

硅中“氢-缺陷络合物”施主行为的研究

王正元 林兰英

(中国科学院半导体研究所)

1981年11月4日收到

提 要

通过电学、光学和深能级瞬态谱(DLTS)的测量,研究了硅中“氢-缺陷络合物”施主的行为.测得了同氢有关的三个能级: $E_c - 0.026\text{eV}$ 、 $E_c - 0.037\text{eV}$ 、 $E_c - 0.265\text{eV}$.证实该施主中心的产生,跟材料中硅氢键以及某种结构正在研究的特定缺陷的存在密切相关.还通过多方面实验证实,它同已知的“450°C退火形成的氧施主”完全不同.最后指出,利用在氢气中区熔生长的NTD硅来研究孤立氢原子在硅中的行为,比用其他方法更为有利.这为氢在硅中的电活性提供了新的证据.

一、引 言

氢在硅中会呈现施主行为吗?长期以来,基于氢核(质子)对它外面的电子束缚很紧,人们认为它的电离能比一般浅中心要高出几十倍.直到七十年代,随着氢被用来抑制区熔硅单晶中漩涡缺陷的形成,由于观察到氢对非晶态硅的行为影响极大,还发现原子氢能使硅中的点缺陷钝化,从而在器件制造中得到应用,加上各种射线的辐照技术已经应用到半导体工艺中来,这些都促使有关氢在硅中状态的研究深入发展.

1971年,终于第一次获得了关于氢的电活性的直接实验证据^[1], Zohta 等人在被质子轰击后,又经300°C左右退过火的p-n结中,测出位于导带以下(26±1)meV的一个浅施主能级.他们把它归结为“局限在硅晶格的某种特殊位置上的氢原子”的贡献.后来Konozenko等人^[2]用高能电子辐照含氢的硅,从其电导的变化,间接推断是跟氢有关的施主中心在起作用.但是,正如综述氢在硅中行为的文献[3]指出,“直到目前,有关单晶硅中跟氢有关的缺陷中心的电子结构,还是了解很少的.”

我们在文献[4]中得到,在氢气中区熔生长的NTD硅里,在一定的退火阶段中存在有“氢-缺陷络合物”施主,并测出其激活能是:450°C退火后为26meV;500°C退火后为26meV和37meV,呈双浅施主能级.在此基础上,本文进一步证实这种施主中心的产生跟材料中硅氢键的存在密切相关.并且通过一系列实验,把它同已经被人们充分揭示了的、硅中“450°C退火而形成的氧施主”相比较,证实这两种施主中心完全不同.我们强调指出,利用在氢气中区熔生长的NTD硅来研究氢在硅中的电活性,比用其他方法(如离子注氢,即质子轰击,氢化非晶态硅、电子轰击等)更为有利.

二、实 验

1. 样品 把一根 n 型、电阻率 $> 1000 \Omega \cdot \text{cm}$ 、少子寿命 $> 1000 \mu\text{s}$ 、在氢气中区熔生长的硅单晶(含氧量低于 $5 \times 10^{15} \text{cm}^{-3}$, 含碳量低于 $2 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$)切成三段: A 段和 B 段分别在重水反应堆和轻水反应堆中进行中子嬗变掺杂 (NTD); C 段不经过中子掺杂。经过 650°C 退火之后, 从 C 段上再切下一段, 放到轻水堆中进行中子掺杂, 掺杂条件同 B 段, 称之为 D 段。有关数据见表 1。

表 1 样品中子掺杂的条件

编号	掺杂说明	$\phi_{th} \cdot t / \text{cm}^2$	R	$\phi_f \cdot t / \text{cm}^2$	$\rho_i \cdot \Omega \cdot \text{cm}$	$l \text{ mm}$	$T_D / ^\circ\text{C}$	备 注
A	重水堆 NTD	9.7×10^{16}	~ 100	$\sim 9.7 \times 10^{16}$	~ 190	43	~ 140	
B	轻水堆 NTD	1.8×10^{17}	~ 5	$\sim 3.6 \times 10^{16}$	~ 150	43.6	~ 40	
C	未 经 NTD	0	0	0	~ 1100	56.6	—	
D	轻水堆 NTD	1.8×10^{17}	~ 5	$\sim 3.6 \times 10^{16}$	~ 150	25	~ 40	预经 650°C 退火

ϕ_{th} 是热中子通量, $\phi_{th} \cdot t$ 是其积分通量;

R 是反应堆相应孔道的热快(中子通量)比;

ϕ_f 是快中子通量, $\phi_f \cdot t$ 是其积分通量;

ρ_i 是由热中子积分通量决定的目标电阻率;

l 是样品厚度;

