

等离子体增强化学气相沉积工艺制备 SiON膜及对硅的钝化*

何素明¹⁾²⁾ 戴珊珊³⁾ 罗向东²⁾³⁾ 张波^{2)†} 王金斌^{1)‡}

1) (湘潭大学材料与光电物理学院, 低维材料与应用技术教育部重点实验室, 湘潭 411105)

2) (中国科学院上海技术物理研究所, 红外物理国家重点实验室, 上海 200083)

3) (南通大学, 江苏省专用集成电路设计重点实验室, 南通 226019)

(2013年12月29日收到; 2014年3月5日收到修改稿)

研究了等离子体增强化学气相沉积工艺条件对氮氧化硅膜的生长厚度及折射率的影响以及氮氧化硅/氮化硅叠层膜对p型硅片的钝化效果. 实验结果表明, NH_3 的流量和 $\text{N}_2\text{O}/\text{SiH}_4$ 流量比对氮氧化硅膜的影响较大, 薄膜折射率能从1.48变化到2.1, 厚度从30—60 nm不等. 腔内压力和射频功率主要影响膜厚, 压力越大, 功率越大, 沉积速率加快, 生成的膜越厚. 温度对膜厚和折射率的影响可以忽略. 钝化效果显示, 在有无 NH_3 下, $\text{N}_2\text{O}/\text{SiH}_4$ 流量比分别为20和30时, 退火后氮氧化硅/氮化硅叠层膜对p型硅的钝化效果最好, 其潜在电压和少子寿命分别为652 mV, 56.7 μs 和649 mV, 50.8 μs , 均优于参照组氮化硅膜样品的钝化效果.

关键词: 氮氧化硅, 等离子体增强化学气相沉积, 背面钝化, 晶硅太阳能电池

PACS: 81.15.Gh, 88.40.jj, 68.60.-p

DOI: 10.7498/aps.63.128102

1 引言

晶体硅太阳能电池背面钝化和背面反射增强是改善其性能的重要手段. 当前, 商业化的晶体硅太阳能电池广泛采用 $\text{n}^+/\text{p}/\text{p}^+$ 结构, 其背场设计多采用铝背场 (Al-BSF). 这种电池工艺简单, 成本低廉, 但其效率普遍只有16.5%—17.5%. 这是因为材料中少子扩散长度短, 并且背面少数载流子的复合损失大. Glunz等^[1]报道的铝背场电池背面复合速度大于750 cm/s. 另一种 p^+ 背场设计是使用硼背场 (B-BSF). Riege等^[2]报道 Al-BSF 的背面复合速率在260—700 cm/s范围内, B-BSF的背面复合速率在80—200 cm/s. 但是为了降低成本, 目前的趋势是硅片的厚度越做越薄, 传统的全铝背场工艺的钝化效果和背面光陷结构不再具有优势. 为此

实验室中另一种高效电池设计结构是 n^+/p 型, 这种电池结构通常引入背面电介质膜来降低电池的背面复合速率及增强背面反射率以保证或进一步提高电池效率. 介质膜是通过钝化硅表面的悬挂键降低表面的复合速率及改变介质膜的折射率来增强背面反射的. 另外, 银和氧化锌等纳米结构也被用来增强太阳能电池的吸收和效率^[3,4], 但还未见工业化应用. 目前常用的钝化介质膜有二氧化硅 (SiO_2)、氮化硅 (SiN_x) 和氧化铝 (Al_2O_3) 等. 热生长 SiO_2 是最早用于背面钝化的材料. 澳大利亚新南威尔士大学 (UNSW) 的 Zhao等^[5]报道钝化发射和背部局域扩散 (PERL) 电池用热氧化 SiO_2 膜钝化后, 电池效率达到了24.7%. Aberle^[6]提到热生长 SiO_2 钝化高阻硅片后其复合速率 < 10 cm/s. 但是 SiO_2 对低阻p型硅片钝化效果不理想, 紫外稳定性差^[7], 并且热生长过程需要长时间的高温

* 国家重点基础研究发展计划 (批准号: 2011CB925604, 2011CB922004) 和中国博士后科学基金 (批准号: 20110490075) 资助的课题.

