

# $\gamma$ 射线辐照氢气氛生长硅产生的 Si—H 中心红外吸收带及其指认

杜永昌 张玉峰

(北京大学物理系)

孟祥提

(清华大学核能研究所,北京)

沈宏扬

(中国科学院原子能研究所,北京)

## 摘 要

用 Fourier 变换红外吸收光谱 (FT-IR) 和深能级瞬态谱 (DLTS) 技术研究了  $\gamma$  射线辐照与中子辐照硅,发现  $\gamma$  射线辐照单晶硅中双空位的产生率很低,可以用它帮助鉴别辐照点缺陷。  $\gamma$  射线辐照氢气氛生长硅产生的 Si—H 中心伸缩振动吸收带数目较中子辐照的为少,只产生了 1832, 2054 和 1980  $\text{cm}^{-1}$  三条新的谱带。本文讨论了它们的模型并估算了它们的光吸收截面。

## 一、引 言

氢是半导体中重要的杂质之一。已发现半导体中许多种类的电活性缺陷可以被原子氢中性化,非晶态硅则由于大量氢的存在使其隙态密度下降,最近又观测到单晶硅中的浅受主也可以被氢化而生成浅受主——氢对。红外吸收光谱是研究硅中与氢有关缺陷的一个有力工具,1975年 Stein<sup>[1]</sup> 首先在质子注入硅中 4.5 到 5.5  $\mu\text{m}$  波长范围内观测到了 12 条 Si—H 中心的伸缩振动吸收带。在未经辐照的氢气氛生长硅中得到的 Si—H 中心红外吸收谱不同于质子注入硅的,而经中子辐照后产生的大量新的谱带则与质子注入硅中的一些谱带很类似<sup>[2]</sup>。十年来,这些谱带的指认还有待于解决。我们用了 FT-IR 和 DLTS 两种技术研究  $\gamma$  射线辐照与中子辐照硅,观测到  $\gamma$  射线辐照硅中双空位的产生率很低,可以用它帮助鉴别辐照点缺陷。我们首次观测了  $\gamma$  射线辐照 N 型和 P 型氢气氛生长硅的红外吸收光谱,发现辐照后仅产生了三条新的 Si—H 中心伸缩振动吸收带,并讨论了对它们的指认。

## 二、实 验

本实验用 Fourier 变换红外吸收光谱和深能级瞬态谱两种技术研究辐照生成的点缺陷。

光吸收样品用了N型和P型两种氢气氛生长区熔硅,它们的电阻率分别为  $45\Omega \cdot \text{cm}$  和  $65\Omega \cdot \text{cm}$ . 样品切成  $2.5 \times 1.5\text{cm}^2$  和厚  $1.0\text{cm}$  的长方体,两面都机械抛光. 其中一部分样品用  $\text{Co}^{60}$  源作  $\gamma$  射线辐照,剂量为  $8 \times 10^{17}/\text{cm}^2$ . 另一部分样品在轻水反应堆上作中子辐照,热中子剂量为  $2 \times 10^{16}/\text{cm}^2$  和  $6 \times 10^{17}/\text{cm}^2$  两种,辐比为 10. 辐照都在室温下进行. 用 Nicolet 7199 B 型 Fourier 变换红外光谱仪测量样品在室温下的红外吸收光谱. 波数范围  $400-4000\text{cm}^{-1}$ ,分辨率为  $4\text{cm}^{-1}$ ,扫描次数 200 次. 较长时间的氮气吹扫加上减去气氛中水汽的干扰以获得无水汽峰干扰的谱图.

DLTS 样品用氢气氛生长和氦气氛生长两种类型N型区熔硅,电阻率都约为  $50\Omega \cdot \text{cm}$ . 正面蒸铝,背面作欧姆接触制作 Schottky 势垒二极管,管心直径  $1\text{mm}$ . 同光吸收样品一样用  $\text{Co}^{60}$  源作  $\gamma$  射线辐照,但辐照剂量低于光吸收样品,三种剂量分别为  $4 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ ,  $8 \times 10^{15}/\text{cm}^2$  和  $1.6 \times 10^{16}/\text{cm}^2$ . 深能级瞬态谱测量用一双 Boxcar 作发射率窗,温度扫描从  $77-300\text{K}$ <sup>[3,4]</sup>.

