 附近有一个较窄的拉曼峰,这表明在高氢稀释比下沉积的薄膜已经由非晶硅转变为纳米晶硅,薄膜的晶化程度明显提高。采用两步法生长的叠层*i*-a-Si:H薄膜,其拉曼光谱除了在475  $\text{cm}^{-1}$ 附近观察到一个较宽的拉曼峰,在510  $\text{cm}^{-1}$ 处也出现了一个较窄的拉曼峰,表明此时的叠层薄膜同时存在非晶和微晶两种形态<sup>[16]</sup>。随后,把硅片前后表面沉积了叠层*i*-a-Si:H薄膜的样品放在400 °C温度下进行退火处理。

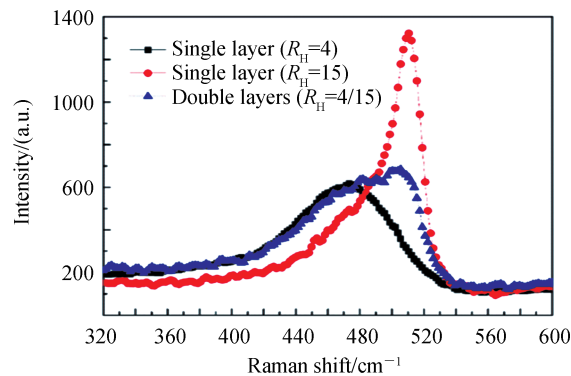


图5 单层与叠层*i*-a-Si:H薄膜的拉曼光谱

Fig. 5 Raman spectra of both monolayer and interlayer of amorphous silicon film

图6给出了不同氢稀释比退火前后的单层和叠层*i*-a-Si:H薄膜对硅片钝化效果的影响。对于 $R_H=4$ 的*i*-a-Si:H单层薄膜钝化的硅片来说,硅片的少子寿命从退火前的0.71 ms提升到2.43 ms。而对于 $R_H=15$ 的*i*-a-Si:H单层薄膜钝化的硅片来说,硅片的少子寿命从退火前的0.69 ms降低到0.23 ms。这里再次表明,在合适温度(400 °C)下退火,具有非晶相的*i*-a-Si:H薄膜对硅片的钝化效果有显著的增强作用,而具有纳米晶相的*i*-a-Si:H薄膜对硅片的钝化效果反而会降低。对于 $R_H=4$ 和 $R_H=15$ 的叠层薄膜钝化的硅片而言,硅片少子寿命从退火前的0.71 ms快速上升到7.36 ms。退火前叠层*i*-a-Si:H钝化的硅片与具有非晶相的*i*-a-Si:H薄膜( $R_H=4$ )钝化的硅片的少子寿命几乎没有变化,但是退火后高低氢稀释比沉积的叠层*i*-a-Si:H对硅片的钝化效果比低氢稀释比沉积的单层的钝化效果提高3倍。叠层钝化后硅片在一个标准太阳光强度辐

照下的隐含开路电压为 732 mV,比单层钝化的增加了 13 mV,提高了 2.1%。同时,通过对薄膜电导率的测量发现,高低氢稀释比沉积的叠层 i-a-Si:H 薄膜的电导率为 0.2 S/cm,与高氢稀释比沉积的单层薄膜电导率基本相同,但是是低氢稀释比沉积的薄膜的电导率的五倍。