T_D 是中子掺杂时, 样品的温度。

2. 等时热处理 A、B、C 样品依次进行如下温度的热处理: 室温、 100°C 、 150°C 、 200°C 、 250°C 、 300°C 、 350°C 、 400°C 、 450°C 、 500°C 、 550°C 、 600°C 、 650°C , 各恒温 30 分钟。每次退火前均经清洗、腐蚀、抛光; 各次退火后均进行有关测量。然后再做下一次退火。

D 样品在 NTD 后切成 2mm 左右厚的片子, 分别在 400°C 、 450°C 、 500°C 、 550°C 、 600°C 、 650°C 、 700°C 温度下做 30 分钟的等时退火。

所有热处理都在高纯氮气中进行。

3. 室温电阻率测量(四探针)

4. 红外吸收光谱测量 在 PERKIN-ELMER599 型“红外自动记录分光光度计”上, 测量了 A、B、C 样品的中红外 ($4-5.5 \mu\text{m}$ 波长) 吸收光谱(空气参比), 测量在室温下进行。

5. 变温霍尔测量 冶金部有色金属研究院协助, 利用液氮致冷, 重复两次进行从 20K 起的变温霍尔测量, 校准经 500°C 退火的 B 样品中的浅施主能级。

6. 深能级测量 在本所制造的深能级瞬态谱仪上, 测量了 A、B 样品的深能级瞬态电容谱 (DLTS), 由此得到相应的电子陷阱的能级位置、俘获截面和态密度。

三、实验结果

A、B、C、D 样品的电阻率, 随退火温度变化的依从关系, 以电阻率相对值 ρ / ρ_0 (ρ_0

表 2 H₂ 中 FZ 硅里红外吸收峰的分类及其退火行为

分 类	IR 峰波数 cm ⁻¹	含有该峰 的样品	退火过程中 IR 峰变化的特征温度℃				说 明
			出 现	达到极大	明显减小	消 失	
1. A、B、C 共有的 Si-H 特 征峰	2205	A、B、C	室温*	—	600	650	氢处于六角间隙
	2187	A、B、C	室温	—		600	
	2117	A、B、C	室温*	—	600	650	氢处于四面体间隙
	1992	A、B、C	室温	—		550	氢处于反键间隙
	1942	A、B、C	室温*	—	600	650	
2. A、B 共 有的中子 辐照缺陷 峰	2062	A	(100)	200*	350	450	从 2045cm ⁻¹ 峰分裂出来
		B	100	250*	400	500	
	1975	A	室温	—	300	400	
		B	室温	—	300	400	
	1922	A	100	—		250	
		B	100	—		250	
3. B 特有 的辐照缺 陷峰	2045	B	室温*	—		100℃ 分裂	分裂为 2062cm ⁻¹ 等峰
	1889	B	室温	—	200	250	
	1857	B	室温	—	200	250	
	1827	B	室温*	—	200	250	
4. 二次缺 陷峰	2150	A	室温	400*	500	550	350℃ 退火后突然变大
		B	室温	450*		550	400℃ 退火后突然变大
		C	400	—		550	
	2100	A	400	450		500	
		B	450	500		550	
	1966	A	250	400		450	
		B	250	400		500	
	1956	A	350	450		550	
B		400	500*		550		

* 表示此时该峰很强。

为目标电阻率或最终稳定电阻率) 的形式示于图 1。

A、B、C 样品的中红外吸收光谱(波长为 4—5.5 μm) 分别示于图 2、图 3 和图 4。从图中观察到的吸收峰的退火行为及其分类情况归纳在表 2 之中。要指出的是, 经 650℃ 退火之后, 所有这些峰都消失了。

经 500℃ 退火 30 分钟的 B 样品, 变温霍尔测量的结果 $nT^{-3/2} = f\left(\frac{1000}{T}\right)$ 示于图 5。