光吸收样品和 DLTS 测量样品均在氮气氛保护下作 20min 等时热退火,研究辐照点缺陷的退火行为.

### 三、结 果

#### 1. $\gamma$ 射线辐照 N 型硅的 DLTS 测量结果

用三种不同剂量的  $\gamma$  射线辐照氢气氛生长和氦气氛生长N型区熔硅,它们的深能级瞬态谱示于图 1. 辐照产生了三个电子陷阱,  $E_1$ ,  $E_2$  和  $E_3$ .  $E_1$  相应于氧空位  $\text{VO}(-/0)$ , 能级在导带下  $0.16\text{eV}$ ,  $E_2$  相应于双空位的第二受主态  $\text{V}_2(=-/-)$ , 能级位于导带下  $0.24\text{eV}$ ,  $E_3$  则是磷空位  $\text{VP}(-/0)$  和双空位的第一受主态  $\text{V}_2(-/0)$  的混合峰,能级在导带下  $0.44\text{eV}$ . 氢气氛生长硅中含氢使辐照产生的氧空位的浓度显著低于氦气氛硅,而且在  $E_1$  的高温一侧出现一个新的电子陷阱  $E_4$ , 它是一个与氢有关的深中心——Z 中心<sup>[3]</sup>. 在  $\gamma$  射线剂量高到  $1.6 \times 10^{16}/\text{cm}^2$  时,氦气氛硅中因缺陷浓度高,导致 Fermi 能级下降,  $E_1$  峰在 DLTS 谱上不出现,而同样剂量的  $\gamma$  射线辐照氢气氛硅,辐照缺陷浓度低,  $E_1$  峰仍然出现. 这些结果都与中子辐照的情况相似<sup>[3,4]</sup>. 两种辐照明显的不同之处在于  $\gamma$  射线辐照双空位的产生率特别低. 若两种辐照都以氧空位的产生率为 1, 则  $\gamma$  射线辐照双空位的产生率约为  $1/60$ , 而中子辐照氢气氛和氦气氛硅的则分别为  $1/6$  和  $1/10$ <sup>[4]</sup>. 中子辐照氢气氛生长与氦气氛生长的N型区熔硅,双空位的产生率几乎相等,而  $\gamma$  射线辐照时, N型氢气氛区熔硅中双空位的产生率比N型氦气氛硅中低一倍多,和氧空位的产生率的变化一样. 用  $8 \times 10^{15}/\text{cm}^2$   $\gamma$  射线辐照P型氢气氛区熔硅,未能观测到任何深空穴陷阱,包括能级位于  $E_v + 0.22\text{eV}$  的双空位施主态  $\text{V}_2(0/+)$  也未出现.

#### 2. 波长为 $1.8\mu\text{m}$ 的双空位吸收带

因为用剂量为  $10^{14}/\text{cm}^2$  的中子辐照和用  $8 \times 10^{15}/\text{cm}^2$  的  $\gamma$  射线辐照产生的氧空位浓度相近,将它们各增加两个数量级,用  $2 \times 10^{16}$  中子/ $\text{cm}^2$  和  $8 \times 10^{17}\gamma/\text{cm}^2$  辐照N型和P型区熔硅,频率范围在  $1000-5800\text{cm}^{-1}$  间的红外吸收光谱示于图 2.  $1.8\mu\text{m}$  的吸收带是双空位的电子跃迁吸收引起的. 假设被测样品与参比样品有相同的反射系数,由吸收度  $A = -\log_{10}(T/100)$ ,  $T$  表示透过率,则吸收系数  $= 2.3 \times A/\text{样品厚度}$ . 中子辐照N型与P型氢气氛区熔硅