† 通讯作者. E-mail: bozhang@mail.sitp.ac.cn

‡ 通讯作者. E-mail: jbwang@xtu.edu.cn

条件, 这会降低太阳能级硅材料的少子扩散长度, 尤其对于多晶材料衰减会更严重^[8]. 因此低温方式生长介质膜就受到了广泛关注^[9–11]. Homann等^[12]采用等离子体增强化学气相沉积(PECVD)在低于400 °C 的温度下生长的非晶硅(a-Si:H)能有效钝化电池背面, 转化效率达到了21.7%. 但是薄膜在经过450 °C金属化处理后, 表面钝化会衰减, 电池效率急剧降低. Meemnongkolkiat等^[9]报道采用spin-on方式低温旋涂SiO₂钝化膜, 但是其钝化效果不及热生长法SiO₂. PECVD沉积的SiN_x作为前表面减反膜被普遍用于工业化生产的晶体硅太阳能电池中. SiN_x中含有大量正电荷, 沉积在前表面n型发射极处产生反型层, 更有利于n⁺层表面钝化^[6,13,14]. 但也由于其带有正电荷, 在用于背面钝化时, 电池背面因膜中的固定正电荷形成的反型层造成电池片电流漏电增大, 电池效率不理想^[15]. 另外SiN_x在Si表面存在较强的张应力, 虽然氢元素能扩散至Si-SiN_x界面能有效钝化界面态, 但是其界面质量不及Si-SiO₂. Al₂O₃非晶介质膜与硅界面具有高浓度的负电荷, 并且对p和n型表面都能有较好的钝化效果^[11,16,17]. Al₂O₃的制备方法主要有PECVD和原子层沉积(ALD). Chang等^[10]报道采用ALD方式生长了Al₂O₃/SiN_x叠层钝化膜, 电池效率达到20.1%. ALD是近年来新兴的沉积方式, 但是ALD生长速度太慢, 对于以规模化低成本见长的光伏产业, 这种生长方式还需要改进. 热原子层沉积可能是未来的解决方式^[18].

SiO_xN_y(以下简称SiON)薄膜是二氧化硅和氮化硅的中间相, 具有优良的钝化增透特性. 通过改变组分比, 其折射率在一定范围(1.45–2.3)内可调, 使得SiON薄膜具有减反性能. 同时SiON也含有大量氢原子, 同样可以实现良好的钝化效果. 氧的存在又可能使SiON在硅表面获得较好的界面质量以及更快的生产速率. 因此本文研究了实际工业化PECVD方法中不同工艺参数包括不同气体及流量比、不同腔体压强、沉积温度和射频功率对SiON膜厚度及折射率的影响, 最后对比了SiON/SiN_x叠层膜与SiN_x薄膜对p型硅的钝化效果.

2 实 验

PECVD是借助微波或射频等使含有薄膜组成原子的反应气体电离, 形成等离子体. 等离子体

因其化学活性很强, 很容易发生反应, 并在衬底上沉积出薄膜. 由于利用了等离子体的活性来促进反应, 能使化学反应在较低的温度下进行. 实验中采用Centrotherm直接式高频PECVD来制备SiON薄膜. 薄膜生长过程中, 气体反应物的种类及流量大小、腔内压力、沉积温度以及射频功率都会影响薄膜性质, 因此我们首先系统地研究了不同工艺参数对沉积的SiON薄膜厚度及折射率的影响, 薄膜厚度和折射率通过椭偏仪测量. 其次研究了SiON薄膜对p型晶体硅的钝化效果. 保持腔内压强及射频功率不变, 当NH₃流量为分别为0和1 slm (standard liter per minute)时, 改变N₂O/SiH₄气体流量比(下用 R 表示)分别为6, 9, 20和30, 双面沉积SiON/SiN_x叠层. 另外还制备了SiN_x膜样品作为参照, 样品结构如图1所示. 为了增加可比性, 实验中的硅片衬底来自于同一根硅锭中的相邻p型CZ (Czochralski) 单晶硅片, 电阻率约3 Ω·cm, 大小约125 mm × 125 mm, 厚度约180 μs. 沉积前, 先将硅片抛光去损伤层, 然后对表面进行RCA (Radio Company of America)方式清洗, 最后使用少子寿命测试仪测量在注入浓度为1 sun (1 sun = 1000 W/m²) 下的潜在电压(V_{oc})和少子寿命来比较快速热处理(rapid thermal process, RTP)前后样品及样品间的钝化效果.

