

Pt/Si 界面化学键性质的研究

季明荣 吴建新 李宝骥

(中国科学技术大学,合肥)

许 振 嘉

(中国科学院半导体研究所,北京)

1987年4月10日收到

在超高真空系统中,超薄层 Pt 淀积膜原位蒸发在原子清洁的 Si(111) 表面上形成 Pt/Si 界面。利用光电子谱技术(XPS 和 UPS)研究了 Pt/Si 界面的化学性质。测量了 Si $2p$ 和 Pt $4f$ 芯能级和价带电子态,并着重研究这些芯能级及电子态在低覆盖度时的变化。由 Si($2p$) 峰的强度随 Pt 覆盖度的变化可以清楚证明:在 300 K 下淀积亚单原子层至数个单原子层 Pt 的 Pt/Si(111) 界面发生强烈混合作用,其原子组伤是缓变的。由于 Si 原子周围的 Pt 原子数不断增加,所以 Pt $4f$ 芯能级化学位移随 Pt 原子覆盖度的增加而逐步减小,而 Si $2p$ 芯能级化学位移则逐步增大。同时, Pt $4f$ 峰的线形也产生明显变化,对称性增加; Si $2p$ 峰的线形则对称性降低。淀积亚单原子层至数个单原子层 Pt 的 UPS 谱,主要显示两个峰: -4.2 eV(A 峰), -6.0 eV(B 峰)。A 峰随着覆盖度的增加移向费米能边,而 B 峰则保持不变。这说明 Pt-Si 键合不受周围 Pt 原子增加的影响。利用 Pt/Si 界面 Pt 原子向 Si 原子的间隙扩散模型讨论了所观察到的结果。

主题词: 金属-半导体界面

一、引言

金属-半导体界面微观电子结构的研究是非常活跃的研究领域。近年来,人们利用各种表面分析技术与电子显微技术,对金属-半导体界面的电子结构、化学反应、原子扩散、界面形貌等方面进行了许多工作^[1-4]。在清洁的单晶硅表面上,淀积几个单层(ML)的近贵重金属膜,发现在室温下能产生相互作用,形成与硅化物性质不同的界面相。低温(例如 200°C)退火可以形成稳定的硅化物。为了解释近贵重金属-硅界面的低温相互作用,Tu 等人^[5]在研究 Pd/Si(111) 界面时,提出了间隙扩散模型。他们认为:淀积的金属原子渗透到硅晶格的间隙位置,由于外来原子的作用,使 Si-Si 键变弱,在室温下产生混合,在较低温度下形成稳定的硅化物。Hiraki 等人^[6]在研究 Au/Si(111) 界面时,提出了屏蔽模型。他们认为: Si-Si 键变弱是由于淀积金属层自由电子的屏蔽作用。淀积金属层产生自由电子需要一定的厚度,因此这个模型给出了一个相互作用临界厚度的概念。对于 Au/Si 界面, Hiraki 估计临界厚度为 4 ML。这些作者虽然各自提出自己的理论和实验依据,但论据并不充分,目前存在很多争议和问题尚待澄清。例如,界面相互作用层芯能级

化学位移和价电子态密度的变化没有令人满意的解释; 相互作用界面的组份和原子结构没有一个明确的图象。本文利用 XPS 和 UPS 等技术对原位沉积的 Pt/Si(111) 界面的电子结构和原子组份进行了研究, 为界面扩散的间隙模型提供了实验依据。同时, 证明了界面相是组份缓变的合金膜。

二、不同界面结构 Si₂p XPS 信号强度的变化

首先, 我们对 Pt/Si(111) 界面的三种不同界面结构, 其 Si₂p XPS 信号变化作一个简单的考虑。

1. 组份线性缓变界面层

金属在室温条件下沉积在 Si(111) 表面上。假定金属原子以扩散形式渗透到 Si(111) 表面层中, 金属原子在 Si 中的分布应是余误差分布, 但在极薄的界面层中, 这种余误差分布可以近似为线性分布。在金属沉积层不是很厚的条件下, 不存在纯金属覆盖层, 硅原子浓度随深度的变化可写为:

$$C_1(x) = C_0 \frac{x}{L} \quad (1)$$

其中 L 是混合膜的厚度, C₀ 是衬底硅原子浓度, x 是从表面到硅衬底不同深度的坐标。在混合膜内 x 点 Si 2p 芯能级光电子发射强度为:

$$dI_1 = \sigma_1(E) T(E) I(E) C_1(x) e^{-x/\lambda_1(E_k, x)} \sin \alpha dx \quad (2)$$