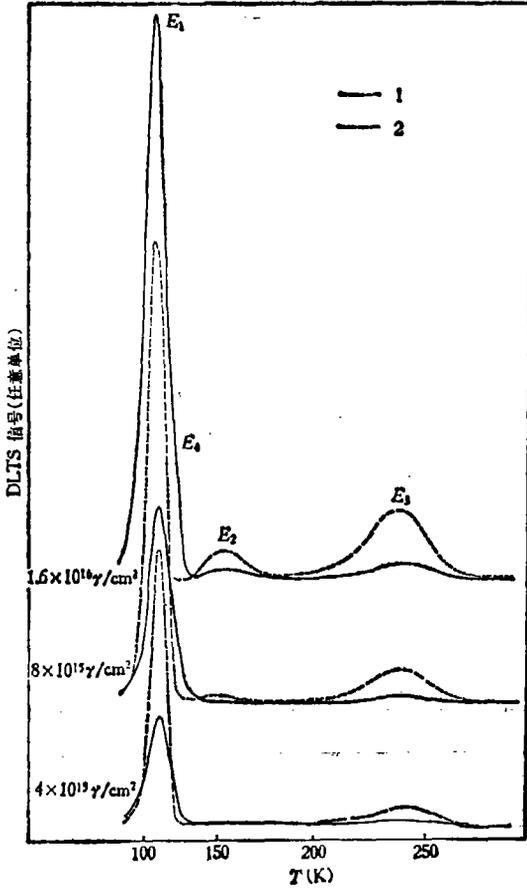


图 1  $4 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ ,  $8 \times 10^{15}/\text{cm}^2$  和  $1.6 \times 10^{16}/\text{cm}^2$   $\gamma$  射线辐照氢气氛生长和氩气氛生长 N 型区熔硅的 DLTS 谱( $\sigma_0 = 512/\text{s}$ )  
(1—氢气氛区熔硅, 2—氩气氛区熔硅)

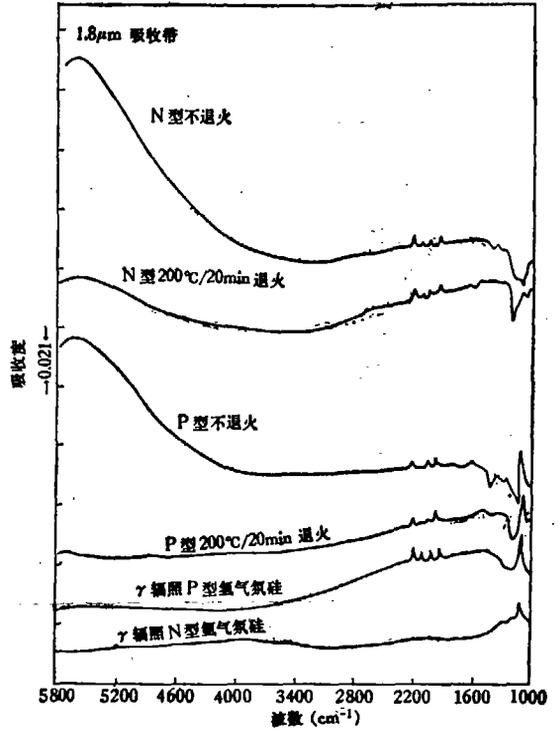


图 2  $2 \times 10^{16}/\text{cm}^2$  中子辐照与  $8 \times 10^{17}/\text{cm}^2$   $\gamma$  射线辐照硅的  $1.8\mu\text{m}$  双空位吸收带