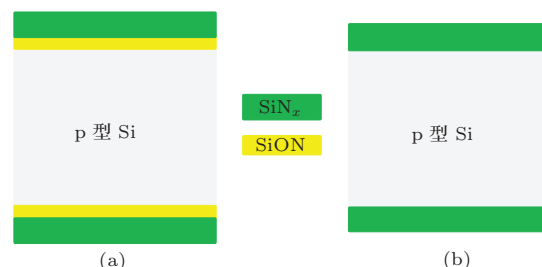


图1 (a) SiON/SiN_x叠层膜样品和(b) SiN_x膜参照组样品

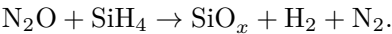
3 沉积工艺对SiON膜生长的影响

3.1 NH₃流量与SiON膜

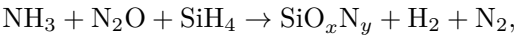
表1为改变NH₃流量(ϕ)时沉积SiON薄膜的实验条件及结果. 其他如N₂O/SiH₄流量比等条件保持不变, 仅改变NH₃流量大小, 从0 slm增大到1 slm. 表中最后两列的 d 和 n 分别表示厚度和折射率.

从表1中可以看到, 在其他参数保持不变的情况下, 随着NH₃流量从0增大到1 slm, d 单调降

低, 而 n 单调增大. 当 NH_3 流量为 0 slm 时, 薄膜的厚度为 198 nm; NH_3 流量增加至 1 slm 时, 薄膜厚度为 153 nm. NH_3 流量从 0 增加到 1 slm, 薄膜的平均生长速率从 0.36 降到 0.28 nm/s, 降低了 23%. 对于折射率来说, 随着 NH_3 流量的增加, 折射率从 $\phi = 0$ 时的 1.48 升高至 $\phi = 1$ slm 时的 1.55 左右. 这主要是因为当 $\phi = 0$ 时, N_2O 与 SiH_4 反应主要生成 SiO_x 薄膜, 即



而 NH_3 与 SiH_4 反应时主要沉积 SiN_x . 所以当 NH_3 参与薄膜生长时, 反应生成 SiO_xN_y 薄膜:



即随着 NH_3 流量的增大, 生成薄膜的主要成分由 SiO_x 变为 SiO_xN_y , 使得折射率升高. 进一步来说, N—H 键能比 N—N 键能低得多, NH_3 是 SiON 薄膜 N 的主要来源. O 的电负性大, Si 与 O 的结合能比 Si 与 N 的结合能低, Si 与 O 原子的结合概率高. 增大 NH_3 流量抑制了 Si 与 O 原子的结合, 增加了 N

原子的比例, 从而导致了薄膜沉积速度降低而折射率增加.

3.2 不同 $\text{N}_2\text{O}/\text{SiH}_4$ 气体流量比对 SiON 膜的影响

将 NH_3 流量分别设为 0 和 1 slm, 然后改变 R , 其他实验条件同表 1. NH_3 流量为 0, R 分别为 6, 20, 30, 40 和 50 时, 生长薄膜的厚度与折射率变化如图 2(a) 所示. 随着 R 的增加, 即 SiH_4 流量减少, 折射率逐渐下降; 当 $R = 6$ 时, 折射率等于 2.10; $R = 30$ 时, 折射率降低至 1.48 左右; $R > 30$ 后, 随着 R 的增大, 折射率没有明显的变化, 都在 1.48 左右. 这说明 $R < 30$ 时, 膜的折射率随着 R 的增加而降低, 即 SiON 膜中 SiO_x 成分逐渐增大并占主导, 所以折射率逐渐接近 SiO_2 的折射率. 而当 $R > 30$ 后, 薄膜饱和, 成分基本不再变化. 薄膜厚度随着 R 的增大而减小. R 增大, 受制于 SiH_4 流量减少, Si 含量减低使得沉积速率降低.

表 1 不同 NH_3 流量 ϕ 沉积时的工艺参数及结果

ϕ/slm	R	功率/W	压力/mTorr	温度/ $^{\circ}\text{C}$	速度/ $\text{nm}\cdot\text{s}^{-1}$	d/nm	$n_{\text{@}633\text{ nm}}$
0	30	3400	1000	450	0.36	198	1.48
0.2	30	3400	1000	450	0.34	186	1.51
0.5	30	3400	1000	450	0.31	170	1.53
1.0	30	3400	1000	450	0.28	153	1.55

