

Si:Pd 深能级的研究

阮圣央 周 洁 张砚华 吉秀江
郑秉茹 李树英 杨锡权 谭 飞

(中国科学院半导体研究所)

1983年6月2日收到

提 要

用三种钯源对 p^+nn^+ 和 n^+pp^+ 硅二极管进行了扩散掺杂,并用深能级电容瞬态谱仪(DLTS)对它们作了测量。在适当的工艺条件下,在各类样品中均观察到能量为 $E_c - 0.37\text{eV}$ 和 $E_c - 0.62\text{eV}$ 两个浓度居统治地位的新的电子陷阱能级。从实验上证明了以上两个能级确实是由进入硅点阵中的钯杂质所引起,并确定了它们和文献报道过的 Si:Pd 能级间的相互转化关系。由这些能级的产生条件,退火特性以及电学测量结果来看,这两个新能级应分别与硅中间隙钯所引起的两种不同荷电态的施主中心相对应。

一、引 言

在硅和许多其他的半导体材料中,过渡元素杂质常常是主要的沾污来源,但有的也被当作重要的工艺杂质而加以利用。无论从实用上或理论上,有关过渡元素杂质行为的研究一直是很受重视的。硅中 $3d$ 过渡金属杂质近年来已被许多作者详细研究,并作了总结性评述^[1]。钯属于具有更复杂电子壳层结构的 $4d$ 过渡元素。二十多年来,曾有几组作者报道过他们对 Si:Pd 深能级研究所得的结果^[2-13]。有的作者^[10]还进一步提出,在可控硅和大功率整流器的制造中,钯可望作为亚微秒级载流子寿命的控制杂质而加以利用。在这些文章中,先后报道过好几种被认为是钯杂质能级的数据(见表1)。除热处理所产生的次级能级外,原始 Si:Pd 能级的数据基本上处于导带下 $0.18-0.22\text{eV}$ 和价带上 $0.3-0.34\text{eV}$ 两组范围内。由于分散性不算很大,所以一般作者都容易认为他们的结果是彼此一致的。

本文将报道我们在 Si:Pd 深能级研究中所获得的部分结果。其中主要包括:对两个新发现能级电学参数和退火行为的测量,对与它们相联系的深中心结构和荷电状态的判别,同时也对文献报道过的一些能级的来源提出了怀疑。

二、样品制备

分别采用直拉(CZ)和区熔(FZ)生长,用磷或硼作浅掺杂以及不同电阻率($3-300\ \Omega\text{cm}$)的无位错硅单晶作为基底来制成 p^+nn^+ 和 n^+pp^+ 二极管。已作成二极管结构的单

表 1 Si:Pd 能级参数报道情况

能级位置 (eV)	荷电状态	作 者
$E_p + 0.34(?)$		R. O. Carlson(1957)
$E_p + 0.34(0.334)$ $E_c - 0.18(0.195)$ 退火能级: $E_p + 0.17$ $E_c - 0.28$	受 主 受 主 受 主	M. S. Yunusov 等 (1973—1978)
$E_p + 0.3$ $E_c - 0.22$	施 主 受 主	J. A. Pals (1974)
$E_p + 0.33$ $E_c - 0.22$ $E_p + 0.32$	施 主 受 主 受 主	Lingkon So 等 (1977, 1978)
$E_c - 0.20$	受 主	M. Pugnet 等(1976)
$E_c - 0.23$		孙恒慧等(1981)
$E_c - 0.37$ $E_c - 0.62$ 退火能级: $E_c - 0.18$ $E_c - 0.22$ $E_p + 0.33$	施 主 双 施 主	本 文

晶片被分割成大约 $10 \times 10 \text{mm}^2$ 的小片, 作为掺钨实验的衬底。

采用过三种不同来源的钨掺杂剂。它们是用射频溅射覆盖在样品表面的金属钨, 涂复在样品表面并烘干了的氯化钨的盐酸溶液和硝酸钨的水溶液。这些掺杂剂分别出自不同的生产厂家。

掺钨实验在置于石英管道中的石英舟内进行, 扩散温度在 $900-1000^\circ\text{C}$ 中选取, 管道内流通高纯(99.999%)氮气, 加热时间为 0.5—2 小时。到达预定时刻后, 将舟拉出, 使样片迅速淬火冷却到室温。所得样片在去除表面层后, 在室温附近电镀或蒸发金属层作电极, 最后划分为 $1-3 \text{mm}^2$ 面积的管芯, 供测量用。

为了提供比较, 先后用过三套石英掺杂容器, 并在使用新容器前, 先进行一些单纯淬火实验, 即在同样的二极管衬底样片上不覆盖钨源, 只按照与钨扩散工艺相同的热历史作热处理。对这样的淬火样品以及未经任何处理的原始二极管衬底样品也作了相应的 DLTS 测量。