其中 E 是光子能量, E_k 是光电子动能, σ₁(E) 是混合膜中 Si 2p 电子的电离截面, I(E) 是 λ 射 X-射线的强度, T(E) 是分析器的传输函数, λ(E_k, x) 是 x 点光电子能量为 E_k 的电子逃逸深度, α 是样品法线方向与分析器之间的夹角, 在本实验装置中 sin α ≈ 1。因 λ(E_k, x) 随组份的变化比较缓慢, 对于组份线性缓变的混合膜, 采用 Pt、Si 原子均匀混合的平均逃逸深度。利用 Penn^[7] 给出的计算公式, 求得:

$$\lambda_1 = \langle \lambda(E_k, x) \rangle_{\text{Pt-Si}} = 18.26 \text{ Å}$$

E_k 取 Si 2p 芯能级光电子的动能。对整个混合膜, Si 2p 信号强度为:

$$I_1 = \int_0^L \sigma_1(E) T(E) I(E) C_0 \frac{x}{L} e^{-x/\lambda_1} dx \\ = \sigma_1(E) T(E) I(E) C_0 \left[\frac{\lambda_1^2}{L} (1 - e^{-L/\lambda_1}) - \lambda_1 e^{-L/\lambda_1} \right] \quad (3)$$

衬底硅对 Si 2p 信号强度的贡献为:

$$I'_0 = \sigma_0(E) T(E) I(E) C_0 \lambda_0 e^{-L/\lambda_1} \quad (4)$$

如果忽略基体效应, 即认为 σ₁(E) = σ₀(E), 则得到 Si 2p 信号强度为:

$$I = I_1 + I'_0 = \sigma_0(E) T(E) I(E) C_0 \left[\frac{\lambda_1^2}{L} (1 - e^{-L/\lambda_1}) - (\lambda_1 - \lambda_0) e^{-L/\lambda_1} \right] \quad (5)$$

清洁 Si 表面 Si 2p 信号强度为:

$$I_0 = \sigma_0(E) T(E) I(E) C_0 \lambda_0 \quad (6)$$

$$\frac{I}{I_0} = \frac{\lambda_1^2}{L\lambda_0} (1 - e^{-L/\lambda_1}) - \frac{\lambda_1}{\lambda_0} e^{-L/\lambda_1} + e^{-L/\lambda_1} \quad (7)$$

当淀积金属层较厚时,界面反应层阻止金属原子进一步扩散,界面相互作用停止,在界面混合层上存在纯金属覆盖层。如果忽略衬底的贡献,而考虑 Si 2p 信号在纯金属中的损失, Si 2p 信号强度公式为:

$$\frac{I}{I_0} = \left[\frac{\lambda_1^2}{\lambda_0 L} - \left(\frac{\lambda_1^2}{\lambda_0 L} + \frac{\lambda_1}{\lambda_0} - 1 \right) e^{-L/\lambda_1} \right]_{L=L_{\max}} e^{-L_1/\lambda_1} \quad (8)$$

L_{\max} 是界面混合膜的最大厚度, L_1 是纯金属覆盖层的厚底, λ_1 是纯金属的电子逃逸深度,采用 Penn^[7]给出的数值, $\lambda_1 = 14.8 \text{ \AA}$; $\lambda_0 = 22.7 \text{ \AA}$.

2. Pt_xSi 界面层

用类似分析方法,对于 Pt_xSi 界面层 Si 2p 信号强度与清洁硅表面 Si 2p 信号强度比值:

$$\frac{I}{I_0} = \frac{C_2}{C_0} \frac{\lambda_2}{\lambda_0} (1 - e^{-d/\lambda_2}) + e^{-d/\lambda_2} \quad (9)$$

其中 C_2 是 Pt_xSi 中 Si 的原子浓度, λ_2 是 Pt_xSi 中 Si 2p 芯能级发射光电子的逃逸深度^[7], $\lambda_2 = 16.5 \text{ \AA}$, d 是 Pt_xSi 的厚底。

3. 未相互作用的突变界面

在硅表面淀积金属原子,若无相互作用产生,则硅衬底 Si 2p 信号强度变化为:

$$\frac{I}{I_0} = e^{-t/\lambda_3} \quad (10)$$

t 是金属层的厚度。

对于三种情况, Si 2p XPS 信号下降曲线如图 1(a)(b)(c) 所示。横坐标是金属覆盖度,即界面混合层内 Pt 原子的含量所对应的纯金属的厚度。对于图 1(a) 的情况, 混合层的厚度与覆盖度的关系为: $\theta = \frac{1}{2} L$, θ 为金属覆盖度, L 为线性缓变界面的厚度,最大界面层厚度为 30 Å。图 1(b) Pt_xSi 层厚度与覆盖度的关系为: $\theta = 0.71d$, d 是

