

非晶态异质结构 $a\text{-Si:H}/a\text{-SiN}_x\text{:H}$ 和 $a\text{-Si:H}$, $a\text{-SiN}_x\text{:H}$ 薄膜的应力研究

王 万 录 廖 克 俊

(兰州大学物理系)

1986 年 6 月 2 日收到; 1987 年 5 月 28 日收到修改稿

提 要

实验发现在一定 Si—H 键浓度下, 相对于平坦的硅衬底而言, 在其上沉积的 $a\text{-Si:H}$ 薄膜具有压缩应力, $a\text{-SiN}_x\text{:H}$ 薄膜具有伸张应力. 当 $a\text{-Si:H}$ 和 $a\text{-SiN}_x\text{:H}$ 层厚度比近似于 1:2 时, 硅衬底上生长的 $a\text{-Si:H}/a\text{-SiN}_x\text{:H}/c\text{-Si}$ 样品, 弯曲最小, 并能保持很长时间. 文中还给出了应力随退火变化的情况, 并对实验结果进行了讨论.

一、引 言

非晶态半导体作为一种新型的半导体材料, 日益受到人们的重视. 近十多年来, 人们对它的研究, 无论从理论上还是从应用方面都取得了很大的进展. 目前已能制造出各种性能优良的非晶态半导体材料和器件. 然而非晶态半导体材料在稳定性方面还存在着一些问题, 从而限制了它的广泛应用. 其中影响它的稳定性因素之一, 是在非晶态薄膜沉积过程中, 积存了很大的内应力. 当这种应力很高时, 会引起非晶薄膜从衬底上脱落, 造成非晶材料性能下降, 器件失效.

为了提高非晶态薄膜材料的稳定性, 最近以来, 人们对影响稳定性的诸因素进行了大量的理论和实验研究^[1]. 对如何减少非晶态半导体薄膜的内应力, 并进行定量的分析是很重要的. 而这方面的工作还处于开始阶段^[2,3]. Stutzmann^[4] 建议在衬底和非晶薄膜之间建立一种能吸收或释放衬底与薄膜样品之间积累的内应力的材料, 可是这种能缓冲内应力的材料是什么, 他并没有明确指出, 也没有进行实验研究.

本工作通过大量实验研究表明, 如果在硅单晶衬底上先沉积一层薄膜 $a\text{-SiN}_x\text{:H}$, 然后再生长非晶态半导体薄膜 $a\text{-Si:H}$, 并且通过控制生长条件和二者厚度比, 能使 $a\text{-Si:H}/a\text{-SiN}_x\text{:H}$ 和 Si 衬底系统的应力达到一定的平衡, 防止了薄膜样品外形弯曲. 众所周知, $a\text{-Si:H}/a\text{-SiN}_x\text{:H}$ 异质结构是某些非晶半导体器件的最基本结构, 也是最近以来引人注意的非晶态半导体多层膜结构 $a\text{-Si:H}/a\text{-SiN}_x\text{:H}$ 的最基本结构. 毫无疑问, 这种结构可防止薄膜形变, 对于改善它的稳定性将起重要的作用.

二、样品的制备

样品的制备与通常方法相同,是在电容耦合式反应室中,利用高频放电法进行的.射

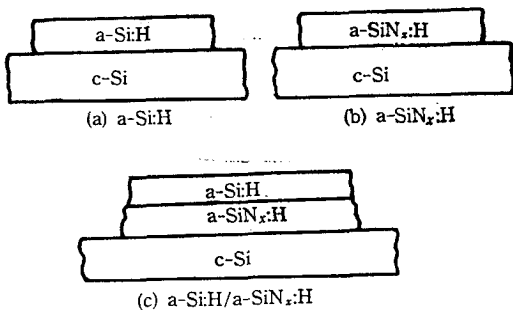


图1 a-Si:H/a-SiN_x:H, a-Si:H 和 a-SiN_x:H 结构示意图

频功率 10 W, 频率 13.6 MHz, 两极间距离 2.15 cm, 并加 50 V 负自偏压. 衬底温度 250℃. a-Si:H 和 a-SiN_x:H 薄膜是在同一反应室中沉积而成, 沉积速率 1 Å/s 左右. 衬底选用 25.4 mm × 3 mm × 0.45 mm 单面抛光硅单晶小条, 晶向 (110). 由于硅单晶随温度变化很小, 同时选用十分平坦的硅单晶小条, 即曲率 $1/R < 2 \times 10^{-3} \text{ m}^{-1}$. 用稀 HF 漂洗后, 再按通常程序对硅衬底进行处理. 清洗后, 表面要十分

干净, 并充分烘干后装入反应室中沉积非晶薄膜. 在硅衬底抛光面上, 先沉积 a-SiN_x:H 膜, 接着沉积 a-Si:H 薄膜. 二者厚度比可进行调制; 如图 1 所示, 其厚度比为 2:1. 利用掩模使薄膜生长在衬底中间区域, 尺寸为 15 mm × 3 mm. 在薄膜应力作用下, 硅衬底将随薄膜弯曲.