三、测量结果

在所进行的数十次不同工艺条件搭配的实验中, 在绝大多数样品上得到了相当一致的结果(见图 1(a)、(b))。现综述如下:

1. 在各种 p^+nn^+ 结构的掺 Pd 样品中均观察到两个经常居统治地位的新的电子陷阱

能级,其能级位置分别为 $E_{TA} = E_c - 0.37\text{eV}$ 和 $E_{TB} = E_c - 0.62\text{eV}$, 电子发射率对温度的函数关系分别为 $c_{nA}(T) = 1.8 \times 10^8 T^2 \exp(-4.34 \times 10^3/T)$ 和 $c_{nB}(T) = 3.6 \times 10^6 T^2 \exp(-7.17 \times 10^3/T)$.

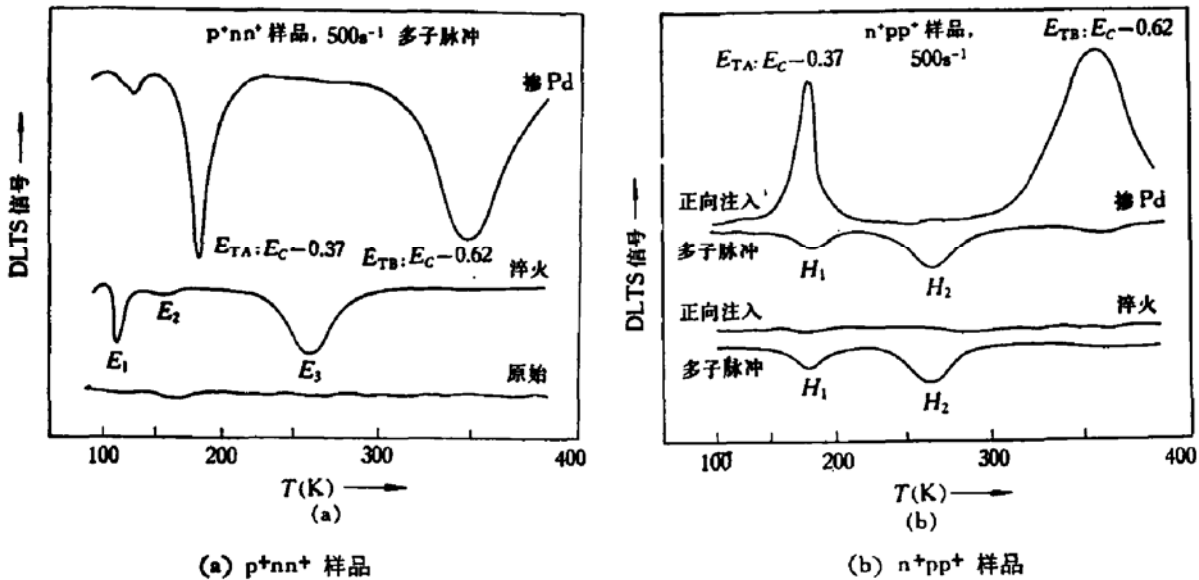


图1 掺 Pd、淬火和原始的硅二极管样品的 DLTS 谱

2. 在只淬火的 p^+nn^+ 样品中,仅观察到 E_1 、 E_2 和 E_3 等电子陷阱能级,它们的能量分别为 $E_c - 0.23\text{eV}$, $E_c - 0.26\text{eV}$ 和 $E_c - 0.43\text{eV}$. 这些陷阱峰出现的温度与上述 E_{TA} 和 E_{TB} 明显不同,其他参数也差别甚大,所以我们确认它们和 E_{TA} 、 E_{TB} 不是由相同的深中心所引起. 换句话说,就是在只淬火的 p^+nn^+ 样品中不存在 E_{TA} 和 E_{TB} 对应的深中心.

3. 在各种 n^+pp^+ 掺钯样品中均观察到两个浓度经常居统治地位的新的电子陷阱能级. 这两个能级的能量以及各种温度下 $c_n(T)$ 的绝对数值均与 p^+nn^+ 掺钯样品中出现的 E_{TA} 和 E_{TB} 能级相一致. 在后面的讨论中我们将会列出更多的理由,说明在 p^+nn^+ 和 n^+pp^+ 二极管中测出的这两个主能级事实上是由同样结构的 Pd 杂质中心所引起的.

4. 在只淬火的 n^+pp^+ 样品中,仅观察到 $H_1 = E_v + 0.34\text{eV}$ 和 $H_2 = E_v + 0.44\text{eV}$ 两个主要的空穴陷阱,而没有明显的电子陷阱,因此也不存在掺 Pd 样品中两个主能级所对应的深中心.