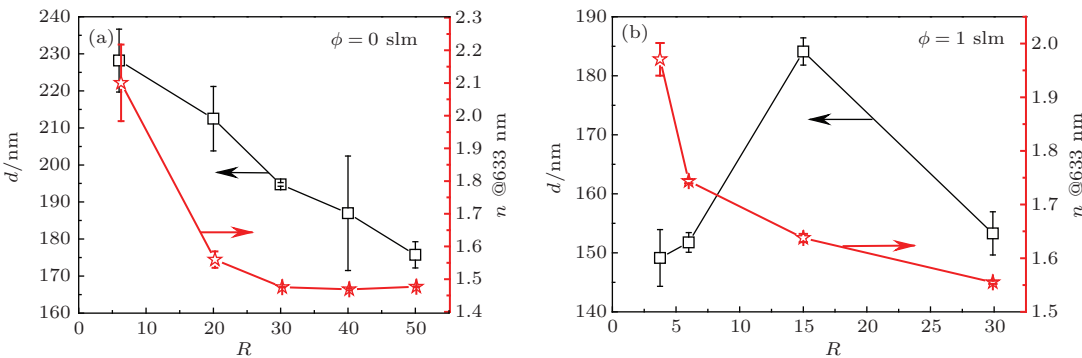


图 2 不同 R 对 SiON 膜厚度及折射率的影响

图 2(b) 是 NH_3 流量为 1 slm 时, 不同 R 对 SiON 薄膜生长厚度及折射率的影响, 其中 R 分别为 4, 6, 15 和 30. 考虑到之前 $R > 30$ 后 n 基本不变及成本因素, 我们重新设计了 R 的比值, 并把其最大值设为 30. 当 $R = 4$ 时, 折射率约为 1.97;

$R = 6$ 时, 折射率减小至约 1.74; R 达到实验设定的最大值 30 时, 折射率降为约 1.55. 同 NH_3 流量为 0 slm 一样, 薄膜的折射率随着 R 的增加而单调下降. 在 NH_3 的参与下生成薄膜的 SiN_x 组分增加, 所以折射率基本上要比 NH_3 为 0 slm 时要大. 对

于厚度来说, 由于 NH_3 的抑制, 平均沉积速率比 $\phi = 0$ slm 时要低得多. 但是随着 R 增加, SiON 膜的厚度先增大后减小. 当 R 从4增加到15时, SiON 膜的厚度增加了35 nm. 而当 $R = 30$ 时后, SiON 膜的厚度又迅速减小至约153 nm. 这可能是随着 R 的增加, 腔内 R 与 NH_3 的比例发生变化. 当 R 从4增大到15时, SiON 生成增强, 而 R 大于15以后, 又使得生成的SiON 减少.

因此, 在有无 NH_3 条件下, R 对膜的平均沉积速率和折射率的影响都比较大. 在波长为633 nm 时, Si 的折射率是4.4, SiO_2 为1.45. 随着 R 增加, 参与反应的 SiH_4 流量下降使得生成的薄膜内硅的比例下降, 而氧的比例上升, 因此膜的折射率下降.

3.3 腔内压力、射频功率与 SiON 膜的关系

图3(a) 是不同腔内压力与射频功率(RF power)对 SiON 膜的厚度及折射率影响. 实验中 $\phi = 1$ slm, $R = 6$, 腔内压力分别为700, 1000,

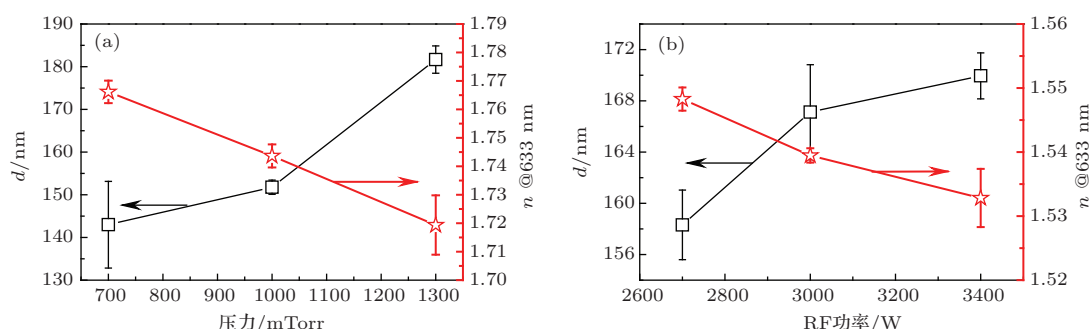


图3 不同压力(a) 和不同射频功率(b) 下制备薄膜的厚度及折射率

图3(b) 是不同射频功率对生成 SiON 膜的影响. 实验中 $\phi = 1$ slm, $R = 6$, 射频功率分别设为2700, 3000和3400 W, 其他条件同表1. 当射频功率为2700 W时, SiON 膜的厚度为158.5 nm. 当射频功率增加到3400 W, SiON 膜的厚度增加至170 nm. SiON 膜的生长速率随着射频功率的增大而增加. 而射频功率由2700 W增加至3400 W, SiON 膜的折射率仅减少了0.2. 增加射频功率即增加了高能电子的能量, 从而使得更多的气体分子被激活而参加反应. 因此射频功率的增加主要提高了平均生长速率, 而对薄膜的组分改变不大.