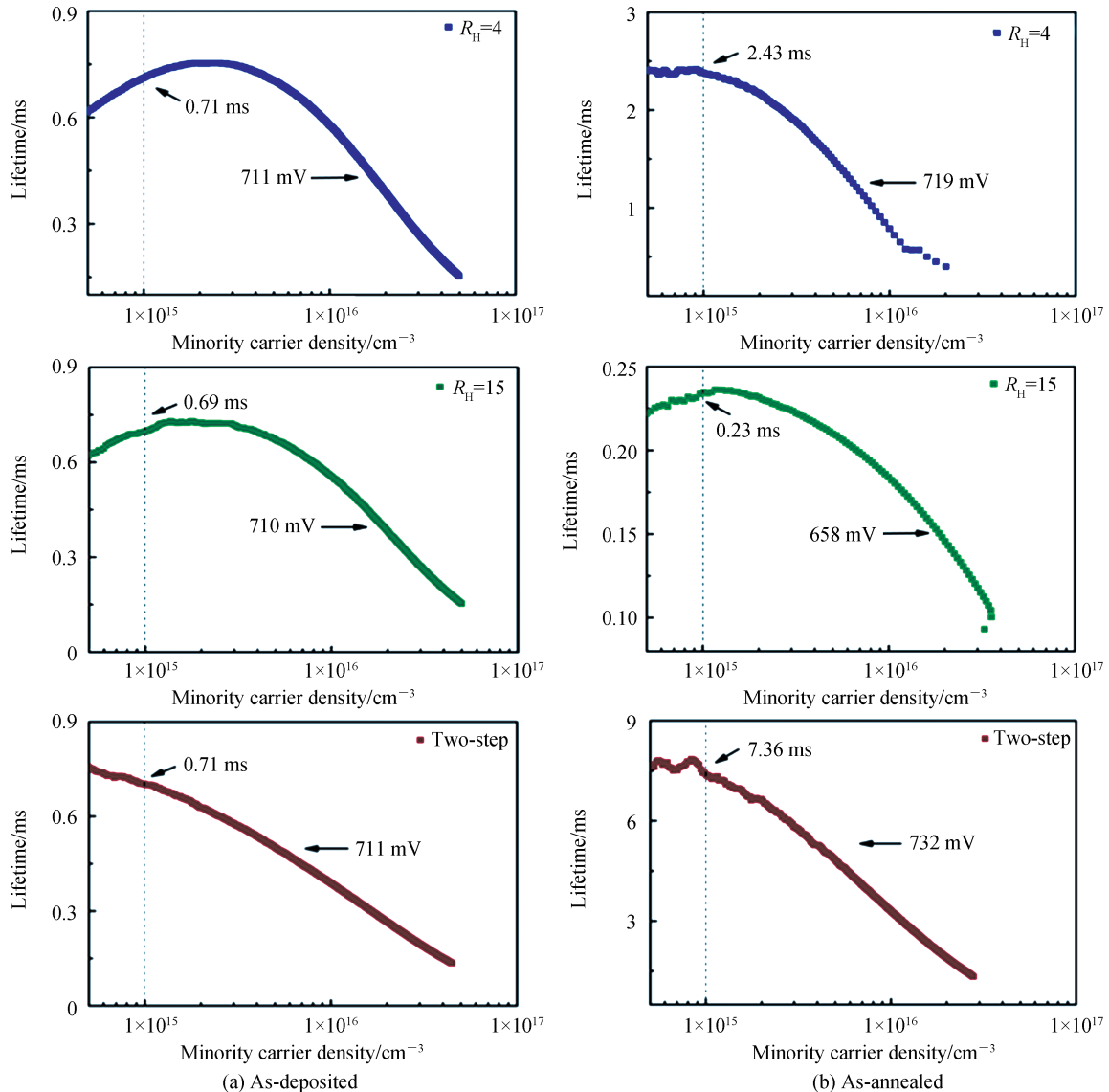


图6 不同氢稀释比退火前后的单层和叠层 i-a-Si:H 薄膜对硅片钝化效果的影响

Fig. 6 The influence of monolayer and interlayer i-a-Si:H films on passivation effect of silicon wafer before and after annealing with different hydrogen dilution ratios

增加非晶硅的氢稀释比对钝化薄膜中的缺陷态密度起到了非常关键的作用,但是过量的氢稀释会导致硅片表面上非晶硅的外延晶体生长,因此将高氢稀释比沉积的非晶硅薄膜叠层生长于低氢稀释比的薄膜之上,可以避免非晶硅在硅片表面的外延生长<sup>[17]</sup>。在退火过程中,高氢稀释比沉积的薄膜中的氢不断地扩散到低氢稀释比沉积的薄膜中,使得低氢稀释比薄膜中的 H 向 Si-H 转移,从而有效地钝化了非晶硅中和单晶硅表面的悬挂键,减少非晶硅薄膜缺陷的同时,同时也改善了非晶硅/硅片的界面质量,提高了钝化效果。因此,高低氢稀释比 i-a-Si:H 薄膜叠层钝化的硅片在退火处理后的少子寿命比单层低氢稀释比的 i-a-Si:H 薄膜钝化的硅片要提高很多,达到了 7.36 ms,隐含开路电压为 732 mV。

### 3 结论

通过对 PECVD 沉积的单层本征非晶硅薄膜对单晶硅片钝化的研究发现,氢稀释比和退火温度对钝化

效果有显著的影响。增加氢稀释比有利于减少薄膜中的缺陷,增强钝化效果,过量的氢稀释比会导致非晶硅在硅片表面的外延晶化生长,降低钝化效果。退火一方面导致非晶硅晶化程度的增加,减低了钝化效果,另一方面提升了薄膜的质量、改变了氢键合方式,增强了钝化效果。因此,对于单层非晶硅钝化而言,合适的氢稀释比和退火温度是获得最佳钝化效果的关键。其次,研究了具有高低氢稀释比的叠层本征非晶硅薄膜对硅片的钝化影响。首先在硅片表面生长低氢稀释比的薄膜,然后再生长高氢稀释比薄膜,这样的叠层可以避免非晶硅在硅片表面的外延生长。在随后的退火过程中,高氢稀释比薄膜中的氢扩散到低氢稀释比薄膜中,有效地钝化了非晶硅中和单晶硅表面的悬挂键,减少非晶硅薄膜缺陷的同时,改善了非晶硅/硅片的界面质量,非晶硅叠层钝化后硅片(结构为  $i\text{-a-Si:H}$  ( $R_{\text{H}}=15$ )/ $i\text{-a-Si:H}$  ( $R_{\text{H}}=4$ )/ $n\text{-c-Si}$ / $i\text{-a-Si:H}$  ( $R_{\text{H}}=4$ )/ $i\text{-a-Si:H}$  ( $R_{\text{H}}=15$ ))在  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  退火后的少子寿命为  $7.36\text{ ms}$ , 隐含开路电压为  $732\text{ mV}$ 。