5. 在原始二极管样品中也不存在上述 E_{TA} 、 E_{TB} 能级对应的深中心.

6. 在 167K 温度下,在 p^+nn^+ 样品内测得 E_{TA} 和 E_{TB} 能级对电子的俘获截面分别为 $\sigma_{nA} = 1.3 \times 10^{-14}\text{cm}^2$ 和 $\sigma_{nB} = 8.1 \times 10^{-16}\text{cm}^2$. 在 n^+pp^+ 样品内测得对应的两个主能级的空穴俘获截面分别为 $\sigma_{pA} = 1.3 \times 10^{-17}\text{cm}^2$ 和 $\sigma_{pB} = 1.1 \times 10^{-23}\text{cm}^2$. 这些俘获截面随温度的变化不很剧烈. 有关俘获截面的测量细节以及仔细分析我们打算在别的报告中介绍.

7. 在同样掺 Pd 工艺条件下,在 n^+pp^+ 和 p^+nn^+ 样品中出现的两个主能级的态密度在数量级上相仿. 在我们的工艺变动范围内,它们一般是在 $5 \times 10^{12} - 5 \times 10^{14}\text{cm}^{-3}$ 范围内变化.

四、热处理实验

将含有 E_{TA} 和 E_{TB} 能级的两种结构的掺 Pd 二极管作了 20 分钟等时退火实验, 退火温度在 100—560°C 范围内选取。用 DLTS 监测了每次退火后的结果。所得谱图如图 2 (a)、(b) 所示。

从图 2(a) 可看到, 在 p^+nn^+ 样品中的 E_{TA} 和 E_{TB} 峰在 100°C 退火后即有所降低。随退火温度的升高它们下降得非常快。到 160°C 时, 实际上已找不到它们的踪迹, 而只在与 E_{TA} 峰位置很接近的地方留下另一热稳定性强得多的能级 E_{TE} , 它的能量为 $E_c - 0.33\text{eV}$ 。在同样退火温度范围内, 在谱图低温端的两个不引人注目的小峰 E_{TC} 和 E_{TD} 迅速升高, 并变成主要的能级峰, 它们的能量分别为 $E_c - 0.18\text{eV}$ 和 $E_c - 0.22\text{eV}$ 。在以后相当一段温度范围内这种状态保持稳定。在 400°C 以上退火则会使 E_{TC} 峰消失, 并促成 E_{TD} 峰的进一步升高。之后直到 560°C, E_{TD} 和 E_{TE} 都维持基本不变。