在经 400℃ 退火的 A 样品及 450℃ 退火的 B 样品上, 制备肖特基势垒后, 测量了各自

的 DLTS 谱。其中，B 样品的结果示于图 6。据此谱整理得到的 Arrhenius 图示于图 7。

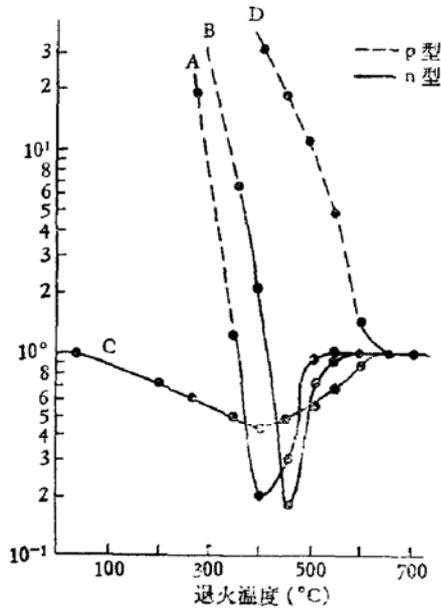


图 1 A、B、C、D 样品的电阻率随退火温度的变化

由 A、B 样品的 Arrhenius 图计算得到的陷阱参数见表 3。样品为 n 型，测得的是电子陷阱。

四、讨 论

1. 关于“氢-缺陷络合物”施主的行为

(1) “氢-缺陷络合物”施主电学行为的特征。

从图 1 及文献 [4] 看到，在 350—600°C 退火阶段中，“氢-缺陷络合物”施主决定了 H_2 中区熔生长的 NTD 硅的导电行为。根据电阻率、载流子浓度随退火温度的变化来判断：在这种样品中，300°C 左右退火后，该施主中心即已开始起作用；在 400°C 退火后，其浓度达到最大值；在 550°C 左右退火后，它便分解，以致消失了。至于高于 650°C 退火，在 H_2 中生长的硅中可能产生“异常腐蚀坑”，从而影响用它所制备的器件的性能，这个问题不在本文讨论范围之内。

为了校准文献 [4] 的结果，我们又在液氮致冷条件下，测量了 500°C 退火后 B 样品中的施主能级。结果是：除了 $\Delta E_1 = 26\text{meV}$ 的能级外，从 25K 开始，还观察到 $\Delta E_2 = 37\text{meV}$ 的第二能级。前者同 Zohta 等人 [1] 在质子轰击过的硅中得到的结果一致；后者则是我们首先发现的。Young 等人 [5] 报道过，在原始掺铝、掺铟、掺镓的 P 型硅中，经中子辐照和一定条件退火之后，观察到比硅中任何一种 III 族替位受主杂质更浅的受主能

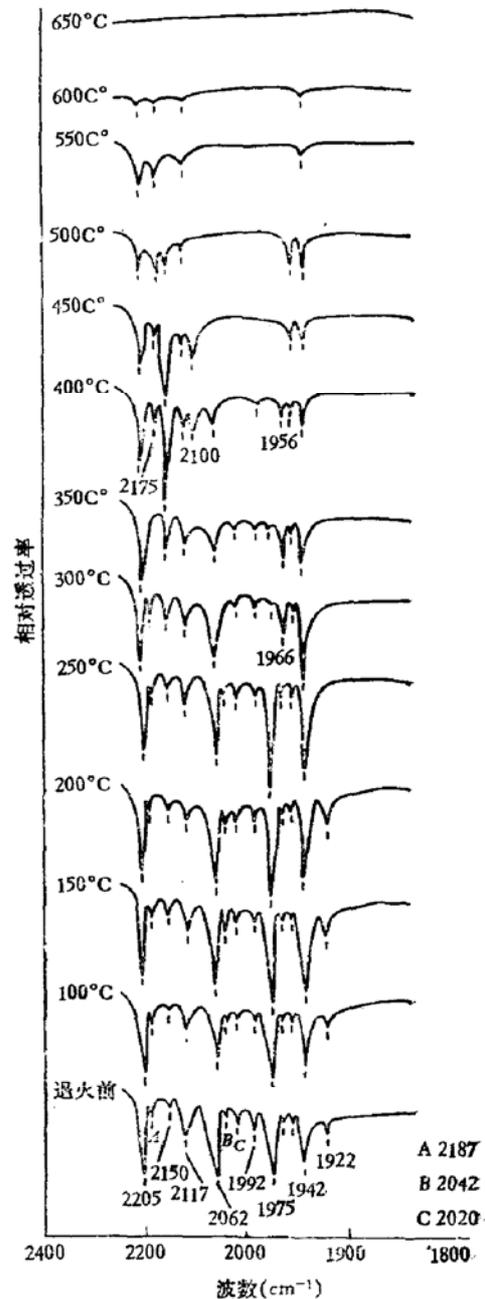


图 2 A 样品的中红外吸收光谱 (4—5.5 μm 波长)。左边的数字表示相应的退火温度

级,而且也发现过双能级现象. 这种结果必然会引起理论上的兴趣和重视.