三、薄膜内应力的测量

薄膜和衬底系统中总的应力通常由文献 [5] 中给出的下式表示:

$$\sigma_f = \frac{E_s t_s^2}{6(1 - \nu_s) t_f} \left(\frac{1}{R_f} - \frac{1}{R_0} \right), \quad (1)$$

式中 E_s 和 ν_s 为硅衬底杨氏模量和泊松比, 并分别为 $\nu_s = 0.2$, $E_s = 1.7 \times 10^{12} \text{ dyn/cm}^2$. t_s 和 t_f 为硅衬底和非晶膜的厚度, R_0 和 R_f 为沉积前后衬底的曲率半径. 由于选用曲率很小的衬底, 所以 $1/R_0 \sim 0$. 只要确定出沉积后衬底曲率半径 R_f 和膜厚 t_f 即可获得非晶膜的总应力 σ_f . 曲率半径 R_f (R_0 也可以测出) 和膜厚 t_f 是用表面剖面测试仪进行测量. 它可以测出表面 25 Å 左右的起伏变化.

测量表明, a-Si:H 膜具有压缩应力 (compressive), a-SiN_x:H 具有伸张应力 (tensile). 所谓压缩应力是指: 当薄膜沉积在弯曲衬底的外表面时, 引起衬底曲率半径减小; 反之为伸张应力. 所有的样品测量都是在相同的环境和室温下进行的.

(1) 式所表示的衬底和薄膜系统中总应力可由两部份组成: 一部份是沉积期间存贮在薄膜中的本征应力; 另一部份是由衬底和薄膜的热膨胀系数之差引起的, 即表示为下式^[6]:

$$\sigma_f = (\alpha_f - \alpha_s) \frac{E_f}{1 - \nu_f} (T_d - T) + \sigma_i, \quad (2)$$

式中 α_f 和 α_s 为薄膜和硅衬底的热膨胀系数; E_f 和 ν_f 分别表示薄膜的杨氏模量和泊松

比。 T_d 为沉积薄膜时的衬底温度, T 为测量温度。 σ_i 为本征应力。 利用不同衬底材料并且已知其热膨胀系数 α_i , 在相同的沉积温度和测量温度下, 结合 (1) 式, 可确定出非晶薄膜 α_j , $E_j/(1-\nu_j)$ 及本征应力 σ_i 。

如果 $1/R_0 \sim 0$, 则 (1) 式可表示为

$$R_j = \frac{E_j t_j^2}{6(1-\nu_j)t_j \sigma_j} \quad (3)$$

对多层膜来说, 当某层即第 n 层薄膜厚度为 t_{jn} , 相应的应力为 σ_{jn} ; 总厚度为 T_F , 对应的应力为 σ_F , 可表示成如下的关系^[7]:

$$\sigma_F T_F = \sum_{n=1}^n \sigma_{jn} t_{jn} \quad (4)$$

结合 (3) 和 (4) 式得

$$\frac{1}{R_F} = \sum_{n=1}^n \frac{1}{R_{jn}} \quad (5)$$

由此可知多层膜引起衬底弯曲的曲率等于各层膜引起衬底弯曲曲率的代数和。

四、实验结果

1. a-Si:H/a-SiN_x:H 结构的应力与二者厚度比的关系

图 2 表示 a-Si:H/a-SiN_x:H 结构的总应力与 a-Si:H 层和 a-SiN_x:H 层厚度比依赖关系。 从图 2 中可以清楚地看到, 随着 a-Si:H 层厚度增加, 应力呈现压缩应力, 并越来越大。 当 a-Si:H 层厚度减小时, 压缩应力减少, 并逐渐显示出伸张应力。 如果是单一