$1.8\mu\text{m}$  带峰值处的吸收系数各为  $0.16\text{cm}^{-1}$  和  $0.12\text{cm}^{-1}$ , 而  $\gamma$  射线辐照氢气氛和氩气氛硅中均未观测到  $1.8\mu\text{m}$  带。一般认为硅中替位的浅受主杂质能俘获可动的自间隙硅而使 P 型样品双空位的产生率高于 N 型样品。我们的结果正与之相反, P 型氢气氛中双空位的产生率低于 N 型。经  $200^\circ\text{C}/20\text{min}$  等时退火后, P 型氢气氛区熔硅中双空位  $1.8\mu\text{m}$  吸收带已消失, 而 N 型样品中该吸收带虽然降低但未消失。这些结果也同 DLTS 的测量结果一致<sup>[5,6]</sup>。

### 3. $\gamma$ 射线辐照氢气氛硅的红外吸收光谱

图 3 给出了未经辐照和经剂量为  $8 \times 10^{17}/\text{cm}^2$   $\gamma$  射线辐照的, 以及辐照后再经  $200^\circ\text{C}$ ,  $350^\circ\text{C}$  热退火的 N 型与 P 型氢气氛区熔硅的红外吸收光谱, 频率范围是  $1800-2340\text{cm}^{-1}$ , 相应于 Si-H 中心的伸缩振动频段。在未经辐照的 N 型与 P 型氢气氛区熔硅中观测到 7 条谱带, 其中  $2210, 1946$  和  $1995\text{cm}^{-1}$  三谱带为本征缺陷与氢的复合物引起的, 而  $2123$  和  $2190\text{cm}^{-1}$  两谱带与样品中磷的浓度有关,  $2046$  与  $2181\text{cm}^{-1}$  两谱带与样品中硼的含量有关。  $\gamma$  射线辐照后, 产生了  $1832, 2054$  和  $1980$  三条新谱带, 比中子辐照后产生的新谱带要少, 这与  $\gamma$  射线辐