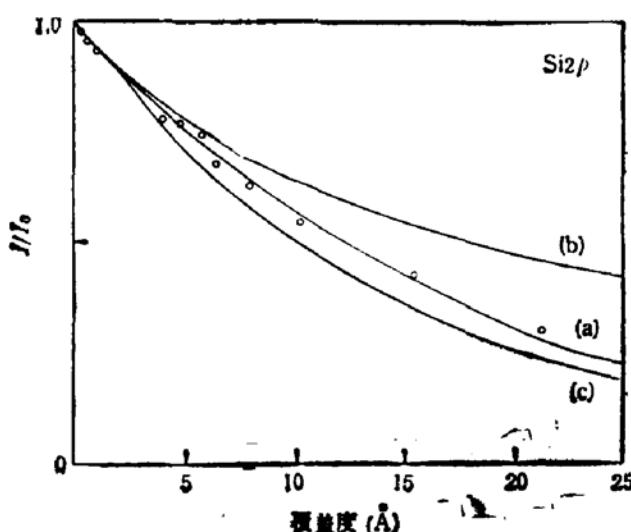


图 1 Si 2p 信号强度(峰面积)随覆盖度的变化。(a) 线性缓变界面, (b) Pt_xSi 界面层, (c) 突变界面,(○)测量的实验点

Pt_xSi 的厚度。

三、 实验

实验所用的硅衬底是 n-CZ Si(111), 电阻率为 5Ω·cm。样品经常规化学清洗, 用 HF 漂去自然氧化层。样品进入真空系统后, 用 Ar 离子溅射清洗 (2kV, 20μA), 然后在 500℃ 退火 30 分钟。X-光电子谱 (XPS) 和紫外光电谱 (UPS) 测量是在 ESCALAB MK-II 电子能谱仪上完成的。XPS 使用 Mg 靶 (1253.6eV), 通过能为 20eV。UPS 使用 HeI(21.2eV), 通过能为 5eV。金属蒸发是在能谱仪制备室进行的。采用 W 丝加热, 蒸发速率通过电流控制。用石英振子测厚仪测定蒸发膜的厚度。制备室的真空度为 8×10^{-10} mbar, 分析室的真空度为 4×10^{-10} mbar。

四、 实验结果

1. Si 2p XPS 信号随沉积层厚度的变化

在经处理的清洁硅衬底上, 300K 下沉积 Pt 金属膜, 测量衬底 Si 2p XPS 信号强度随覆盖度的变化, 如图 1 所示(实验点)。图 1(c)是没有相互作用界面 Si 2p 信号随覆盖度的变化, 服从严格的指数下降规律。图 1(a)是组份线性缓变界面层 Si 2p 信号的变化曲线。图 1(b)是界面层为 Pt_xSi 时 Si 2p 信号的下降曲线。实验结果表明, 对于 Pt/Si 界面的情况, Si 2p 信号下降很接近图 1(a)的形式, 即界面层是组份线性缓变的混合膜,