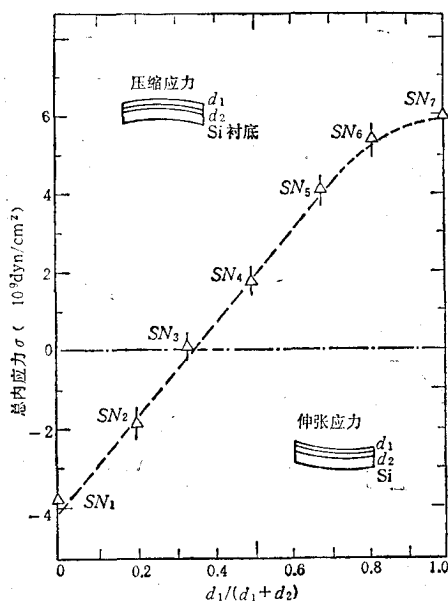


图 2 a-Si:H/a-SiN_x:H 结构应力随 $d_1/(d_1 + d_2)$ 变化
 d_1 为 a-Si:H 层厚度; d_2 为 a-SiN_x:H 层厚度

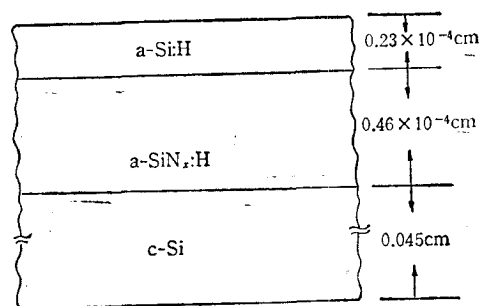


图 3 样品 SN₃ 结构示意图
a-SiN_x:H 和 a-Si:H 层的总厚度比为 2:1

的 $a\text{-Si:H}$ 层和 $a\text{-SiN}_x\text{:H}$ 薄膜时, 分别达到压缩应力和伸张应力最大. 可以发现, 当 $a\text{-Si:H}$ 和 $a\text{-SiN}_x\text{:H}$ 层总厚度比达到 1:2 或, $d_1/(d_1 + d_2) \approx 0.33$ 时, $a\text{-Si:H}/a\text{-SiN}_x\text{:H}$ 和 Si 衬底系统应力相互作用, 使得整个样品形变弯曲最小, $1/R_f \sim 0$, 即图 2 中的样品 SN_3 . 图 2 中所有的实验样品, 其衬底仍为硅单晶.

图 3 为样品 SN_3 结构示意图. 图 4 表示在平坦硅衬底上沉积非晶膜后弯曲情况(由表面剖面测试仪测出). 膜是在衬底的上表面(图中箭头所示方向). 图中 $a-b$ 是衬底无非晶膜部分, $b-c$ 具有非晶膜部分. 图 4 曲线 1 为沉积单层 $a\text{-Si:H}$ (图 2 中样品 SN_7), 厚度约 $1.2 \mu\text{m}$, 总的应力为 $6 \times 10^9 \text{ dyn/cm}^2$. 这个应力使衬底硅单晶小条向上弯曲, 显示出压缩应力. 图 4 曲线 3 为沉积单层 $a\text{-SiN}_x\text{:H}$ (图 2 中 SN_1), 厚度约 $6000 \text{ \AA}$, 总应力为 $3 \times 10^9 \text{ dyn/cm}^2$. 它使衬底向下弯曲, 呈伸张应力. 图 4 曲线 2 为图 3 所示结构样品样(图 2 中 SN_3), $a\text{-SiN}_x\text{:H}$ 和 $a\text{-Si:H}$ 层的厚度比为 2:1, 总厚度 $7000 \text{ \AA}$ 左右. 可以看出硅衬底几乎没有什么弯曲, 与沉积非晶膜前几乎一样. $b-c$ 台阶表示薄膜厚度, 由于掩模并没有完全紧贴着衬底, 所以呈坡状台阶. 这三个样品都是在反应室的阳极上沉积而成. 图 4 曲线 4 为沉积非晶膜前硅单晶衬底, 它是十分平坦无弯曲的.