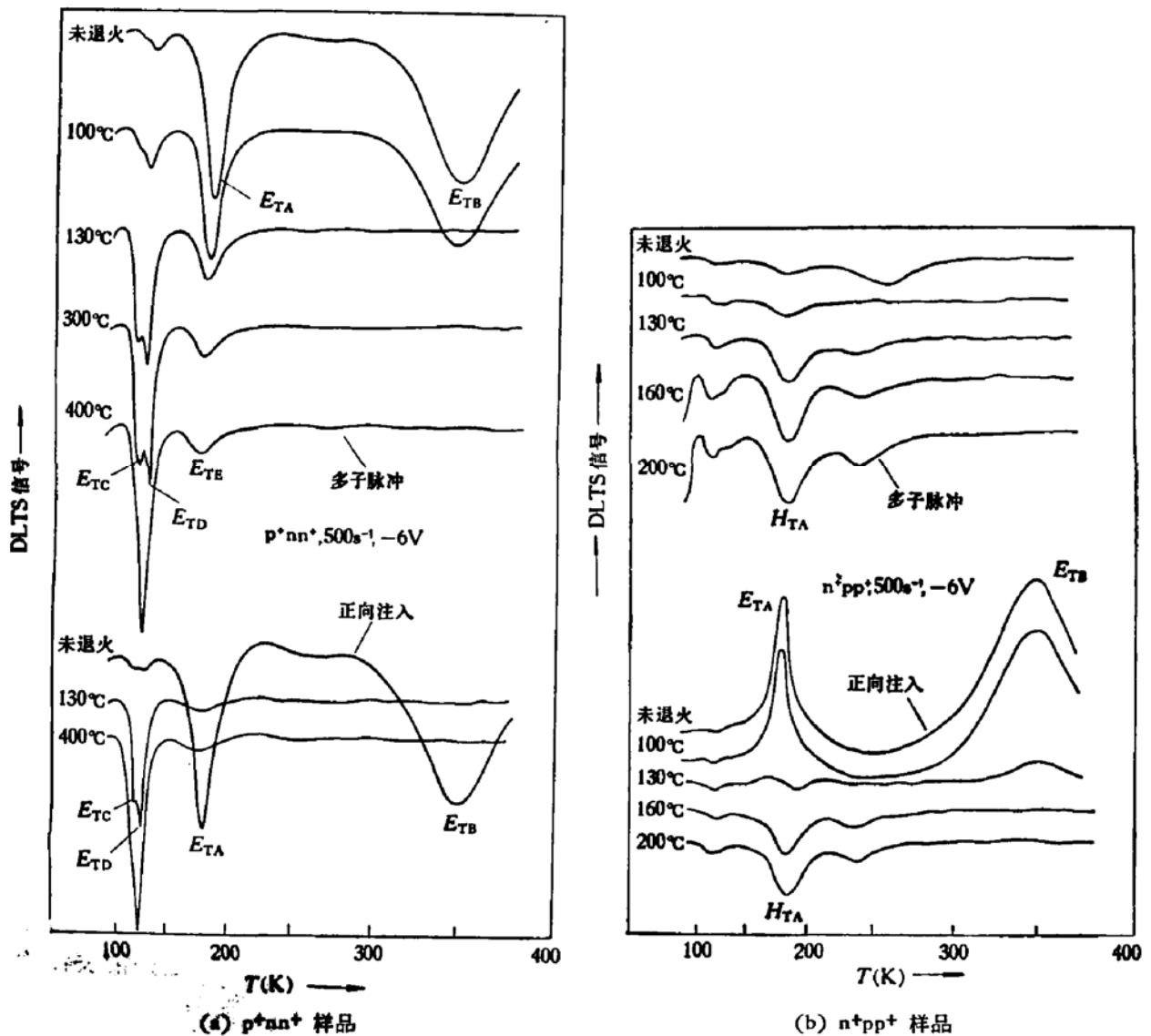


图 2 掺 Pd 的硅二极管在不同温度下作 20 分钟等时退火后的 DLTS 测量结果

图 2(b) 反映了类似的情况。在 n^+pp^+ 样品中，在 $100-160^\circ\text{C}$ 退火温度范围内 E_{TA} 和 E_{TB} 峰下降并迅速消失，而能量为 $E_v + 0.33\text{eV}$ 的空穴陷阱峰 H_{TA} 突起并上升。后者一直到 560°C 以上尚可保持。

图 3(a)、(b) 画出了以上几个能级的态密度随退火温度的变化曲线，其中清楚地显现出上述两个特征温度转变范围。

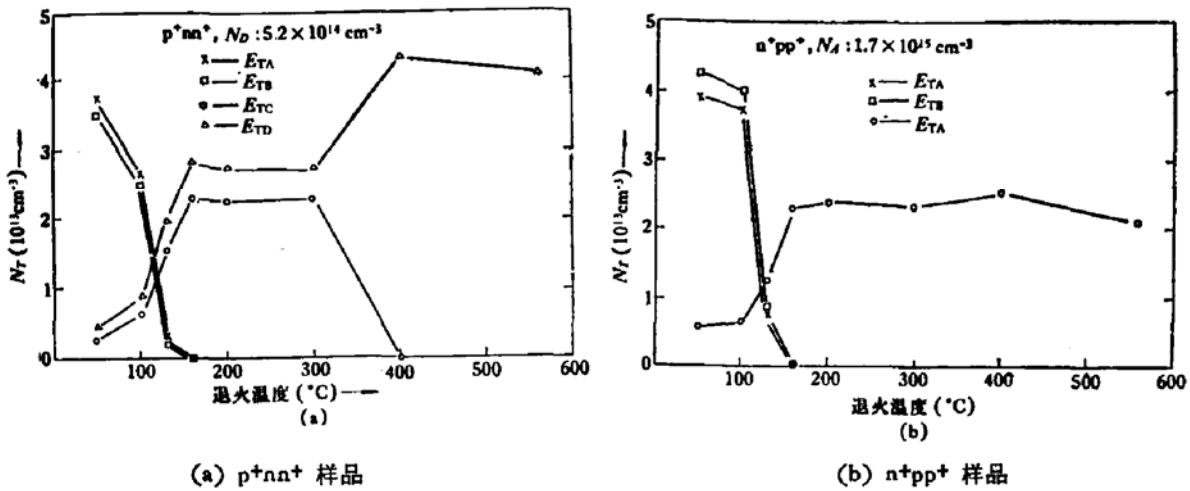


图 3 在 20 分钟等时退火后，掺 Pd 的硅二极管中各深能级态密度随退火温度的变化

值得注意的是，在经过热退火后，由 E_{TA} 和 E_{TB} 这两个能级转化而来的能级 E_{TC} 、 E_{TD} 和 H_{TA} ，在能量上与文献报道过的 Si: Pd 能级间相当一致(参见表 1)。如果我们在制作样品时，在高温扩 Pd 后把淬火速度有意放慢些，则在结果中将看不到 E_{TA} 和 E_{TB} 能级，而只能出现文献报道过的那几个能级，和退火实验的效果相同。