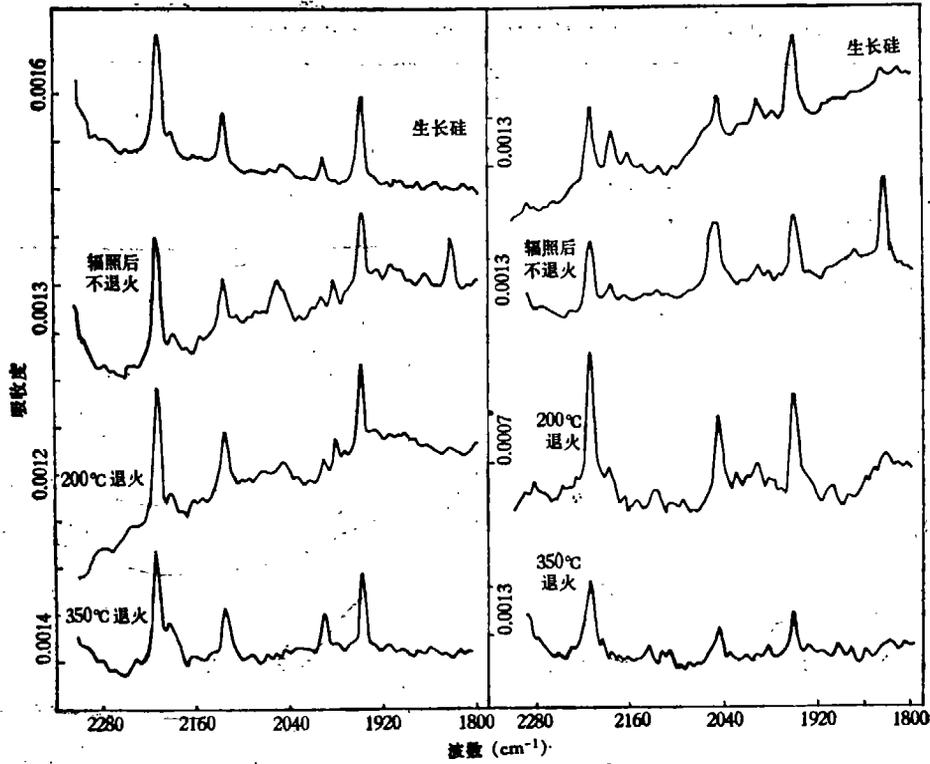


图3  $\gamma$ 射线辐照N型与P型氢气氛区熔硅的红外吸收光谱

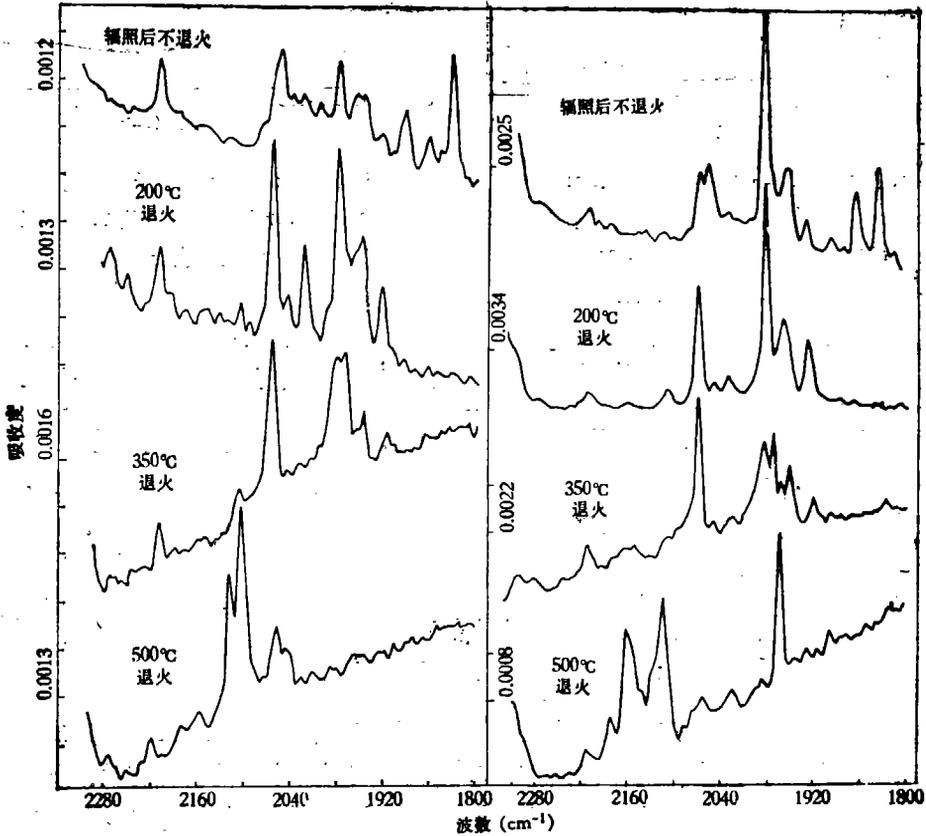


图4  $6 \times 10^{17}/\text{cm}^2$  中子辐照N型及P型氢气氛区熔硅及退火后的红外吸收光谱

照较中子辐照产生的缺陷更为简单有关。这三条辐照产生的新谱带中  $1832$  和  $2054\text{cm}^{-1}$  两谱带是本征辐照缺陷与氢的复合物引起的。 $1980\text{cm}^{-1}$  谱带随样品不同强度改变较大,但根据它的退火行为与  $\alpha$  中心相同,我们认为它也是本征缺陷与氢的复合物中心,强度的变化反映一定位置上的氢含量随样品的差别。 $1832$  与  $2054\text{cm}^{-1}$  两谱带经  $200^\circ\text{C}$  退火消失,而  $1980\text{cm}^{-1}$  带在约  $300^\circ\text{C}$  退火消失,在  $350^\circ\text{C}$  退火的红外吸收光谱上这三条谱带都消失了,而且并未演变出其它新的辐照吸收带。