3.4 温度对 SiON 膜的影响

沉积温度对 SiON 膜的厚度及折射率的影响不大. 实验中 $\phi = 1$ slm, $R = 6$, 沉积时的温度分别

1300 mTorr, 其他条件同表1. 当腔内压力为700 mTorr 时, SiON 膜的厚度为143 nm, 随着腔内压力增大到1300 mTorr, SiON 膜的厚度增加到183 nm. 因此腔内压力增大, 增加了膜的厚度. 而腔内压力由700 mTorr 增加至1300 mTorr 时, 折射率从1.77降至1.72.

PECVD 工艺中, 产生等离子体的一个重要条件是反应气体处于低真空状态, 并且真空度只允许在一个较窄的范围内变动. 形成等离子体时, 气体压力过大导致自由电子的平均自由程变短, 每次碰撞在高频电场中得到加速而获得的能量很小, 削弱了电子激活反应气体分子的能量, 甚至根本不足以激发形成等离子体. 而当真空度过高, 电子密度太低同样也无法产生辉光放电. 实验中当压强从700 mTorr 增大到1300 mTorr, 增强了 N_2O 与 SiH_4 的碰撞概率, 平均生长速率从0.26 nm/s 增加到0.33 nm/s. 但薄膜的成分基本不变, 所以折射率只是略有降低.

为425, 450, 475 $^{\circ}\text{C}$, 其他条件同表1. 随着温度升高, 薄膜的厚度基本不变, 分别为149.61, 151.77和148.49 nm. 折射率由1.728升至1.766, 仅变化了0.038. 由于PECVD 反应是等离子体所提供的能量, 反应温度是炉管温度的10倍左右, 因此温度的高低对 SiON 膜的厚度及折射率影响不大.

4 SiON/SiN_x 叠层膜对 p 型 Si 的钝化比较

由上可知, 有无 NH_3 和不同 R 对薄膜厚度和折射率的变化影响最大. 因此我们在其他条件同表1 的情况下, 分别设置 $\phi = 0$ 和1 slm, 然后改变 R 值来对比 SiON/SiN_x 叠层膜的钝化效果. 图4(a) 显示沉积的 SiON/SiN_x 叠层膜样品, 随着

R 的增加 V_{oc} 增加; $R = 6$ 时, V_{oc} 为 580 mV; 当 $R = 30$ 时, SiON/SiN_x 叠层膜样品的 V_{oc} 得到最大值, 为 592.5 mV. 但是经过 RTP 后, SiON/SiN_x 叠层膜样品的 V_{oc} 值大大升高, 且基本趋势不变, 即随着 R 的增加而增加, 除了在 $R = 9$ 时, 退火后 V_{oc} 为最小值 629 mV, 比 $R = 6$ 时的 V_{oc} 略低了 3 mV. RTP 后, $R = 30$ 的 SiON/SiN_x 叠层膜样品 V_{oc} 升高到 652 mV, 比退火前升高了约 60 mV. 图 4(b) 为 SiON/SiN_x 叠层膜退火前后对样品少子寿命的影响, 其趋势与 V_{oc} 基本一致. 退火前后, $R = 30$ 时,

少子寿命从 6.01 μ s 上升到 56.77 μ s, 增加近 8.4 倍. 改变 NH₃ 流量为 1 slm, 其他条件同图 4, SiON/SiN_x 叠层膜样品 RTP 前后, 潜在电压和少子寿命的变化如图 5 所示. 图 5(a) 显示 R 从 6 增大到 20 时, V_{oc} 的变化不大; 当 R 增加到 30 时, V_{oc} 升高到 608 mV, 比 $R = 6$ 时增大了约 11 mV. 经过 RTP 后, SiON/SiN_x 叠层膜样品的 V_{oc} 同样都大大提高了. RTP 后, $R = 6$ 和 9 时的 V_{oc} 分别增加了 33 和 34 mV, 分别达 630 和 637 mV. 增加最显著的是 $R = 20$ 时, SiON/SiN_x 叠层膜样品的 V_{oc} 升高到