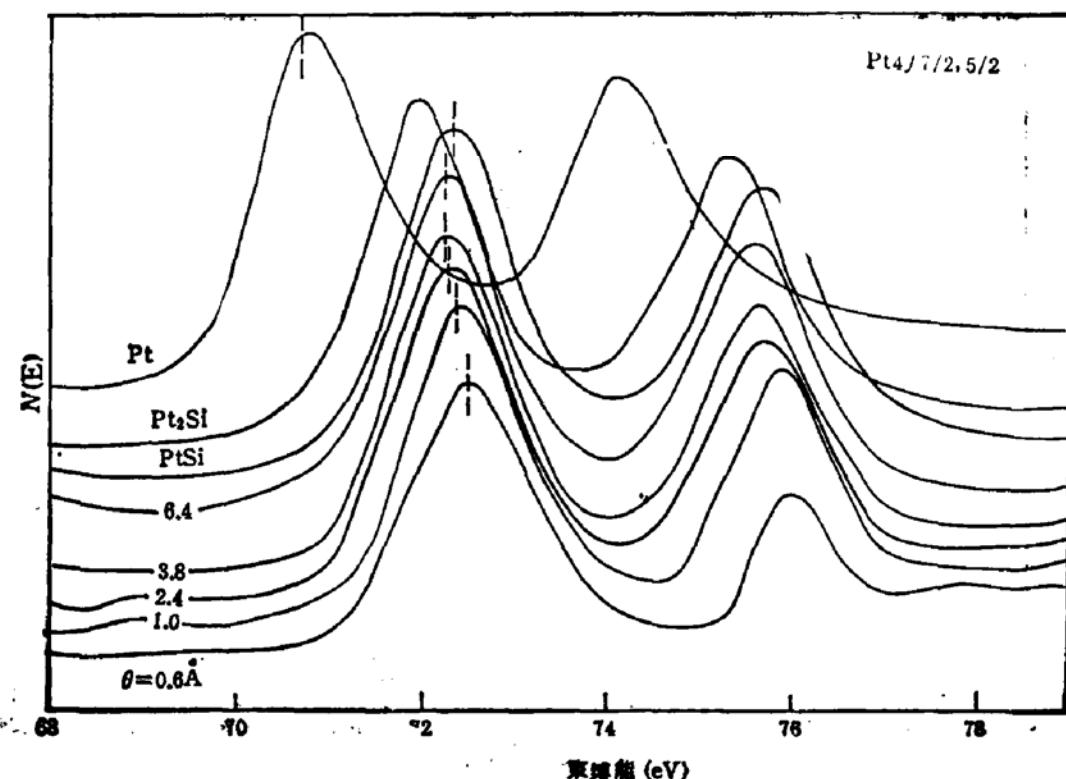


图 2 不同厚度 Pt 沉积层及 Pt_xSi, PtSi 和 Pt 的 Pt4f7/2 能级 XPS 谱

最大膜厚 30 Å 的假设也比较接近实际情况。由于 XPS 分辨率的限制，无法分辨界面的微观结构。界面混合层是组份连续变化的非晶合金膜还是许多亚稳相硅化物交叠的结构（类似 $\text{Pt}_3\text{Si}/\text{Pt}_2\text{Si}/\text{Pt}_3\text{Si}_2/\text{PtSi}/\text{PtSi}_2/\text{Si}$ ），尚无法证明，但界面具有组份梯度是明显的。

2. 芯能级的化学位移

图 2 和图 3 分别是不同沉积层 $\text{Pt } 4f \frac{7}{2}, \frac{5}{2}$ 和 $\text{Si } 2p$ 芯能级 XPS 谱。当沉积的金属层厚度为 0.6 Å 时， $\text{Pt } 4f \frac{7}{2}$ 芯能级相对纯金属向高束缚能方向有 1.70 eV 的化学位移，大于 Pt_3Si 和 PtSi 两种硅化物中 $\text{Pt } 4f \frac{7}{2}$ 的化学位移。 Pt_3Si 和 PtSi 样品的制备是在原子清洁的 $\text{Si}(111)$ 界面上沉积 200 Å 的 Pt 金属膜，经 300°C, 30 分钟和 550°C, 30 分钟退火获得的。随着沉积层的增厚，其束缚能的数值减小，如图 4 所示。随着沉积层增厚， $\text{Si } 2p$ 芯能级向高束缚能方向移动，其数值小于硅化物中 $\text{Si } 2p$ 芯能级的化学位移，如图 4 所示。

3. 芯能级谱峰的加宽

在金属-半导体界面光电子能谱研究中，电子的多体效应使谱峰加宽，这能提供很多有用的信息。对于金属或类金属，在费米能级边存在较高的电子态密度。它对芯能级电离的正电中心有较强的屏蔽作用，产生许多电子-空穴对，使发射的光电子损失能量，在低动能端谱峰加宽，谱形出现不对称。因此，通过分析谱形的变化可以得到有关价带局域态密度的信息。

Doniach 和 Sunjic^[9]根据 MNP 理论^[9, 10]推导出 XPS 谱峰下降边的形式为：

$$f(E) = \frac{\Gamma(1-\alpha)[\pi\alpha/2 + (1-\alpha)\arctan(E/\nu)]}{(E^2 + \nu^2)^{(1-\alpha)/2}}$$