表 1 中子辐照氢气气氛硅的红外吸收带

N 型					P 型				
未辐照	辐 照				未辐照	辐 照			
	不退火	200°C	350°C	500°C		不退火	200°C	350°C	500°C
1946	1832				1946	1832			
	1862					1862			
	1893					1893			
			1919					1919	
	1925	1925				1925	1925		
	1946	1946	1946			1946	1946	1946	
	1957	1957				1957	1957		
1995			1960		1995			1960	1960
		1970	1970				1970	1970	
	1980	1980				1980	1980		
			1983					1983	
2046	2026	2026			2046	2026	2026		
		2046					2046	2046	
	2054					2054			
2123	2066	2066	2066	2061	2123	2066	2066	2066	
				2104					
		2107	2107				2107		
				2118					2109
2190				2181					
2210	2210	2210	2210	2210	2210	2210	2210		

#### 4. 中子辐照氢气气氛的红外吸收光谱

为了能得到更高强度的辐照缺陷的吸收谱带,用  $6 \times 10^{17}/\text{cm}^2$  中子辐照 N 型及 P 型氢气气氛区熔硅,辐照后  $200^\circ\text{C}$ ,  $350^\circ\text{C}$  及  $500^\circ\text{C}$  等时退火后的红外吸收光谱示于图 4。  $2 \times 10^{16}/\text{cm}^2$  中子辐照的结果与之相似,只是辐照产生的吸收带弱许多。辐照后除了  $\gamma$  射线辐照也出现的  $1832$ ,  $2054$  和  $1980\text{cm}^{-1}$  三条谱带外,还产生了  $1893$ ,  $1925$ ,  $2066\text{cm}^{-1}$  等  $\gamma$  射线辐照所没有的谱带,后者相应于中子辐照产生的更为复杂的缺陷与氢的复合物。现将图 4 出现的谱带总结于

表 1. 这些谱带有如下规律: 在未经辐照的氢气氛区熔硅中, N 型样品与 P 型样品有明显差别, 它们又与质子注入硅的红外吸收光谱不同。这不仅反映了杂质的效应, 而且不同样品之间吸收谱的差别可能也反映不同热历史导致氢的浓度和状态的差别。经 500°C/20min 退火后 N 型样品也不同于 P 型样品, 这可能反映两种类型样品 500°C 以上热处理生成的缺陷团不一样。辐照后直到退火温度低于 350°C 这一退火段中, 中子辐照 N 型与 P 型样品产生的红外吸收带以及它们同质子注入硅的红外吸收光谱相比, 大致相同。这就说明这些 Si-H 中心决定于辐照缺陷的类型而与原来的氢的位置, 状态关系不大。

### 四、 讨 论

(1) 为什么在  $\gamma$  射线辐照单晶硅中双空位的产生率会特别低呢? 这是因为室温下高能粒子辐照硅所产生的双空位其主要部分是单空位俘获另一个单空位而成的二次缺陷<sup>[7]</sup>。室温下可动的单空位也可被间隙氧俘获形成氧空位中心。因为中子辐照可在局部产生高浓度的缺陷, 所以双空位的产生率高, 而且较少受到象间隙氧这样单空位的“陷阱”的影响。 $\gamma$  射线辐照时, 缺陷在体内较均匀地产生, 单空位在迁移过程中被另一个单空位俘获之前可能被间隙氧俘获, 抑制了双空位的生成。硅中的氢也是单空位的“陷阱”<sup>[4]</sup>, 所以硅中氢的存在不仅使氧空位中心产生率降低, 而且使  $\gamma$  射线辐照的双空位产生率降低。DLTS 测量和 1.8 $\mu$ m 双空位吸收带测量都证明在  $\gamma$  射线辐照硅中双空位的产生率很低, 由此推论,  $\gamma$  射线辐照硅中四空位的产生率也会很低, 用电子顺磁共振 (EPR) 观测  $8 \times 10^{17}/\text{cm}^2$   $\gamma$  射线辐照硅未发现 Si-P<sub>2</sub> 中心。