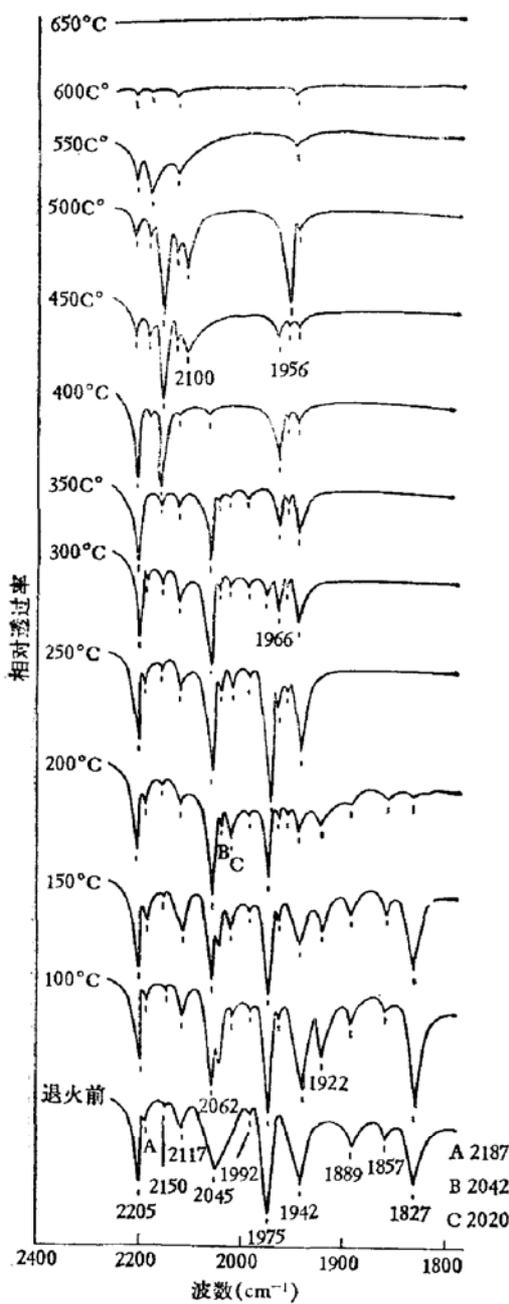


图3 B样品的中红外吸收光谱(4—5.5 μm 波长). 左边的数字表示相应的退火温度

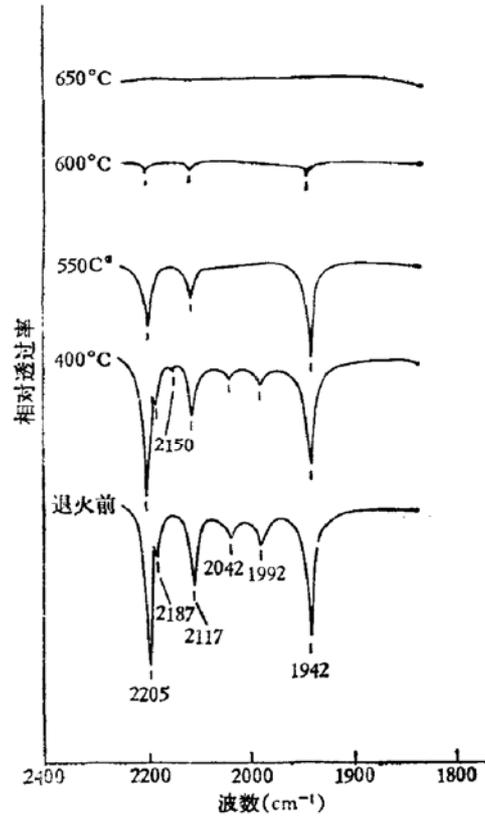


图4 C样品的中红外吸收光谱(4—5.5 μm 波长). 左边的数字表示相应的退火温度

(2) “氢-缺陷络合物”施主跟红外吸收光谱中的 2150cm^{-1} 峰相对应.

Stein^[6]曾指出, 4—5.5 μm 波段中的红外吸收峰跟硅氢之间的伸张振动相对应. 对比图 2、3、4, 结合表 2 即可看到, 除 A、B、C 样品共有的硅氢特征峰外, 在 A、B 样品中出现了在完整晶体 C 中所没有的许多吸收峰, 它们应该是跟中子辐照相关的. 另一方面, 我们测量 Ar 中区熔生长的 NTD 硅样品, 同样波段上就没有类似的信号响应, 可见这些峰又同氢相关. 其中, 我们注意到 2150cm^{-1} 峰随样品退火进程表现

出的行为, 跟它们的电学参数的变化紧密对应. 例如, 在 A 样品中, 2150cm^{-1} 峰的吸收强度, 在 350°C 退火后突然变大, 经 400°C 退火达到最大, 到 500°C 退火后突然减小, 直到 550°C 退火后消失. 这跟该材料中施主浓度的相应变化相对应. B 样品中亦是如此. 据此, 我们认为, 2150cm^{-1} 峰有可能表征“氢-缺陷络合物”施主的结构信息. 把这个峰当作“氢-缺陷络合物”施主存在的“指示剂”, 可以考察和说明一些有关的退火现象.