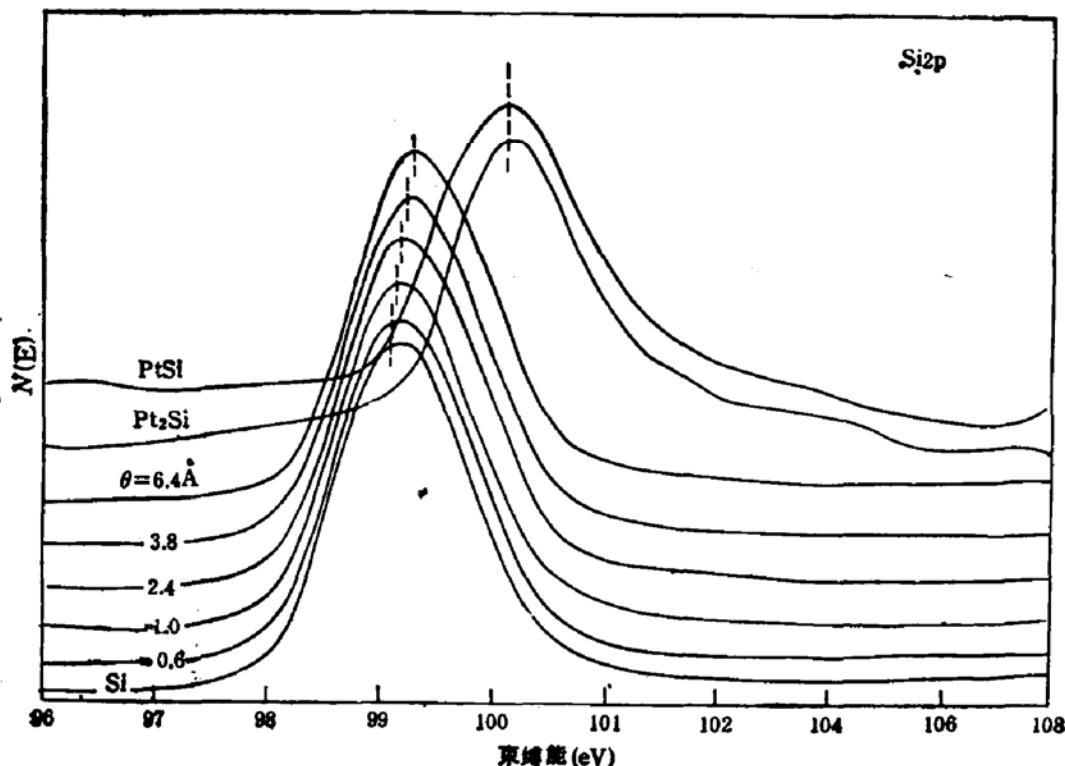


图 3 不同厚度 Pt 沉积层及 Pt_3Si , PtSi , Si 的 $\text{Si } 2p$ 芯能级 XPS 谱

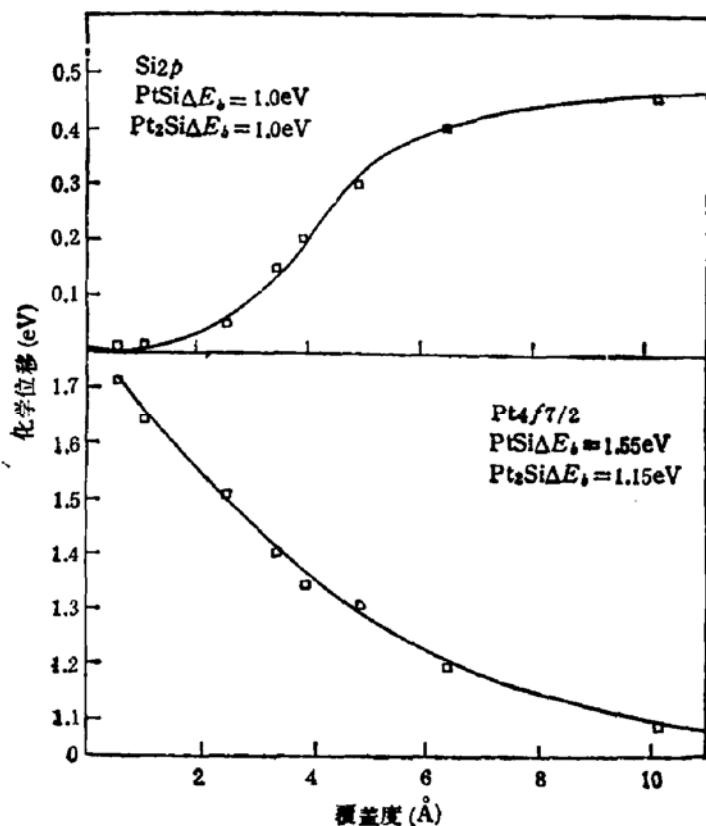


图 4 $\text{Pt}4f_{7/2}$ 和 $\text{Si}2p$ 芯能级的化学位移随沉积层厚度的变化

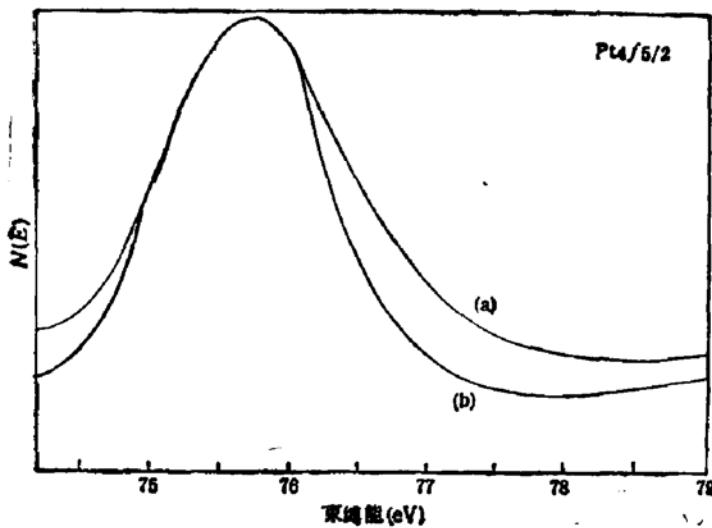


图 5 纯 Pt 与 1.0 \AA 沉积层的 $\text{Pt}4f_{5/2}$ 谱线宽的比较. (a) 纯 Pt,
(b) 在硅表面上 1.0 \AA Pt 沉积层

这个关系称为 DS 线型, 其中 $\Gamma(1 - \alpha)$ 为 Γ -函数, ν 是劳化兹线型的半宽, α 是不对称因子, 与屏蔽电荷平方成正比, E 是以峰值为中心的电子能量。

纯 Pt 与 1.0 \AA 沉积层的 $\text{Pt}4f_{5/2}$ 谱如图 5 所示。对于纯 Pt 的 $4f_{5/2}$ 峰, 并不能拟合为 DS 线型, 与 Hünfer^[11]的结果相同, 其原因是态密度 (DOS) 在费米能级处是