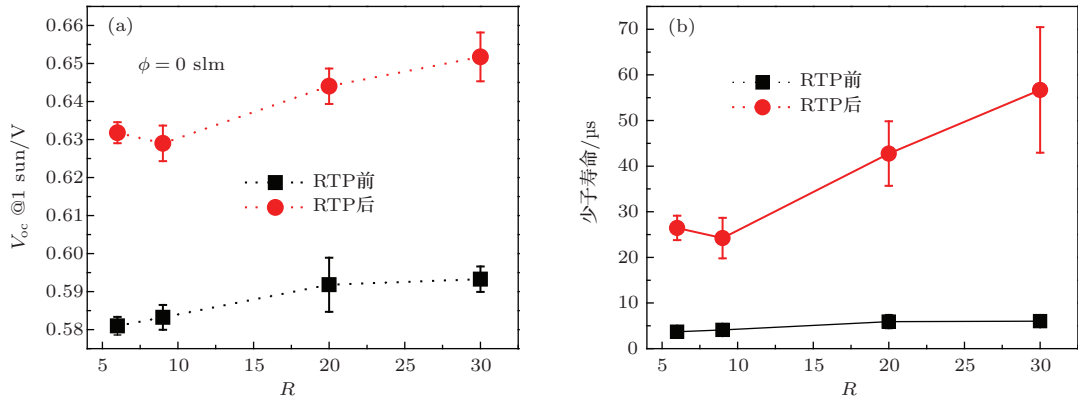


图 4 NH₃ 流量为 0 slm 时, 不同 R 下 SiON/SiN_x 叠层膜 RTP 前后对 p 型硅钝化后的 V_{oc} (a) 和少子寿命 (b) 的影响

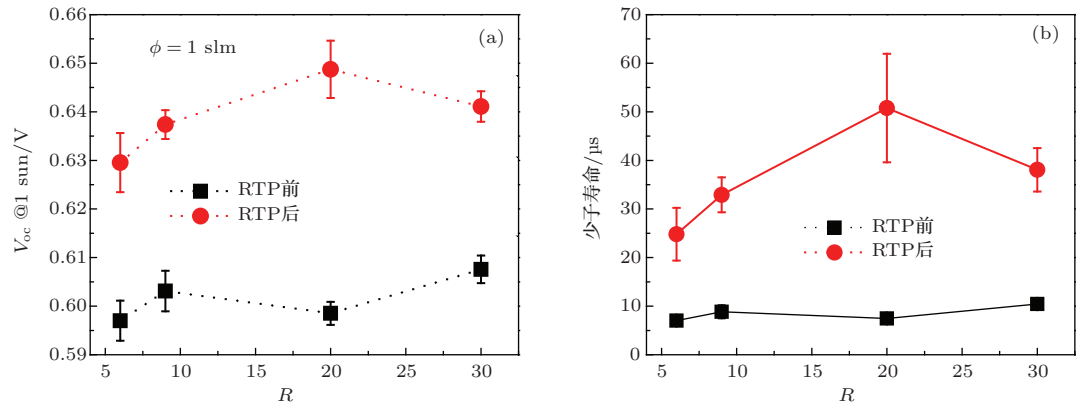


图 5 NH₃ 流量为 1 slm 时, 不同 R 下 SiON/SiN_x 叠层膜 RTP 前后对 p 型硅钝化后的 V_{oc} (a) 和少子寿命 (b) 的影响

表 2 RTP 前后样品潜在电压和少子寿命的变化

	ϕ/slm	R	RTP 前		RTP 后	
			V_{oc}/mV	少子寿命/ μs	V_{oc}/mV	少子寿命/ μs
SiON/SiN _x	0	6	581	3.68	632	26.46
	0	9	583	4.10	629	24.23
	0	20	592	5.93	644	42.75
	0	30	593	6.01	652	56.70
	1	6	597	7.04	630	24.81
	1	9	603	8.84	637	32.91
	1	20	599	7.45	649	50.77
	1	30	608	10.43	641	38.06
SiN _x 参考样品			647	46.75	630	24.92

649 mV, 高于热处理前的值近 50 mV. 最后 $R = 30$ 时, SiON/SiN_x 叠层膜样品的 V_{oc} 比退火前增大了 33 mV, V_{oc} 升高到了 641 mV. 同样地, 在图 5(b) 中, RTP 后, $R = 20$ 样品的少子寿命增加最多, 从 7.45 增加到 50.77 μ s, 增大了 6 倍.

表 2 列出了 SiON/SiN_x 叠层膜样品和 SiN_x 对照组样品退火前后 V_{oc} 和少子寿命的变化. SiN_x 参考膜样品退火前后的 V_{oc} 分别为 647 和 630 mV, 少子寿命分别为 46.75 和 24.92 μ s. 显然薄膜沉积后, SiON/SiN_x 叠层膜的钝化效果不及参照组 SiN_x 膜对硅片表面的钝化效果. $\phi = 0$ 和 $\phi = 1$ slm 时, 沉积薄膜在不同 R 下的最大 V_{oc} 分别比参考组样品小了 54 和 39 mV, 少子寿命的最大值也比参考组样品小了 40.74 和 36.32 μ s.