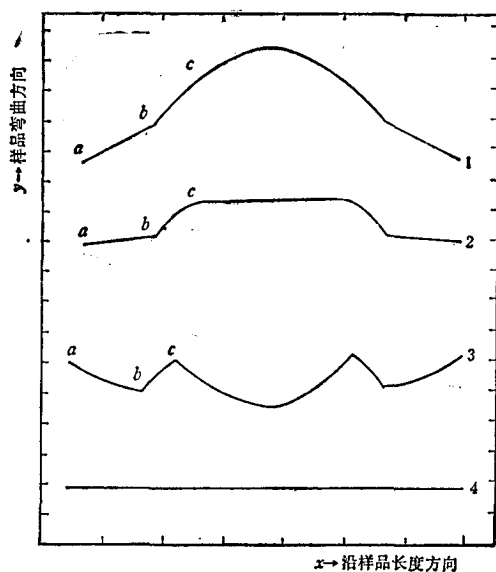


图 4 沉积非晶膜前后硅衬底弯曲情况

x 轴为 0.4 cm/格 ; y 轴为 $5000 \text{ \AA/格}$; 1 为 $a\text{-Si:H}(\text{SN}_7)$; 2 为 $a\text{-Si:H}/a\text{-SiN}_x\text{:H}(\text{SN}_3)$; 3 为 $a\text{-SiN}_x\text{:H}(\text{SN}_1)$; 4 为 $c\text{-Si}$

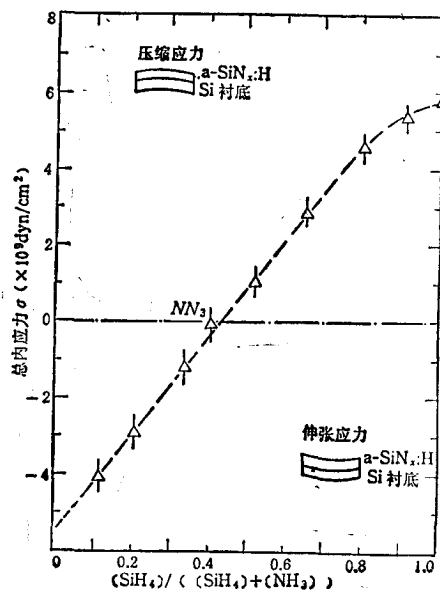


图 5

2. $a\text{-SiN}_x\text{:H}$ 合金的应力随沉积源 $[\text{SiH}_4]/([\text{SiH}_4] + [\text{NH}_3])$ 比率的关系

$a\text{-SiN}_x\text{:H}$ 合金样品制备方法同上. 也是用高频放电法, 将高纯气体 SiH_4 和 NH_3 按一定比例混合后通入反应室沉积而成. 衬底仍为硅单晶小条. 图 5 表示 $a\text{-SiN}_x\text{:H}$ 薄膜总应力与 $[\text{SiH}_4]/([\text{SiH}_4] + [\text{NH}_3])$ 比率变化曲线. $[\text{SiH}_4]$ 和 $[\text{NH}_3]$ 分别表示反应气体 SiH_4 和 NH_3 的流量.

从图 5 可知, $a\text{-SiN}_x\text{:H}$ 合金薄膜的应力随 $[\text{SiH}_4]/([\text{SiH}_4] + [\text{NH}_3])$ 比率变化类似于图 2 所示的情况。当 $[\text{SiH}_4]/([\text{SiH}_4] + [\text{NH}_3])$ 比率增加时, 相对于衬底材料, $a\text{-SiN}_x\text{:H}$ 膜的应力向着压缩应力方向增加, 相反, 向着伸张应力方向增大。 $[\text{SiH}_4]/([\text{SiH}_4] + [\text{NH}_3]) \simeq 1.0$ 时, 也就是说无 NH_3 反应气体时, 压缩应力达到最大, 即与图 2 中 SN_7 样品的应力相同。而 $[\text{SiH}_4]/([\text{SiH}_4] + [\text{NH}_3]) \simeq 0.1$ 时, SiH_4 反应气体流量达到最小时, 伸张应力为最大。反应气体流量的比率为 0.4 左右时, $a\text{-SiN}_x\text{:H}$ 薄膜应力达到最小, 即图 5 中的样品 NN_3 。

3. $a\text{-Si:H}$ 薄膜的内应力和制备过程中衬底温度之间的关系

样品制备条件除了衬底温度改变外, 其它全部相同。

图 6 表示 $a\text{-Si:H}$ 膜的应力与衬底温度变化情况。从图 6 可知, 随着衬底温度的增高, $a\text{-Si:H}$ 膜的压缩应力逐渐减小。这可能是由于衬底温度变化引起膜中氢含量和结构变化所致。