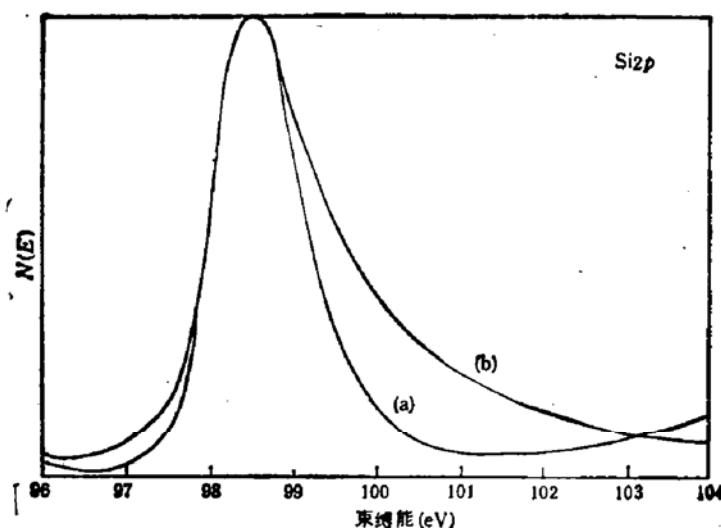


图 6 纯硅与 10.2 \AA Pt 淀积层 Si $2p$ 芯能级加宽的比较。
(a) 纯 Si, (b) 10.2 \AA Pt 淀积层

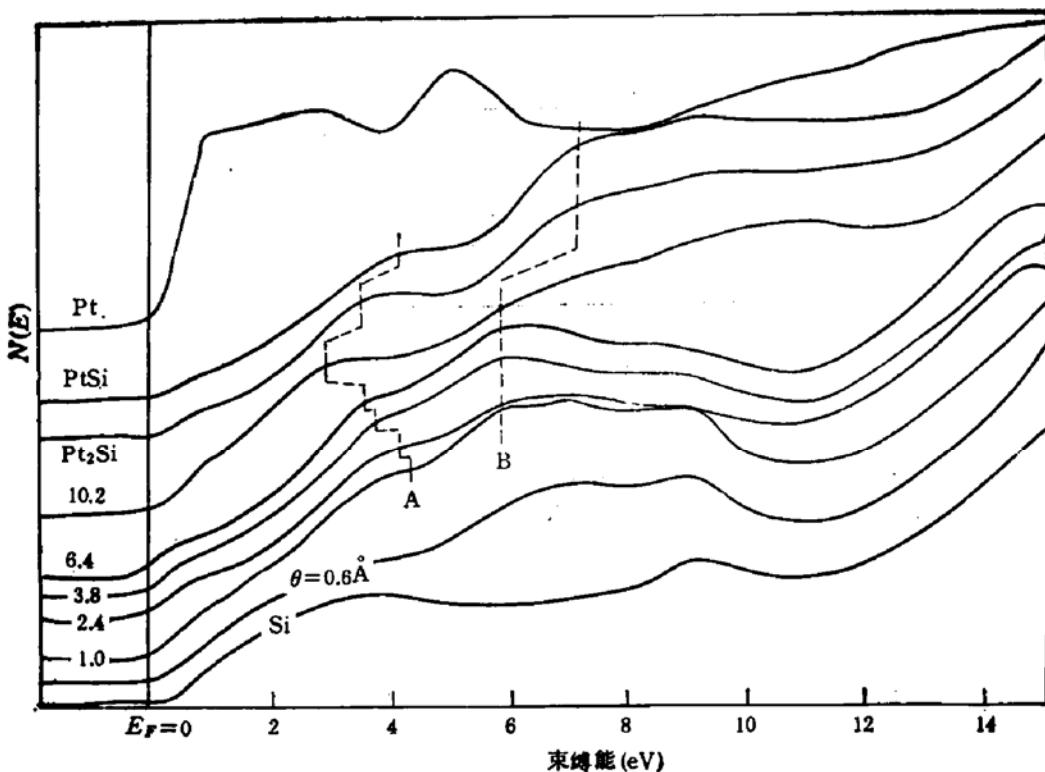


图 7 硅片上不同 Pt 覆盖度及 Pt₂Si, PtSi 和 Pt 的 UPS 谱 ($\hbar\nu = 21.2\text{ eV}$)

极大值,与 DS 线型所设的条件不同。 1.0 \AA 的 Pt 淀积层, Pt 4f 7/2 峰可以拟合为 DS 线型,但不对称因子较小,此变化归因于态密度的变化。当淀积层较薄时, Pt-Pt 相互作用较弱,非成键的 d-电子向高束缚能方向移动,使费米能级处状态数减少,激发产生的电子-空穴对减少,因此谱型对称性提高。

纯硅与 10.2 \AA Pt 淀积层 Si $2p$ 芯能级峰加宽如图 6 所示。由于 Si $2p\ 3/2$ 与 Si $2p\ 1/2$ 的重迭,使分析有一定困难。但从图 6 可看出,淀积 Pt 金属层后谱峰所出现的不