仔细查看一些文献中掺 Pd 样品的制备工艺，可以发现，有的作者没有使用足够快的淬火速率，还有的作者在 Pd 扩散之后又接着使用了某些热工艺(如合金电极等)，因此，在他们的结果中只出现 E_{TC} 或 E_{TD} 、 H_{TA} 等能级而无 E_{TA} 和 E_{TB} 能级是很自然的。

图 4 反映随退火温度的升高上面两类样品在室温下静态电容的变化情况。可以看到，在 $100-160^\circ\text{C}$ 退火温度范围内，与 E_{TA} 和 E_{TB} 能级消失及 E_{TC} 、 E_{TD} 能级增生的同时， p^+nn^+ 二极管样品的结电容产生一个明显的下降台阶，而 n^+pp^+ 二极管样品的结电容却变化不大。

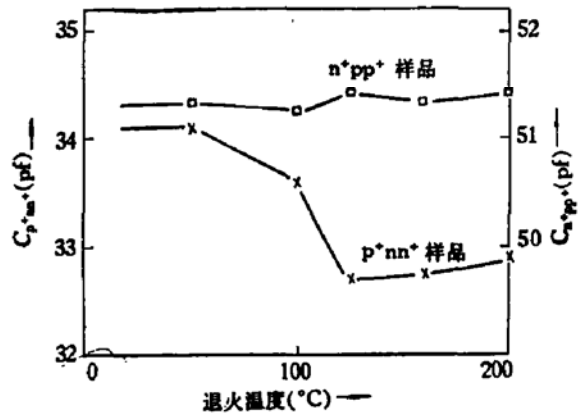


图 4 在 20 分钟等时退火后，掺 Pd 二极管的静态电容随退火温度的变化

最后，我们把经 560°C 退火的样品除去两面电极，并将两面的 n^+ 和 p^+ 硅层腐蚀掉约 $10\mu\text{m}$ 厚的一层，在 920°C 下加热 20 分钟然后快速淬火，之后我们发现，退火消失掉的 E_{TA} 和 E_{TB} 能级又重新出现，而退火中增殖起来的那些能级又趋于消失。可见在我们发现的 E_{TA} 和 E_{TB} 这两个新能级与文献报道过的那一组能级之间存在着一种可逆的热转

化关系。

五、讨 论

以下的讨论中我们将涉及有关两个新能级来源的某些本质性的判别。一般来说,在缺乏电子顺磁共振(EPR)数据的情况下,要作这样的判别往往是困难的。但由于我们在实验中已发现有关它们生成、转化和电学参量上的某些鲜明特征,加上以往许多工作所提供的资料,进行这样的判别还是有相当基础和依据的。以下我们便来作这样的讨论:

1. 首先把 n^+pp^+ 和 p^+nn^+ 样品中所发现的对应的新能级加以比较,发现它们不但能级位置相同,在各个温度下 ϵ_n 的绝对数值也相等,此外我们还特别注意到它们均只在含 Pd 的硅单晶经高温快速淬火后才生成,并可在同样的温度范围内被退火消失。这一系列的类似决非偶然,这表明无论是在 P 型或 n 型材料中,所发现的新能级对应着同样的深中心。因此,本文用统一的记号 E_{TA} 和 E_{TB} 来命名 p^+nn^+ 和 n^+pp^+ 样品中所发现的两个新能级是合理的。

2. 从 E_{TA} 和 E_{TB} 能级的产生既和硅材料及钯掺杂剂的类型、来源无关,也和二极管结构的制作及钯扩散所用的工艺设施无关的事实,特别是在只淬火的样品中以及原始二极管衬底中它们均不出现的事实,说明它们既不是由原始硅材料中的残留杂质引起,也不是由样品制备中的工艺沾污所引起,更不是由热淬火所产生的单纯结构缺陷或某种激活了的非 Pd 杂质所引起。所以我们判断 E_{TA} 和 E_{TB} 只能是由掺入硅晶体中的钯杂质中心或与钯有关的某种缺陷组态所引起。

3. 从 E_{TA} 和 E_{TB} 的产生既和硅材料的生长方式,也和浅掺杂的类型与多寡无关的事实,说明它们对应的中心不是磷和硼的络合物,在一定程度上也和氧、碳等杂质无关。