(3) “氢-缺陷络合物”施主, 跟某种特定结构的缺陷有关. 在 400°C 左右退火后其浓

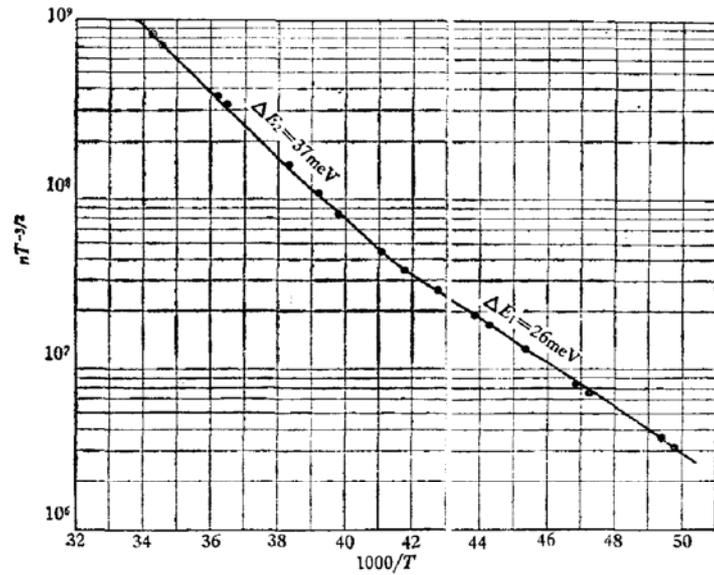


图5 500°C 下退火 30 分钟的 B 样品, 变温测量得的 $nT^{-3/2}$ 随 $\frac{1000}{T}$ 的变化曲线。

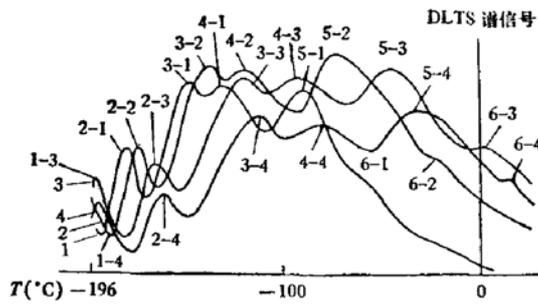


图6 450°C 下退火 30 分钟的 B 样品的 DLTS 谱。谱峰代号 $i-j$ 表示第 i 个陷阱中心, 对应于第 j 个率窗速率 ν 的峰。左边标号 $j(j=1, 2, 3, 4)$ 对应于 ν 值如下: 1—50s⁻¹; 2—500s⁻¹; 3—5000s⁻¹; 4—12500s⁻¹。样品: n 型; $V_R = -5$ V; $V_P = 4.5$ V; $C_0 = 2.33$ pf; $\rho = 14.4\Omega \cdot \text{cm}$ (室温); $n_0 = 3 \times 10^{14} \text{cm}^{-3}$

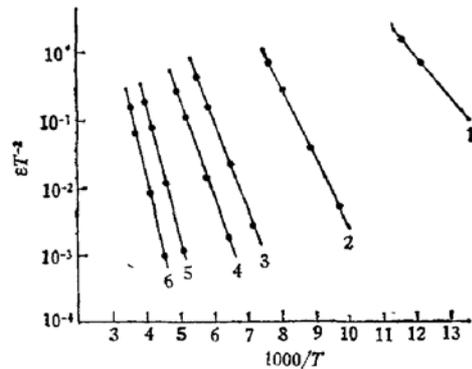


图7 与图6对应的 Arrhenius 图, 标号对应于表3及图6的陷阱标号

表3 H₂中 FZ-NTD 硅的电子陷阱参数(DLTS 法)

陷阱编号	样品 A, 重水堆掺杂, 400°C 退火			样品 B, 轻水堆掺杂, 450°C 退火		
	能级位置 E_t eV	态密度 n_t cm ⁻³	俘获截面 σ_t cm ²	能级位置 E_t eV	态密度 n_t cm ⁻³	俘获截面 σ_t cm ²
1	$E_c - 0.13$	4.7×10^{12}	3×10^{-15}	$E_c - 0.13$	3.1×10^{13}	5×10^{-15}
2	$E_c - 0.21$	3.4×10^{12}	1×10^{-14}	$E_c - 0.20$	3.6×10^{13}	4×10^{-15}
3	$E_c - 0.27$	1.2×10^{13}	2×10^{-15}	$E_c - 0.26$	5.1×10^{13}	7×10^{-16}
4	$E_c - 0.30$	1.4×10^{13}	2×10^{-15}	$E_c - 0.28$	5.0×10^{13}	5×10^{-16}
5	$E_c - 0.39$	7.8×10^{12}	8×10^{-16}	$E_c - 0.38$	4.2×10^{13}	1×10^{-15}
6	$E_c - 0.41$	8.0×10^{12}	3×10^{-16}	$E_c - 0.40$	2.6×10^{13}	2×10^{-16}

度达到极大值。

注意到在未经辐照的 C 样品中 (图 4), 经 400°C 退火也出现了虽然很弱, 但尚可辨清的 2150cm⁻¹ 峰; 同时, C 样品的电阻率 (图 1) 也相应地降到一个最小值。退火温度升到 500—550°C, 其 2150cm⁻¹ 峰又淹没在噪声中, C 样品的电阻率也恢复到原始值。应该说这也是跟氢有关的施主效应。由此可见, 在 H₂ 中生长的硅单晶中, 只要存在着某种特定结构的缺陷 (它在 400°C 左右退火时浓度达到最大值), 就有可能形成“氢-缺陷络合物”施主。中子辐照造成的严重损伤, 使在相应温度下, 在被辐照的硅中形成了更多的这种特定缺陷, 从而使这种跟氢有关的施主效应大大增强。