然而热处理后参照组样品的 V_{oc} 降低, 少子寿命接近减半, 而叠层膜样品的相应参数则普遍增大, 并且大部分叠层膜样品在退火后都优于参考组样品. RTP 后, $\phi = 0$, $R = 30$ 时的 SiON/SiN_x 叠层膜样品 V_{oc} 值比参照组样品大了约 22 mV, 甚至高于退火前 SiN_x 膜样品约 5 mV. 而 $\phi = 1$ slm, $R = 20$ 时的 SiON/SiN_x 叠层膜样品 V_{oc} 值比参照组样品大了约 19 mV, 高于退火前 SiN_x 膜样品约 2 mV. 少子寿命方面, 退火后, $\phi = 0$, $R = 30$ 时的 SiON/SiN_x 叠层膜样品少子寿命比参照组样品寿命大了约 32 μ s, 甚至高于退火前 SiN_x 膜样品寿命约 10 μ s; 而 $\phi = 1$ slm, $R = 20$ 时的 SiON/SiN_x 叠层膜样品少子寿命同样比参照组样品寿命大了约 26 μ s, 高于退火前 SiN_x 膜样品寿命约 4 μ s. 因此 RTP 后的 SiON/SiN_x 叠层膜的钝化效果优于参照组 SiN_x 膜.

快速热处理后参照组样品钝化效果急剧衰减, 这是因为高温作用下 SiN_x 薄膜内的 Si—H 键和 N—H 键容易断裂, 导致氢原子的逸出, 使界面态密度增大, 少子寿命降低^[19,20], 并且快速热处理过程中氢的逸失更快, 甚至导致薄膜内出现裂纹或者形成气泡, 降低薄膜和基底之间的附着力^[21], 而 SiON/SiN_x 叠层膜中, SiON 薄膜的应力较低, 在硅界面上能通过比 Si—H 键稳定的 Si—O 键来保证界面性质的稳定; 其次外层 SiN_x 中的氢原子热处理时向体内扩散, 并被 SiON 层束缚, 进一步增强了钝化效果, 从而使少子寿命提高^[20].

5 结 论

利用 PECVD 工艺制备了 SiON 薄膜, 研究了不同工艺参数对 SiON 薄膜厚度和折射率的影响, 发现有无 NH₃ 和不同 N₂O/SiH₄ 气体流量比对沉积的 SiON 薄膜影响最大. 沉积的 SiON/SiN_x 叠层膜与 SiN_x 膜对 p 型硅的钝化结果显示, 退火前叠层膜样品的钝化效果不及 SiN_x 膜钝化的样品. 但是退火后叠层膜样品的钝化效果比 SiN_x 膜要好, 其中 NH₃ 为 0 slm 时, N₂O/SiH₄ 气体流量比为 30 的 SiON/SiN_x 叠层膜的钝化效果较好, NH₃ 流量为 1 slm 时, N₂O/SiH₄ 气体流量比为 20 的 SiON/SiN_x 叠层膜钝化效果较好.