4. 应力随退火温度变化

把图 2 中表示应力最小的样品 SN_3 , 保持在真空干燥塔中, 室温下存贮 3 个月以上, 其应力保持不变, 如图 7 所示。

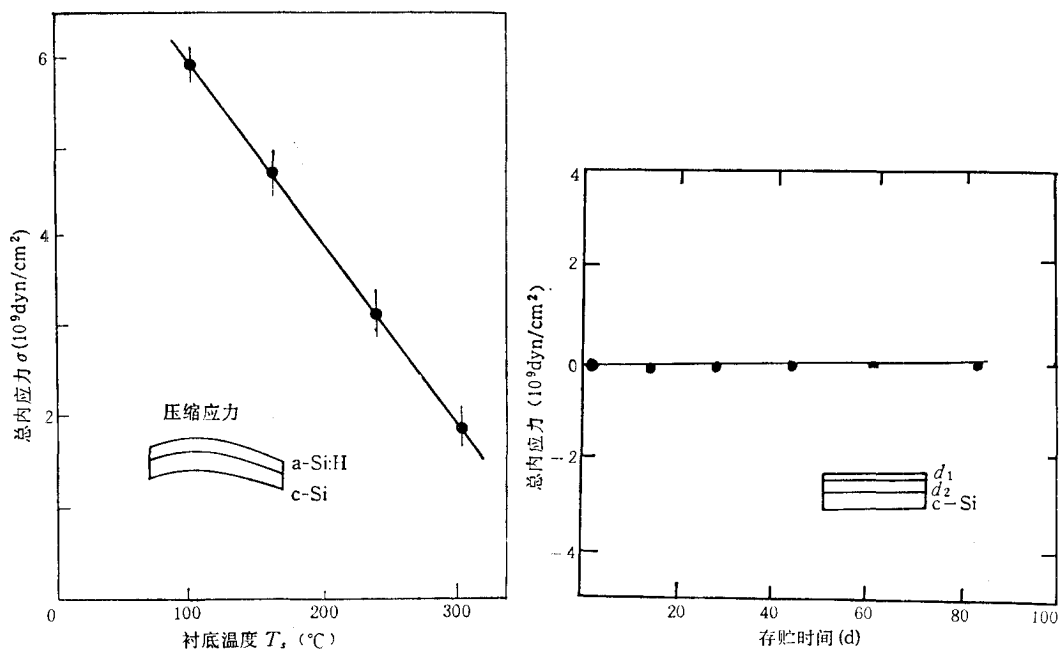


图 6 $a\text{-Si:H}$ 膜的应力与衬底温度的关系 图 7 SN_3 样品应力随存贮时间变化情况 $d_1/(d_1 + d_2) = 0.33$

图 8 表示图 2 中样品 SN_1 , SN_3 和 SN_7 随退火温度变化情况。退火是在氮气中进行的。每次升温 50°C , 退火 30 min , 并在相同的室温、湿度和无光照下测量。样品 SN_1 和 SN_7 在 200°C 以后就开始形变, 释放应力。样品 SN_3 在 400°C 以后向伸张应力