中子辐照过的含氢样品, 室温下就可能产生少量这种缺陷, 因而就会产生“氢-缺陷络合物”施主。实际上, 图 2、3 中 A、B 样品的红外吸收谱上, 未经退火即有 2150cm⁻¹ 峰出现, 就是一个证据。只是它的强度很弱, 表明其浓度很低, 不足以支配材料的导电行为。一旦在某种条件下, 它的浓度超过辐照产生的受主的浓度, 就可能使这种材料的转型温度进一步降低。曾有一块在重水堆某孔道里 NTD 的含氢样品, 可能因快中子通量低, 从而产生的双空位浓度低, 样品辐照温度又比较高, 使之退了火。于是, 相当浓度的“氢-缺陷络合物”施主就开始起作用, 故未经进一步退火它就具有偏 n 型的本征性 (霍尔法)。转型温度如此之低, 是非氢 NTD 硅中未见过的。

根据在相应温度退火后的、在氩气中区熔生长的 NTD 硅的顺磁共振测量结果^[7], 估计这种特定结构的缺陷有可能同多空位 (3—6 空位) 有关。

(4) “氢-缺陷络合物”施主并非一般地跟硅中的氢相关, 而是跟硅氢键的存在有关。

从图 1 可见, B、D 两块样品的退火行为完全不同, 尽管它们本是同一晶体, 具有相同的生长条件, 相同的原始参数及相同的中子掺杂条件, 而且含氢量也大致相同 (样品足够厚, 氢不足以逸出体外)。只是由于 D 在掺杂前 (即 C) 曾在 650°C 下退过火, 图 4 表明, 这时硅氢吸收峰全部消失, 亦即硅氢键已经断裂。这样一来, NTD 后的 D 样品, 在 350—600°C 退火之后, 不再呈现 B 样品那样的氢施主效应, 仍保持 P 型高阻, 到 600°C 退火方转为 n 型, 简直和 Ar 中生长的 NTD 硅行为^[4]相似了。可见, “硅中含氢”尚不足以形成“氢-缺陷络合物”施主, 材料中必须存在有硅氢键才行。

2. 关于同氢有关的深能级中心

表 3 所示的 DLTS 测量结果表明, 分别在 400°C (A 样品) 和 450°C (B 样品) 退火后的、H₂ 中区熔生长的 NTD 硅中, 还各形成了六个深能级中心。

图 8 列出了分别在 Ar (Guldberg^[8])、真空 (Baliga 等人^[9])、H₂ (本文) 中生长的 NTD 硅里测出的深中心的能级位置。相比之下, 可以发现, $\Delta E = (0.26—0.27)eV$ 的电子陷阱是未曾报道过的。我们认为, 这可能跟硅中含氢相关。如果在光照下, 电子由这个陷阱能级跃迁到导带底, 那么在红外吸收光谱上, 应该出现一个波数为

$$k = \frac{\Delta E}{hc} = \frac{0.265}{4.08 \times 10^{-15} \times 3 \times 10^{10}} = 2166\text{cm}^{-1}$$

的吸收峰。这与样品实测到的 2150cm⁻¹ 峰十分接近。这是否属于偶合, 有待进一步研究澄清。比较表 3 的数据, 可见 A、B 中各自的陷阱能级基本相同。但 B 样品中相应陷阱的态密度普遍高出半个数量级。这说明轻水堆辐照产生的辐照缺陷比重水堆严重。