对称性,此不对称性显然来自价带密度的变化。对于 Pt-Si 混合层, Si p -Pt d -电子的杂化作用,使硅价带态密度发生变化。相对单晶硅费米边附近态密度的增加导致 Si $2p$ 峰产生不对称性。

4. 价带谱的变化

图 7 是 Pt 沉积在硅衬底上,不同覆盖度及其硅化物的 UPS 谱,在沉积层为 2.4 Å 时,在费米能级以下 4.2 eV(A) 和 6.0 eV(B) 存在两个峰。同步辐射结果表明^[12], A 峰是 Pt $5d$ 电子发射引起的,而纯 Pt $5d$ 电子非键峰在费米能级以下 2 eV 处, B 峰被确认为 Pt d -Si p 电子杂化作用的成键态^[12]。对于较薄金属层 (~1.0 Å),只出现杂化作用的成键态,而 Pt $5d$ 电子非键峰并不明显。这表明在不到一个单层的条件下, Si $2p$ 电子与 Pt d 电子的作用是主要的,而 Pt-Pt 之间作用则较弱。A 峰随着金属层增厚,不断向费米能级方向移动,而 B 峰则保持不变。这表明 Si 与 Pt 的相互作用与 Si 周围 Pt 原子的配位数无关;Pt-Pt 相互作用随着 Pt 原子周围 Pt 原子的配位数增多而加强。Pt₃Si 的 $5d$ 电子峰在 -3.7 eV,而 PtSi 的 $5d$ 电子峰在 -4.2 eV,此移动是由于硅含量增加, Pt-Pt 作用减弱, d 电子倾向于局域化的缘故。Pt₃Si 和 PtSi 的 $p-d$ 杂化的成键态同时远离费米能级,这表明硅化物的形成比界面混合相更稳定。峰位相同说明两种硅化物中 Si-Pt 键合强度是相同的。

五、讨 论

从以上结果,我们认为间隙扩散模型可能更接近 Pt/Si 相互作用的实际情况。开始沉积的 Pt 原子 (~1.0 Å),并不覆盖在硅表面,而是以原子或原子团的形式通过扩散渗透到硅晶格位置中。在现在硅表面清洁处理的条件下,Ar⁺溅射的硅表面,虽经 500℃,30 分钟退火,但晶格并没有完全恢复,表面层可能存在很多缺陷,因而 Pt 原子由于缺陷增强效应可能更易渗透到硅表面的缺陷位置。渗透到硅表面层中的 Pt 原子,它们之间的距离比纯金属大得多,所以 Pt-Pt 之间作用较弱,其电子组态趋向于原子状态的组态,即 $s-d$ 杂化很大程度上被解除,使 d 带和 s 带局域化,公有化电子减少,弛豫作用减弱。另一方面,电子组态有 $d^n s^1 \rightarrow d^{n-\Delta} s^{1+\Delta}$ 转化趋势。这种转化改变了芯能级电子的电位。这两种效应都使 Pt 4f 7/2 芯能级向高束缚能方向有较大的化学位移。 d 带局域化的结果使 UPS 谱的 d 电子发射向高束缚能方向移动,不存在很陡的费米边,芯能级谱也比金属具有对称的形式。另一方面, Pt 与 Si 产生相互作用, Pt d 电子和 Si p -电子杂化,由于它们电负性差别不大,因此,杂化的电荷转移很小^[13]。 $p-d$ 电子杂化的结果,也使 Si 的 sp^3 杂化发生变化,由于 Si 周围存在 Pt 原子, Si 的 p 电子不能满足 Si 原子和附加的 Pt 原子的需要,因此, s 电子向 p 电子转化,即有 $s^1 p^3 \rightarrow s^{1-\Delta} p^{3+\Delta}$ 的变化,同时也使 Si-Si 键变弱,因此, Si $2p$ 峰向高束缚能方向移动。但由于在沉积很少 Pt 原子的情况下,相互作用层较薄,与衬底 Si $2p$ 峰迭加后无法区分,所以观察不到化学位移。随着 Pt 沉积层的增厚,沉积的 Pt 原子以扩散形式进一步深入到硅晶格中,因此形成一个组份梯度。Si $2p$ 信号随沉积厚度的变化证明有这种梯度的存在。在不同的覆盖度, Pt 原子的含量不同, Pt-Pt 之间作用强度存在梯度变化,弛豫效应和 $s-d$ 电子转移也随着这

个梯度变化，因此可以观察到不同的芯能级化学位移。同时，UPS 谱中 d 电子发射也向费米能级方向移动。 p -电子与 d -电子杂化峰保持不变，说明 Pt-Si 键合强度与 Pt 原子的数目无关。在 Pt_xSi 和 PtSi 两种化合物观察到 $\text{Si} 2p$ 峰有相同的化学位移也说明了这一点。淀积层的增厚，金属性增强，使得 $\text{Pt} 4f7/2$ 和 $\text{Si} 2p$ 峰的不对称性增加，金属覆盖度的进一步增加，在表面出现纯金属覆盖层， $\text{Si} 2p$ 信号强度下降增快， $\text{Pt} 4f7/2$ 化学位移减小，最后变为纯金属。