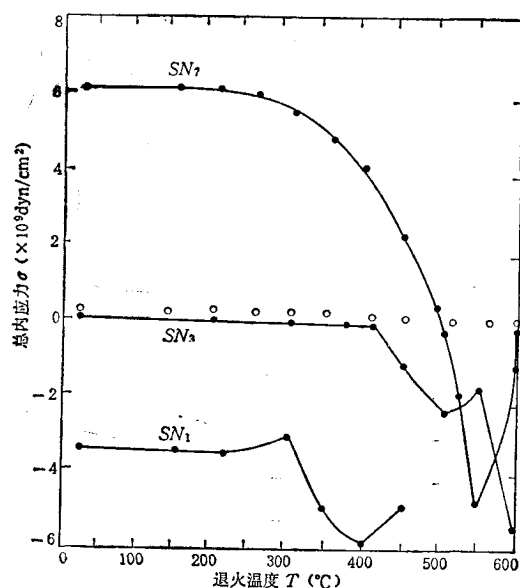


图 8

变化。图中符号“○”表示硅衬底即无非晶膜小硅条随退火温度变化情况。可以看出硅衬底随退火温度(在实验温度范围内)基本上不变。

五、结果讨论

从我们的实验结果以及其他人的研究表明,在薄膜材料中形成的应力主要有两种形式^[9]。一种是伸张应力,这种应力是在薄膜生长过程中形成的大量的缺陷如空位、位错及晶粒间界等引起的。另一种是压缩应力,这种应力是由于薄膜沉积过程中,大量的杂质原子进入膜后形成的。实际的非晶态半导体并不是理想的完整无序的网络结构,而是具有大量的晶格缺陷,严重时会造成局部的宏观缺陷如微空洞等。大量实验还证实^[7,8],由辉光放电制备法得到的 a-Si:H 薄膜中,氢原子的含量约在 5—30 atm%,这显然大大地超过了饱和 a-Si 中悬挂键 ($\approx 10^{20} \text{ cm}^{-3}$) 所需要的氢原子的数目^[9]。小角度中子和 X 射线衍射及质子核磁共振谱研究均表明,在 a-Si 的内部键合的氢最多只有 2—4 atm%,其余的分布在“晶界”上^[10]。所以氢的引入改变了 a-Si 的结构,改变了膜内部应力分布和机械性质。

1. 从图 5 中, a-SiN_x:H 薄膜应力与 $[\text{SiH}_4]/([\text{SiH}_4] + [\text{NH}_3])$ 比率关系实验结果可知,膜中的应力与 Si—H, N—H 及 Si—N 键有直接的关系。利用红外吸收谱研究表明,当比率 $r = [\text{SiH}_4]/([\text{SiH}_4] + [\text{NH}_3])$ 增加时, Si—H 键含量增加, Si—N, N—H 键含量减小,膜的应力向压缩应力方向增加,相反 Si—H 键减小, Si—N, N—H 键增加,向伸张应力方向增加。若 $r = 0.2$ 时, Si—H 键含量约为 $6.4 \times 10^{21} \text{ Si—H 键/cm}^3$, N—H 键和 Si—N 键分别为 $6.6 \times 10^{21} \text{ N—H 键/cm}^3$ 和 $1.8 \times 10^{22}/\text{cm}^3$ 。这时膜的应力为伸张应力,约为 $-3.5 \times 10^9 \text{ dyn/cm}^2$ 。当 $r = 1.0$ 时,膜中只含有 Si—H 键,约为

1.5×10^{22} Si—H 键/cm³, 此时膜的应力是压缩应力, 其值为 5.8×10^9 dyn/cm² 左右. 这个可以由 a-Si 中 SiH 取代原子或基群的电负性来解释^[11]. 由于氮的相对电负性

(3.0) 比硅的相对电负性 (1.8) 大, N 原子取代无序网络中 SiHR₁R₂R₃ 的原子 R₁, R₂ 和 R₃ 时, 其电负性总和 $\sum SR(R_i)$ 大于 SiH 中 Si 的电负性, Si 外电子被强烈地吸引到 N 原子一端, 结果使 Si 和 H 原子之间相互作用力增强, Si 与 H 原子之间距离缩短, 从而 a-SiN_x:H 薄膜密度增加, 显示伸张应力(在我们的定义中, 薄膜相对于 Si 衬底收缩). 随着 r 增大, Si 与 N 原子比 Si/(Si + N) 增加, Si 原子取代 SiHR₁R₂R₃ 中 R₁, R₂ 和 R₃ 原子比率增加, 相对上述情况其总电负性和 $\sum SR(R_i)$ 减小, 因而 Si 与 H 原子之间距离 $d_{\text{Si-H}}$ 随之增大. 例如 a-

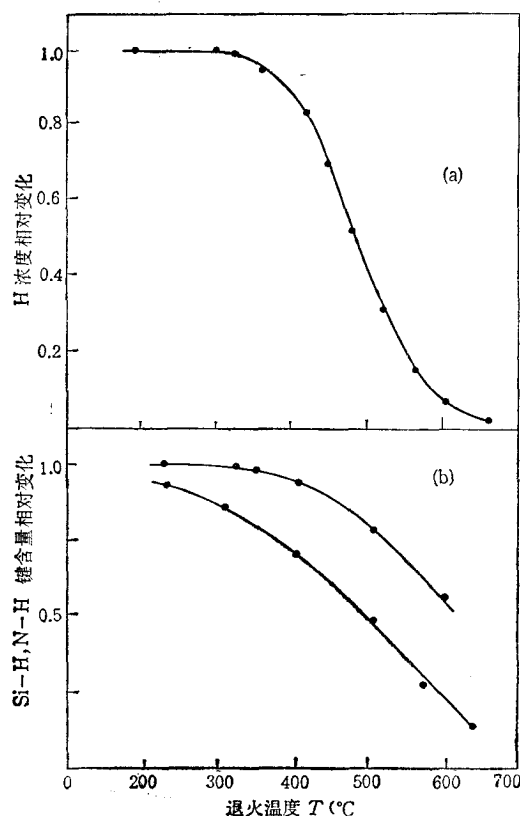
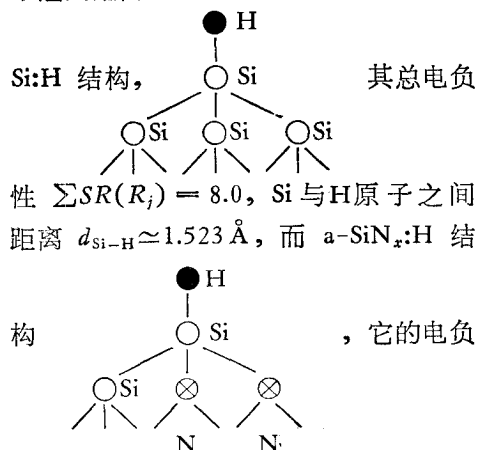