4. 三个老能级曾被许多文献认定和钯有关,本文则判断了两个新能级和钯有关。我们从实验中所看到的新、老能级间可互相热转化的事实,不但对这两组能级与钯杂质之间的关联作了更进一步的相互印证,而且还说明两组能级分别反映着钯原子在硅点阵中存在状况的不同侧面。

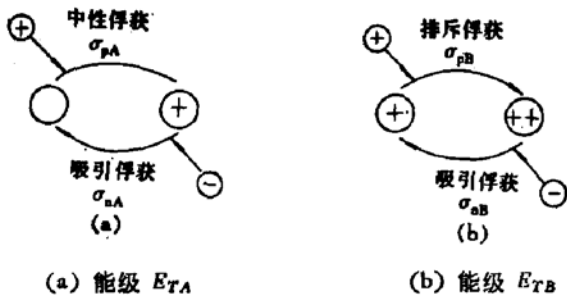
5. 一般认为,许多深杂质的快扩散特性都是由作为主要扩散形式的间隙运动所造成,在过渡元素中这种特点尤为突出。最近, Eicke R. Weber^[1] 对硅中 3d 过渡金属杂质的行为作了较全面的评述,其中特别提到,“所有 3d 过渡金属不仅是以间隙形式扩散进入 Si 中,而且在高温下还宁愿以同样形式停留在热平衡的间隙位置上。”综合许多文献的结果,可以一般地说,间隙状态是高温下过渡元素在半导体点阵中主要的存在和运动形式。本文所观察到的 E_{TA} 和 E_{TB} 能级既然是含钯材料在高温快速淬火后的产物,就应当反映高温下钯原子在硅点阵中的存在状态。由此可以自然地想到,这两个新能级应与钯在硅点阵中的间隙状态相关联。

6. 许多过渡元素的间隙态不仅在高温下,而且在较低温度甚至在室温下也表现出显著的迁移现象^[1],这种迁移促成它向更稳定的状态转化。如 3d 过渡金属中, Co、Ni、Cu 等的间隙态在 Si 样品淬火期间即全部消失, V、Cr、Mn 和 Fe 等能部分地保留其间隙态,但在室温附近也能觉察到逐渐蜕变的行为。这些间隙态蜕变的结果是生成某些与浅杂质的

络合物或者非电活性的沉淀. 考虑到高温淬火冷却的材料中包含有大量过饱和的空位, 间隙杂质与空位相互作用而生成替位也可能是促成这种转变的一条途径. 对 5d 过渡金属中的 Au 来说, 人们常常认为, 它在 Si 中的扩散是以间隙态开始而以替位态的形成告终. 把本文的 E_{TA} 和 E_{TB} 能级和这些相对照, 它们在 100°C 即被明显退火, 室温长期存放的样品内也能观察到逐渐蜕变行为, 这就同样体现出其他过渡元素间隙态在较低温度下的不稳定性; 另外它们转化生成的几个老能级被文献普遍认为是相应于钯的替位状态^[1-12](在本文讨论的最末我们将会提到, 这几个能级也可根据某些迹象而被怀疑为是钯和浅杂质的络合对所引起). 与其他过渡元素杂质行为的一系列相似性, 使我们更有理由相信, 这两个新能级确是由硅点阵中的间隙钯中心所引起.

7. 从 E_{TA} 的热俘获截面数据看到, 它的 $\sigma_{nA} = 10^3 \sigma_{pA}$, 且 $\sigma_{nA} = 1.3 \times 10^{-14} \text{cm}^2$, 这样

大的数值具备库仑吸引中心俘获载流子的典型特点, 而 $\sigma_{pA} = 1.3 \times 10^{-17} \text{cm}^2$ 是在中性中心能表现的范围以内. 由此我们推测, E_{TA} 能级所对应的是能在中性态和带一个正电子电荷状态之间转化的单施主态中心. 这样的模型见图 5(a).



(a) 能级 E_{TA} (b) 能级 E_{TB}
图 5 能级 E_{TA} 和 E_{TB} 所对应的深中心荷电态模型

8. 能级 E_{TB} 的两个热俘获截面相差更悬殊, $\sigma_{nB} > 10^7 \sigma_{pB}$. 且 $\sigma_{pB} = 1.1 \times 10^{-23}$

cm^2 , 这样小的数值具备库仑排斥中心俘获载流子的显著特点, 而 $\sigma_{nB} = 8.1 \times 10^{-16} \text{cm}^2$ 是在吸引中心可表现的范围以内. 由此我们推测, E_{TB} 能级所对应的是能够在带一个和带两个正电子电荷之间转化的双施主态中心. 这样的模型示于图 5(b).