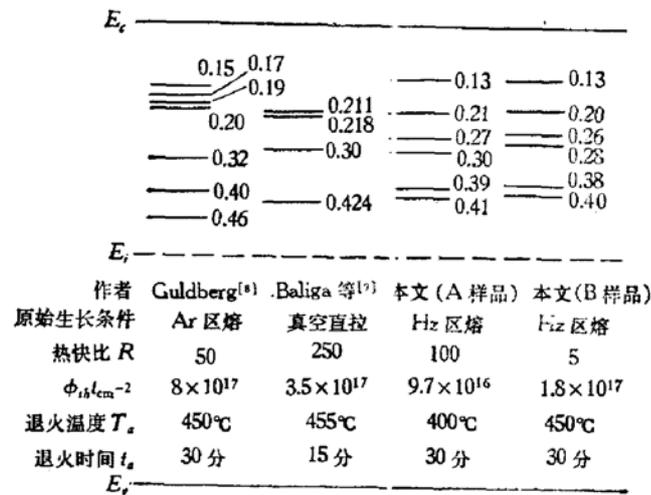


图 8 NTD 硅中的深能级——电子陷阱的位置

3. “氢-缺陷络合物”施主同“450°C 退火形成的氧施主”的比较

(1) 本文发现的施主效应不具备随热处理温度循环的可逆性。

有关氧施主退火行为的研究早就指出, 它随热处理温度循环具有某种可逆性^[10]: 450°C 退火, 氧聚集成 SiO_4 而呈施主; 1100°C 处理, 转化为 SiO_2 , 施主消除; 1250—1400°C 下, 又分解成单原子氧; 再做 450°C 退火, 复又聚集成 SiO_4 施主。由于这种机理, n 型硅单晶的电阻率随热处理温度循环出现如下的可逆性: 450°C 退火, 电阻率下降; 1250°C 处理后又升高; 再做 450°C 退火, 它又会下降。我们依此程序对 H_2 中区熔生长的 NTD 硅进行循环热处理, 结果见表 4。可见 A、B 样品均无此种可逆性。所以这种施主效应不应是氧施主的贡献。其实, 在 650°C 以上加热时, 硅氢键断裂, 而且绝大部分辐照缺陷都已消除, 二者均无可逆性, 所以再做 450°C 处理, “氢-缺陷络合物”施主赖以存在的两个条件都消失了, 这种施主当然不会再生。由此证明, 上述两种施主的形成机理完全不同。

表 4 A、B 样品经循环热处理后电阻率的变化

样 品	I	II	III
	400°C (450°C)* 30 分钟	1250°C 30 分钟	450°C 30 分钟
重水堆 NTD 的 A 样品	15.9Ω · cm	217Ω · cm	216Ω · cm
轻水堆 NTD 的 B 样品	14.4Ω · cm	141Ω · cm	138Ω · cm

注: 样品依次进行 I、II、III 条件的热处理, 随后测其电阻率

* A 样品在 400°C 下热处理; B 样品在 450°C 下热处理。

(2) 这种施主效应不随热处理时间变化。Gaworzewski 等人^[11] 在实验中发现, 氧施主随 450°C 下热处理时间的延长, 浓度逐渐增大, n 型材料的电阻率越来越低。他们给出, 热处理时间从 1.1 小时增加到 3 小时, 施主浓度增加一个数量级以上。我们的样品做类似处理, 时间从半小时延长到 3 小时, 并未发现电阻率有变化。

(3) 实验表明, 氧含量低于 $5 \times 10^{15} \text{cm}^{-3}$ 的材料中, 氧施主不足以使电阻率下降一个数量级。本文的实验, 如图 1 所示, A、B 样品中出现电阻率下降一个数量级的施主效应。这用材料里的氧施主变化是解释不通的。

(4) 对比 B、D 两样品(图 1), 它们取自同一单晶, 氧含量应该一样。可是在 350—

600°C 之间退火时, D 样品并没有出现施主效应. 这有力地说明, B 样品中的施主效应也跟氧无关.

(5) 两种施主中心占据着不同的能级位置.

文献 [11] 报道, 氧施主占有两个能级: 一个为 $E_c - (135 \pm 5) \text{meV}$, 其位置不随退火时间的增加而变化; 另一个的位置则随退火时间变化, 在 450°C 退火一小时后, 测得是 $E_c - (61 \pm 1) \text{meV}$. 这同我们测出的能级位置不同, 进一步说明二者不是一种东西. 通过以上分析可以判定, “氢-缺陷络合物”施主同“450°C 退火形成的氧施主”截然不同. 在我们的 A、B 样品中退火出现的施主效应是“氢-缺陷络合物”中心在起作用, 而不是氧.

4. 关于掺氢方法的讨论

根据上面的讨论可知, “氢-缺陷络合物”施主的形成, 依赖于材料中存在着硅氢键, 存在着特定结构的某种缺陷, 二者缺一不可. 粒子(包括中子)的辐照及一定的退火条件, 有助于这种络合物的形成和数量增加.

目前研究氢在硅中的行为, 常用离子注氢(即质子轰击)或生长氢化非晶态硅薄膜等方法. 这使氢集中在微米量级厚度的薄层内. 只有当氢的浓度高达 $10^{20} - 10^{21} \text{H/cm}^3$, 才能得到可以辨认的信号. 这就使得无法研究硅中孤立氢原子的行为. 用这样的薄层来研究其详细的结构, 必定带来较大的困难.

在氢气中生长的 NTD 硅里, 含氢量估算为 $10^{16} - 10^{17} \text{H/cm}^3$, 比上面的方法降低大约四个数量级. 其含量取决于生长时溶入熔硅中的氢. 在硅的熔点附近, 氢在硅中的扩散系数极大, 故氢在硅里的分布大致是均匀的. 可以认为, 硅氢键的分布也是均匀的. 此外, 质子、电子等荷电粒子在硅中的射程有限, 往往只能跟表面薄层发生作用; 而中子贯穿能力强, 因而在硅中造成的辐照缺陷也大体均匀地分布在硅棒体内. 因此, H_2 中生长的 NTD 硅, 提供了“氢-缺陷络合物”施主均匀分布的体信息. 于是, 样品的加工、制备、测量、结果处理等方面无须采取特殊措施. 这比其他方法方便多了.