对于稳定硅化物的情况，也完全可以用 $p-d$ 电子杂化引起金属和硅原子的电子组态变化及弛豫效应来解释 XPS 和 UPS 谱的位移和谱峰的不对称性。只是在硅化物的情况下，UPS 谱中的 $p-d$ 杂化峰移至 -7.2eV ， Pt-Si 作用更稳定。

六、结 论

1. Pt 金属淀积在原子级清洁的硅表面上，在 300K 下，Pt 与 Si 作用形成的界面相，其原子组份是缓变的。

2. $\text{Pt} 4f7/2$ 和 $\text{Si} 2p$ 芯能级相对纯元素的化学位移分别与 Pt-Pt 和 Si-Si 键强有关。界面相组份缓变导致了 $\text{Pt} 4f7/2$ 芯能级化学位移逐步减小；同时 $\text{Si} 2p$ 化学位移逐步增大。

3. Pt-Si 相互作用导致了费米能级附近电子态密度的变化，由此引起界面相中 $\text{Pt} 4f7/2$ 芯能级谱相对于纯金属对称性增高， $\text{Si} 2p$ 芯能级谱相对于纯硅对称性降低。

4. 随着 Pt 原子覆盖度的增加，价带谱中 $5d$ 电子峰 (A 峰) 向费米能级方向移动；而 Ptd -电子与 Sip -电子的杂化峰 (B 峰) 则保持不变。Pt-Pt 互作用随着 Pt 原子周围的配位数增多而加强；Si-Pt 相互作用与 Si 原子周围 Pt 原子的配位数无关。

参 考 文 献

- [1] C. Calandra, O. Bisi and G. Ottaviani, *Surf. Sci. Reports*, **4**, 271(1985).
- [2] L. J. Brillson, *Surf. Sci. Reports*, **2**, 123(1982).
- [3] L. Braicovich, *Thin Solid Films*, **140**, 79(1986).
- [4] A. Franciosi and J. H. Weaver, *Surf. Sci.*, **132**, 324(1983).
- [5] K. N. Tu and J. W. Mayer, *Thin Films Interaction and Interdiffusion*, Eds. J. M. Poate, K. N. Tu and J. W. Mayer Wiley, New York, (1978), Chap. 10.
- [6] A. Hiraki, *J. Electrochem. Soc.*, **127**, 2262(1980).
- [7] D. R. Penn, *J. Electrospectroscopy and Related Phen.*, **9**, 29(1976).
- [8] S. Doniach and M. Suhjic, *J. Phys.*, **C3**, 285(1970).
- [9] G. D. Mahan, *Phys. Rev.*, **163**, 612(1967).
- [10] P. Nozieres and C. T. DeDominicis *Phys. Rev.*, **179**, 1097(1979).
- [11] S. Hufner and G. K. Wertheim, *Phys. Rev.*, **B11**, 678(1985).
- [12] G. Rossi, I. Abbati, L. Braicovich, I. Lindau and W. E. Spicer, *Phys. Rev.*, **B25**, 3627(1982).

Investigation of Chemical Bonding at the Pt/Si Interface

Ji Mingrong, Wu Jianxin, Li Baoqi

(University of Science and Technology of China)

Hsu Chen-Chia

(Institute of Semiconductors, Academia Sinica, Beijing)

Abstract

Photoelectron spectroscopy (UPS and XPS) technique has been used to study the chemical behavior of interfaces formed by Pt deposition at 300 K under ultrahigh vacuum on atomically clean Si(111) surface prepared by sputter/annealing. Both core lines ($\text{Si}2p$ and $\text{Pt}4f$) and valence-band states have been measured. Special attention has been given to the low-coverage regime. The intensity variations of $\text{Si}(2p)$ core lines as a function of Pt coverage show clear indications of strong Pt/Si intermixing across the interface with gradual-changed atomic composition from the submonolayer range to several atomic layers at 300 K. With increasing coverage the $\text{Pt}4f$ core level shifts decrease gradually while $\text{Si}2p$ shifts increase as expected for a more Pt-rich environment. In the meanwhile, the $\text{Pt}4f$ core line changes markedly with higher symmetrical line shape upon metal deposition, and, moreover, the shape of $\text{Si}2p$ core lines is modified towards that typical of a metallic phase (the greater width and asymmetry). The UPS spectrum is dominated by two peaks at -4.2 eV (labeled as A), and -6.0 eV (labeled as B), from submonolayer to several atomic layers of Pt coverages. The peak A shifts towards the Fermi energy with increasing coverage as expected for a more Pt-rich environment, but peaks B remains unchanged suggesting that the $\text{Pt}-\text{Si}$ bonding has not been affected by increasing around Pt atoms. All these results are discussed with an interstitial diffusion model between Si and Pt at the Pt/Si interface.

KEY WORDS: Metal-semiconductor interfaces, UPS, XPS