图9 a-Si:H 和 a-SiN_x:H 膜中氢含量及 Si—H, N—H 键含量随退火温度变化
(a) 为 GD a-Si:H, 衬底温度 $T_s = 250^\circ\text{C}$; (b) 为 GD a-SiN_x:H, $r = [\text{NH}_3]/[\text{SiH}_4] = 4.0$

性总和 $\sum SR(R_i) = 11.6$, Si—H 之间距离减小到 $d_{\text{Si-H}} = 1.482 \text{ \AA}$. 其它 SiH₂R₁R₂, SiH₃R₁ 等结构中用 Si 和 N 原子取代 R₁, R₂, R₃ 原子也有类似情况.

2. 从图 6 可知, 当衬底温度从 100°C 升到 300°C 时, 沉积的 a-Si:H 薄膜, 它的应力均为压缩应力, 并从 6×10^9 dyn/cm² 下降到 2×10^9 dyn/cm². 同时膜中的总的氢含量由 18.9 atm% 下降到 4.3 atm%. 而膜的密度由 2.62 g/cm^3 增加到 2.80 g/cm^3 . 这就说明氢含量的增多 (因而 Si—H 键含量增加), 会使膜体积膨胀 (因 H 和 Si 的质量比很小, 即 $m_{\text{H}}/m_{\text{Si}} \sim 0.03$), a-Si:H 膜的压缩应力增加 (在我们的定义中, 实际上压缩应力相对硅衬底是伸胀). 红外吸收谱还表明, 不同沉积温度下, 氢在 a-Si:H 中, 可能是 SiH, SiH₂, (SiH₂)_n 及 SiH₃ 等多种形式的键合. 当沉积温度 $T_s < 250^\circ\text{C}$ 时, 生长的 a-Si:H 中, 氢主要以 SiH₂, (SiH₂)_n 及 SiH₃ 形式的键合, 而在 $T_s > 250^\circ\text{C}$ 时, a-Si:H 中的氢主要以 SiH, SiH₂ 形式键合^[12]. 实验研究还表明, 当 Si 与 H 的键合形式从 Si—H 向 Si—H₂

及 Si—H₂ 转变时, a-Si:H 膜发生了由非晶→微晶→多晶等结构的转变^[3]。这种结构上的变化对 a-Si:H 膜的应力也有直接的影响。

3. 将具有伸张应力的 a-SiN_x:H 和具有压缩应力的 a-Si:H, 在 Si 衬底上形成 a-Si:H/a-SiN_x:H/c-Si 结构时, 随着两层膜厚度比不同, 作用于 Si 衬底上力也有所不同(见图 2)。当二者厚度比 $d_2/d_1 = 2:1$ 时, 虽然二层膜界面和样品内部仍有内应力, 但 a-SiN_x:H 膜受着对称力的作用, 结果它与衬底 Si 之间没有附加的内应力, 使得整个样品没能弯曲。当 a-Si:H 膜厚度增加时, a-Si:H 压缩应力超过 a-SiN_x:H 的伸张应力, a-SiN_x:H 和 Si 衬底之间有附加的压缩应力, 使整个样品向上弯曲越来越大, 反之亦然。