还要说明, 我们的样品中含氢浓度比以前的方法低四个数量级, 的确有利于研究孤立氢原子在硅中的行为. 而因氢浓度的降低可能造成的信号削弱, 可以通过增加样品厚度(例如, 增加四个数量级)得到弥补.

五、结 论

1. “氢-缺陷络合物”施主是含有硅氢键、并含有某种具有特定结构的缺陷的络合物. 在 400°C 左右退火后其浓度达到最大值, 在 550°C 以上退火, 即分解、消失. 这种中心在硅中的能级位置比磷施主还浅. 450°C 退火后, 激活能为 $(26 \pm 1) \text{meV}$; 在 500°C 退火后, 则表现有 (26 ± 1) 和 $(37 \pm 1) \text{meV}$ 两个能级. 还发现了能级位于 $E_c - (0.265 \pm 0.005) \text{eV}$ 的电子陷阱是含氢的 NTD 硅特有的深能级中心. 我们还发现红外吸收光谱中的 2150cm^{-1} 峰同“氢-缺陷络合物”施主的退火行为密切相关.

2. “氢-缺陷络合物”施主同已知的“450°C 退火形成的氧施主”具有完全不同的结构和形成机理, 它们的退火行为是不同的.

3. 利用氢气中区熔生长的 NTD 硅样品, 在 400°C 左右退火, 能够方便地给出有关

“氢-缺陷络合物”施主的体信息。这为研究孤立氢原子在硅单晶中的行为创造了较好的条件,为氢在硅中的电活性提供了新的证据。

4. 为了弄清“氢-缺陷络合物”施主中心的荷电状态,缺陷结构和电子组态,有必要利用这种样品,开展进一步的实验研究和理论分析的工作。

本文所用的原始硅单晶样品由上海电子器材厂提供。中子嬗变掺杂由中国科学院原子能研究所和清华大学核能研究所进行。实验得到阮圣央、冯仪、梁骏吾同志的帮助。红外吸收光谱是张正南测量、绘制的。对此表示衷心感谢。

参 考 文 献

- [1] Y. Zohta, Y. Ohmura and M. Kanazawa, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **10**, 532(1971). 或 *Sol. Stat. Communications*, **11**, 263(1972). 或 *Phys. Stat. Sol. (A)*, **15**, 93(1973).
- [2] I. D. Konozenko, A. P. Galushka, M. I. Starchik, L. V. Levchuk and V. I. Khivrich, Conf. Ser. No 16. IOP. Radiation Damage and Defects in Semiconductors, p. 289(1973).
- [3] S. T. Pieraux, F. V. Vook and H. J. Stein, Conf. Ser. No 46. IOP. Defects and Radiation Effects in Semiconductors, p. 31(1978).
- [4] 王正元, 林兰英, 半导体学报, **3**, 282 (1982).
- [5] M. H. Young, O. J. Marsh and R. Baron, Proc. Conf. on Neutron Transmutation Doping in Semiconductors 2-d, p. 335(1979).
- [6] H. J. Stein, *J. Electronic Mat.*, **4**, 159(1975)
- [7] L. Katz and E. B. Hale, Proc. Conf. on Neutron Transmutation Doping in Semiconductors 2-d, p. 307(1979).
- [8] J. Guldberg, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **11**, 2043(1978).
- [9] B. J. Baliga and A. D. Eswaraye, Proc. Conf. on Neutron Transmutation Doping in Semiconductors 2-d, p. 317(1979).
- [10] 莫党, 半导体材料 (下册), 人民教育出版社, 北京 (1963).
- [11] P. Gaworzewski and K. Schmalz, *Phys. Stat. Sol. (A)*, **55**, 699(1979).

A Study of the Behaviour of “Hydrogen-Defects Complex” Donor in Silicon

Wang Zhengyuan and Lin Lanying

(Institute of Semiconductors, Academia Sinica)

Abstract

The behaviour of the donor, “hydrogen-defect complex”, in silicon is investigated through electrical, optical and DLTS measurements. Three hydrogen-related energy levels: $E_c - 0.026$ eV, $E_c - 0.037$ eV and $E_c - 0.265$ eV have been measured. It is verified that the formation of this donor centre is closely related to the existence of Si-H bond and a specific defect, the structure of which is being studied, in the material. It is confirmed that this donor is completely different from the well-known “oxygen donor” formed by annealing at 450°C on the basis of various experiments. Finally, it is indicated that the use of FZ-NTD Si grown in hydrogen is more advantageous than others for investigating the behaviour of isolated hydrogen atoms in silicon. This provides new evidence for the electrical activity of hydrogen in silicon.