参考文献

- [1] Glunz S W 2007 *Adv. OptoElectron.* 2007 97370
- [2] Riegel S, Gloger S, Raabe B, Hahn G 2009 *24th EU-PVSEC* Hamburg, Germany, September 21–25, 2009 p1596
- [3] Chen F X, Wang L S, Xu W Y 2013 *Chin. Phys. B* **22** 045202
- [4] Jia Z N, Zhang X D, Liu Y, Wang Y F, Fan J, Liu C C, Zhao Y 2014 *Chin. Phys. B* **23** 046106
- [5] Zhao J H, Wang A H, Green M A 1999 *Prog. Photovolt.* **7** 471
- [6] Aberle A G 2000 *Prog. Photovolt.* **8** 473
- [7] Gruenbaum P E, Gan J Y, King R, Swanson R M 1990 *PVSC, Conference Record of the 21st IEEE Kissimmee*, Florida, May 21–25, 1990 p317
- [8] Schultz O, Glunz S W, Goldschmidt J C, Lautenschlager H, Leimenstoll A, Schneiderlöchner E, Willeke G P 2004 *19th EUPVSEC* Paris, France, June 7–11, 2004 p604
- [9] Meemongkolkiat V, Kim D S, Rohatgi A 2007 *22nd EUPVSEC* Milan, Italy, September 3–7, 2007 p1034
- [10] Chang W L, Sun W C, Lin C H, Lan C W 2008 *23rd EUPVSEC* Valencia, Spain, September 1–5, 2008 p1349
- [11] Li T T, Cuevas A 2009 *Phys. Status Solidi (RRL)* **3** 160
- [12] Hofmann M, Janz S, Schmidt C, Kambor S, Suwito D, Kohn N, Rentsch J, Preu R, Glunz S W 2009 *Sol. Energy Mater. Sol. Cells.* **93** 1074
- [13] Moschner J D, Henze J, Schmidt J, Hezel R 2004 *Prog. Photovolt.* **12** 21
- [14] Lenkeit B, Lauinger T, Aberle A G, Hezel R 1998 *2nd WCPVSEC* Vienna, Austria, July 6–10, 1998 p1434
- [15] Dupuis J, Fourmond E, Nichiporuk O, Gibaja F, Lemiati M 2008 *23rd EUPVSEC* Valencia, Spain, September 1–5, 2008 p1633
- [16] Dingemans G, Kessels E 2012 *J. Vac. Sci. Technol. A* **30** 040802
- [17] He Y, Dou Y N, Ma X G, Chen S B, Chu J H 2012 *Acta Phys. Sin.* **61** 248102 (in Chinese) [何悦, 窦亚楠, 马晓光, 陈绍斌, 褚君浩 2012 物理学报 **61** 248102]

- [18] Poodt P, Lankhorst A, Roozeboom F, Spee K, Maas D, Vermeer A 2010 *Adv. Mater.* **22** 3564
 [19] Maeda M, Itsumi M 1998 *J. Appl. Phys.* **84** 5243
 [20] Dupuis J, Fourmond E, Lelièvre J F, Ballutaud D, Lemi-
 ti M 2008 *Thin Solid Films* **516** 6954
 [21] Gong C F, Xi Z Q, Wang X Q, Yang D R, Que D L 2006
Acta Energ. Sol. Sin. **27** 300 (in Chinese) [龚灿锋, 席珍
 强, 王晓泉, 杨德仁, 阙端麟 2006 太阳能学报 **27** 300]

Preparation of SiON film by plasma enhanced chemical vapor deposition and passivation on Si^{*}

He Su-Ming¹⁾²⁾ Dai Shan-Shan³⁾ Luo Xiang-Dong²⁾³⁾ Zhang Bo^{2)†} Wang Jin-Bin^{1)‡}

1) (Key Laboratory of Low Dimensional Materials and Application Technology of Ministry of Education, Xiangtan University, Xiangtan 411105, China)

2) (National Laboratory for Infrared Physics, Shanghai Institute of Technical Physics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200083, China)

3) (Jiangsu Key Laboratory of Asic Design, Nantong University, Nantong 226019, China)

(Received 29 December 2013; revised manuscript received 5 March 2014)

Abstract

The influences of technological condition on thickness and refractive index of the SiON films prepared by plasma enhanced chemical vapor deposition and the influence of SiON/SiN_x stacked film on passivation performance on P-type silicon wafer are investigated. The results show that the refractive index of SiON film varies from 1.48 to 2.1 and thickness varies from 30–60 nm by changing the gas flow of NH₃ and the gas flow ratio of N₂O/SiH₄. The pressure and RF power mainly affect the thickness of the film. The greater the pressure, the higher the RF power, the faster the deposition rate is and the thicker the film is. The influences of temperature on the film thickness and refractive index can be ignored. The passivation shows that the passivation performance of P-type silicon film after annealing SiON/SiN_x stacked films with a gas flow ratio of N₂O/SiH₄ 20 and 30 in the absence and the presence of NH₃, is best, which the implied voltages and the lifetimes of minority carriers are 652 mV, 56.7 μs and 649 mV, 50.8 μs, respectively. The passivation effect of SiON/SiN_x stacked film is superior to that of the reference SiN_x film.

Keywords: SiON, plasma enhanced chemical vapor deposition, rear surface passivation, crystalline silicon solar cell

PACS: 81.15.Gh, 88.40.jj, 68.60.-p

DOI: 10.7498/aps.63.128102

* Project supported by the National Basic Research Program of China (Grant Nos. 2011CB925604, 2011CB922004) and the China Postdoctoral Science Foundation (Grant No. 20110490075).

† Corresponding author. E-mail: bozhang@mail.sitp.ac.cn

‡ Corresponding author. E-mail: jbwang@xtu.edu.cn