9. 在介绍热处理实验时曾指出, 在 100—160°C 退火温度范围内, 随着 E_{TA} 和 E_{TB} 能级转化为 E_{TC} 和 E_{TD} 能级, p^+nn^+ 二极管样品的静态电容明显下降. 鉴于 E_{TC} 和 E_{TD} 已被文献普遍认为是受主能级, 而我们上述的模型认为 E_{TA} 和 E_{TB} 具有施主荷电性质, 因而这样退火将使结耗尽区中正电中心总数减少, 所以样品电容的下降是很自然的. 这种与实验的一致性又从另一方面说明了上述模型的合理性.

10. 本文实验测得的 E_{TB} 能级位置在 $E_c - 0.62\text{eV}$, 在硅中它已在带隙中线以下. 一般说来, 它应当表现为空穴发射陷阱. 但根据其 $\sigma_{nB}/\sigma_{pB} = 7.4 \times 10^7$, 可求出我们在另一篇报告^[13]中所提到的称为“修正本征费米能级”的能量参数

$$E_i^* = E_i - \frac{kT}{2} \ln \frac{g \sigma_n \langle V_n \rangle}{\sigma_p \langle V_p \rangle} \cong E_i - 9kT$$

式中 E_i 为本征费米能级, g 为简并因子, $\langle V_n \rangle$ 和 $\langle V_p \rangle$ 分别为电子和空穴的热运动平均速率. 那篇报告曾指出, E_i^* 可作为区分电子发射陷阱和空穴发射陷阱的更准确判据. 这里的 E_{TB} 能级虽已在带隙中线以下, 但仍在 E_i^* 之上, 这就是为何在本文 DLTS 谱中它仍旧表现为一个典型电子发射陷阱的根本原因.

11. 由本文图 2(a), 在 130—300°C 退火的 p^+nn^+ 样品中, 在 DLTS 谱上可明显区分出能量为 $E_{TC} = E_c - 0.18\text{eV}$ 和 $E_{TD} = E_c - 0.22\text{eV}$ 这两个位置较接近的能级. 它们的退火温度不同说明它们不是由同一中心所引起, 但它们相互之间以及和别的 Si: Pd 能级

间的可转化关系又说明它们都和 Pd 有关, 并分属 Pd 在 Si 中的两种不同组态。以往文献对 n 型 Si 中的 Pd 杂质能级都只报道了一个, 并且数值有分散。本文所得到的结果可对此予以澄清。