4. 随着退火温度的变化, a-Si:H 和 a-SiN_x:H 薄膜中的氢含量和 Si—H、N—H 键浓度随之改变(如图 9), 应力也相应地改变(见图 8)。当退火温度在 300℃ 时, a-Si:H 中并没有氢释放, Si—H 键浓度也没有变化, 但应力开始减小。这也许是由于无序网络重排和结构上的某种变化所致。然而 N—H 键浓度开始减小, 所以 a-SiN_x:H 中的伸张应力开始减小。对于 a-Si:H/a-SiN_x:H/c-Si 结构来说, a-Si:H 的压缩应力和 a-SiN_x:H 层的伸张应力同时减小, 所以 a-SiN_x:H 和 Si 衬底之间仍无附加的内应力, 整个样品还是保持不弯曲。退火温度在 300℃ < T ≤ 400℃ 时, a-Si:H 和 a-SiN_x:H 中氢开始释放。Si—H 键和 N—H 键浓度同时减少, a-Si:H 层压缩应力继续减小, a-SiN_x:H 层伸张应力增大并超过了压缩应力。这时 a-SiN_x:H 层和 Si 衬底之间有附加的伸张应力, 整个样品开始向下弯曲起来。退火温度在 400℃ < T ≤ 500℃ 时, Si—H 和 N—H 键迅速减小, a-SiN_x:H 层伸张应力虽有减小, 但 a-Si:H 层已从压缩应力转变为伸张应力, 所以 a-Si:H/a-SiN_x:H/c-Si 结构仍向下弯曲, 整个样品似乎显示伸张应力。T > 500℃ 时, 情况较复杂, 除了 Si—H、N—H 键含量变化外, 并发生 Si—H + N—H → Si—N + H₂ 的变化过程^[4]。因此样品结构变化将伴随着应力变化。

六、结 语

a-Si:H 和 a-SiN_x:H 膜中的内应力性质强烈地依赖于膜中的 H 浓度及 Si—H, Si—N, N—H 键含量。在一定的 Si—H, Si—N 及 N—H 键含量下, a-Si:H 膜显示压缩应力, a-SiN_x:H 膜呈现伸张应力。在一定的膜厚度比下, 组成 a-Si:H/a-SiN_x:H/c-Si 结构时, 薄膜层与 Si 衬底之间不会产生附加的内应力, a-Si:H/a-SiN_x:H 层不易从 Si 衬底上剥落, 这有重要的实际意义。

工作中某些实验得到了 H. Fritzsche 教授热情的帮助, 在某些问题上, 与 A. Bruce 博士、张子义教授等进行了有益的讨论, 特此表示感谢。

参 考 文 献

- [1] P. Paduscek *et al.*, *Thin Solid Films*, 110(1983), 291.
- [2] J. P. Harbison, A. J. Williams and D. V. Lang, *J. Appl. Phys.*, 55(1984), 946.
- [3] C. K. Kuo, P. E. Vanier and J. C. Bilello, *J. Appl. Phys.*, 55(1984), 375.
- [4] M. Stutzmann, *Appl. Phys. Lett.*, 47(1985), 21.

- [5] D. S. Campbell, Handbook of Thin Films Technology, Chap. 12, Edited by L. I. Maissel and R. Glang, McGraw-Will, New York, (1970).
- [6] M. Miyagi *et al.*, *Jan. J. Appl. Phys.*, 20(1981), 289.
- [7] W. C. Dautremont-Smith *et al.*, *Appl. Phys. Lett.*, 47(1985), 31.
- [8] M. H. Brodsky, R. S. Title, *Phys. Rev. Lett.*, 23(1969), 581.
- [9] G. Lucovsky, *et al.*, *Phys. Rev.*, B19(1979), 2064.
- [10] W. E. Carlos, *Phys. Rev. Lett.*, 45(1980), 358.
- [11] G. Lucovsky, *Solid State Commun.*, 29(1979), 571.
- [12] M. H. Brodsky, *et al.*, *Phys. Rev.*, B16(1977), 3556.
- [13] M. Hirose *et al.*, *Jan. J. Appl. Phys.*, 21(1982), 275.
- [14] C. Zellama *et al.*, to be Published.

STRESS STUDIES OF AMORPHOUS a-Si:H/a-SiN_x:H HETEROJUNCTIONS AND a-Si:H, a-SiN_x:H FILMS

WANG WAN-LU LIAO KE-JUN

(Department of Physics, Lanzhou University)

ABSTRACT

We have found experimentally that the stress in a-Si:H films is Compressive, and tensile in a-SiN_x:H film on the flate silicon substrate with certain content of Si-H bond. The stress in a-Si:H/a-SiN_x:H/c-Si system can be made to reach a minimum by suitably chosing some conditions of depositing. The minimum stress may keep for a long time. It is shown that the stress changes with annealing temperature. Some explanation to these results are also given.