#### 参考文献

- [1] YOSHIKAWA K, KAWASAKI H, YOSHIDA W, et al. Silicon heterojunction solar cell with interdigitated back contacts for a photoconversion efficiency over 26% [J]. *Nature Energy*, 2017, 2(5): 1552-1576.
- [2] BONILL R S, HOEX B, HAMER P, et al. Dielectric surface passivation for silicon solar cells: A review [J]. *Physica Status Solidi*, 2017, 214(7): 1700293.
- [3] JAN S, ROBBY P, ROLF B. Surface passivation of crystalline silicon solar cells: present and future [J]. *Solar Energy Materials and Solar Cell*, 2018, 187(1): 39-54.
- [4] RUI Zhe, ZENG Yuheng, GUO Xueqi, et al. On the passivation mechanism of poly-silicon and thin silicon oxide on crystal silicon wafers [J]. *Solar Energy*, 2019, 194(1): 18-26.
- [5] DESCOEUDRES A, BARRAUD L, WOLF S D, et al. Improved amorphous/crystalline silicon interface passivation by hydrogen plasma treatment [J]. *Applied Physics Letters*, 2011, 99(12): 123506.
- [6] LIU Wenzhu, ZHNAG Liping, SONG Shiyuan, et al. Controllable a-Si:H/c-Si interface passivation by residual  $\text{SiH}_4$  molecules in  $\text{H}_2$  plasma [J]. *Solar Energy Materials and Solar Cell*, 2018, 174(1): 233-239.
- [7] WU Zhuopeng, ZHNAG Liping, LIU Wenzhu, et al. Role of hydrogen in modifying a-Si:H/c-Si interface passivation and band alignment for rear-emitter silicon heterojunction solar cells [J]. *Journal of Materials: Science Materials in Electronics*, 2020, 31(7): 9468-9474.
- [8] NAKADA K, MIYAJIMA S, KONAGAI M. Amorphous silicon oxide passivation films for silicon heterojunction solar cells studied by hydrogen evolution [J]. *Japanese Journal of Applied Physics*, 2014, 53(4S): 04ER13.
- [9] KEM W, PUOTINEN D A. Cleaning solutions based on hydrogen peroxide for use in silicon semiconductor technology [J]. *RCA Review*, 1970, 31(1): 187-205.
- [10] ANDRES C, RONALD A S. Prediction of the open-circuit voltage of solar cells from the steady-state photoconductance [J]. *Progress in Photovoltaics Research and Applications*, 1997, 5(2): 79-90.
- [11] FUJIWARA H, KONDO M. Application of hydrogenated amorphous silicon oxide layers to c-Si heterojunction solar cells [J]. *Applied Physics Letters*, 2007, 91(13): 013503.
- [12] MEDDEB H, BEARDA T, ABDELRAHEEM Y, et al. Structural, hydrogen bonding and in situ studies of the effect of hydrogen dilution on the passivation by amorphous silicon of n-type crystalline (100) silicon surfaces [J]. *Journal of Physics D Applied Physics*, 2015, 48(41): 415301.
- [13] STEFAAN D W, MICHIO K. Abruptness of a-Si:H/c-Si interface revealed by carrier lifetime measurements [J]. *Applied Physics Letters*, 2007, 90(4): 042111.
- [14] BENEDICTE D, STEFAAN D W, ANTOINE D, et al. Damage at hydrogenated amorphous/crystalline silicon interfaces by indium tin oxide overlayer sputtering [J]. *Applied Physics Letters*, 2012, 101(17): 171604.
- [15] WOLF S D, OLIBET S, BALLIF C. Stretched-exponential a-Si:H/c-Si interface recombination decay [J]. *Applied Physics Letters*, 2008, 93(3): 032101.
- [16] HUANG Yuqing, ZENG Yuheng, ZHANG Zhi, et al. UV-Raman scattering of thin film Si with ultrathin silicon oxide tunnel contact for high efficiency crystal silicon solar cells [J]. *Solar Energy Materials and Solar Cell*, 2018, 192(1): 154-160.
- [17] YAN Baojie, YUE Guozhen, XU Xixiang, et al. High efficiency amorphous and nanocrystalline silicon solar cells [J]. *Physica Status Solidi (A)*, 2010, 207(3): 671-677.