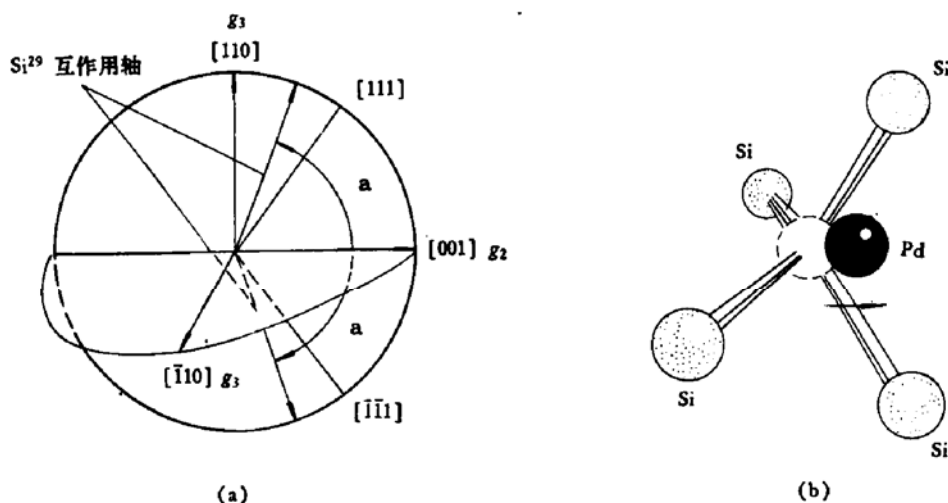


图 6 从 EPR 实验所推出的 Si: Pd 受主中心的几何模型

12. Woodbury 等^[3]曾在 1962 年从 EPR 实验的结果提出过 Si 中 Pd 受主中心的几何模型。他们认为, Pd 原子在 Si 点阵中处于一个略有畸变的替位位置上(见图 6)。由于当时有关 Si: Pd 能级电学参数的测量尚不够成熟, 作者只能依据溶解度数据的近似, 判断他们的模型与 Carlson^[2]测得的 $E_v + 0.34\text{eV}$ 能级相对应。但根据我们的实验结果(见图 2), 只有在 P 型样品中才存在这一能级, 而 Woodbury 却在 P 型样品中观察不到他们据以构筑该模型的 EPR 信息, 相反只在 n 型样品中才能观察到。此外, 文献公认 n 型样品中测得的 Pd 能级是受主中心所贡献(见表 1), 而对 P 型样品中的却各说不一。根据以上理由, 我们认为 Woodbury 有关 Pd 受主的 EPR 结果显然不应与 $E_v + 0.34\text{eV}$ 能级相对应, 而应与 n 型样品中能出现的 $E_c - 0.18\text{eV}$ 或 $E_c - 0.22\text{eV}$ 能级相对应。由于这三个“老能级”的形成似乎和浅杂质之间有某种关联, 而且近年来在有关过渡金属杂质特性的研究中, 发现过不少过渡金属填隙中心经热蜕化转变为这种元素与浅杂质络合体的例子, 因此把这几个能级归之于钯和浅杂质的络合体也不是没有可能的。有关这方面的研究我们正在进行之中。

六、结 论

1. 在硅点阵中的钯杂质可形成新的组态, 这些组态引起 $E_c - 0.37\text{eV}$ 和 $E_c - 0.62\text{eV}$ 两个新的深能级。
2. 这两个新能级分别由单和双荷电施主中心所引起。
3. 这两个新能级来源于钯原子在硅点阵中的间隙状态, 这种状态是高温下 Pd 在 Si 中的主要存在形式。
4. 间隙 Pd 在 Si 中具有不稳定性, 它所引起的新能级和文献报道过的老能级间可以

实现相互间的热转化。

5.对几个老能级是否如早先所认为的那样,是由Pd替位中心所引起的问题,还值得进一步考查。

本工作受到黄昆和林兰英教授的指导和支持,王正元、李远镜、陈书南同志协助制作了样品,梁荫熹同志帮助查阅资料,与陈廷杰、吴荣汉同志进行过有益的讨论,在此表示深切的谢意。

参 考 文 献

- [1] Eicke R. Weber, *Appl. Phys.*, **A30**, 1(1983).
- [2] R. O. Carlson 的结果.
- [3] H. H. Woodbury and G. W. Ludwig, *Phys. Rev.*, **126**, 466 (1962).
- [4] S. A. Azimov, M. S. Yunusov, N. A. Tursunov and N. A. Sultanov. *Sov. Phys. Semicond.*, **6**, 1252 (1973).
- [5] M. S. Yunusov and N. A. Tursunov, *Sov. Phys. Semicond.*, **8**, 47 (1974).
- [6] A. A. Lebedev, M. S. Yunusov, A. T. Mamadalimov and N. A. Tursunov, *Sov. Phys. Semicond.*, **8**, 442 (1974).
- [7] J. A. Pals, *Solid-State Electron.*, **17**, 1139 (1974).
- [8] B. A. Kotov, M. S. Yunusov and V. A. Shakirov, *Sov. Phys. Semicond.* **10**, 1032 (1976).
- [9] Lingkon So and Sorab K. Ghandhi, *Solid-State Electron.*, **20**, 113 (1977).
- [10] Lingkon So, J. Stanley Whiteley, Sorab K. Ghandhi and B. Jayant Baliga, *Solid-State Electron.*, **21**, 887 (1978).
- [11] M. S. Yunusov et al., *Sov. Phys. Semicond.*, **12**, 1423 (1978).
- [12] M. Pugnet, J. Barbolla, J. C. Brabant, F. Saint-Yves, and M. Brousseau, *Phys. Status Solidi (a)*, **35**, 533 (1976).
- [13] 孙恒慧等,《半导体学报》, **2**, 107(1981).
- [14] 中国科学院半导体所研究报告:《深能级电容瞬态谱仪研制报告》(1980),阮圣央等,(未发表).
- [15] 阮圣央等:《深中心行为图形表示方法的探讨》,《半导体学报》, **4**, 531(1983).

A Study of the Deep Levels in Si:Pd

Ruan Shengyang, Zhou Jie, Zhang Yanhua,
Ji Xiujiang, Zheng Bingru, Li Shuying, Yang Xiquan and Tan Fei
(*Institute of Semiconductors, Academia Sinica*)

Abstract

The Pd-doped p^+nn^+ - and n^+pp^+ -Si diodes have been prepared by means of diffusion with three kinds of Pd dopant, and have been measured by deep level transient spectroscopy (DLTS). Under appropriate technological conditions two new dominant electron trap levels are observed in all the samples. It is proved by experiment that the two levels are undoubtedly attributed to Pd-impurity in the lattice of silicon, and that they have a certain mutual transferable relationship with other Si:Pd levels reported by the other authors. Taking into consideration the generation, the annealing behaviors and the electric characteristics of these two new levels, we suggest that they should be corresponding respectively to the two different charged states of a donor centre due to the interstitial Pd levels in silicon.