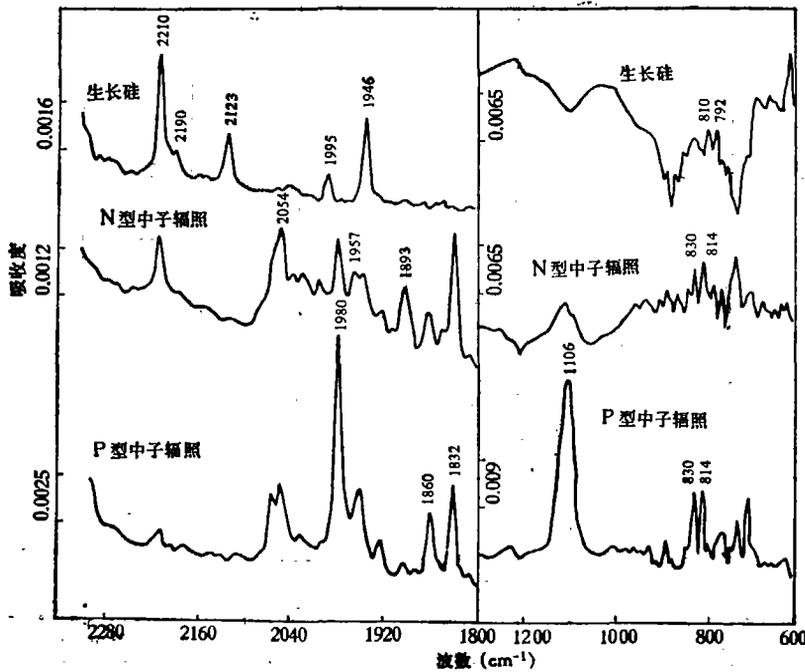


图 5 中子辐照 N 型与 P 型氢气氛区熔硅 600—1300 $\text{cm}^{-1}$  和 1800—2340 $\text{cm}^{-1}$  频段的红外吸收光谱

(2) 为什么中子辐照或  $\gamma$  射线辐照 P 型氢气气氛区熔硅中双空位的产生率会低于 N 型的呢? 图 5 给出了中子辐照 N 型与 P 型氢气气氛区熔硅在  $600-1300\text{cm}^{-1}$  频段和  $1800-2340\text{cm}^{-1}$  频段的红外吸收光谱。从 N 型与 P 型样品光谱图上  $1106\text{cm}^{-1}$  间隙氧吸收谱带强度的差别可知所用 P 型样品的氧含量高于 N 型样品, 而且 P 型样品中氧空位的吸收带  $830\text{cm}^{-1}$  也比 N 型样品的强。除此而外,  $1832, 2054, 1980$  和  $814\text{cm}^{-1}$  辐照产生的吸收带也都是 P 型样品的强。硅中的氢即使是单空位的“陷阱”, 它俘获了单空位以后可结合到硅悬键上生成  $V + nH$  复合物 ( $n = 1, 2, 3, 4$ )。如果假设  $1832, 2054, 1980$  和  $814\text{cm}^{-1}$  几个谱带是  $V + nH$  引起的, 那么 P 型氢气气氛区熔硅因俘获了更多的单空位而生成较多的氧空位中心和  $V + nH$  中心, 抵消并超过了因替位硼俘获自间隙硅而使双空位的产生率增大的作用, 则 P 型样品中双空位的产生率低于 N 型样品的就不难理解了。未经辐照的 P 型样品中  $2210\text{cm}^{-1}$  和  $1946\text{cm}^{-1}$  两谱带弱于 N 型样品的, 而经同样剂量的中子辐照或  $\gamma$  射线辐照后, 几条主要辐照吸收带又都强于 N 型, 这表明  $2210\text{cm}^{-1}$  和  $1946\text{cm}^{-1}$  带的强度不代表硅中氢的浓度的高低, 硅中的氢不都是光效的, 而辐照产生的本征缺陷与氢复合物中心吸收带,  $1832, 2054$  和  $814\text{cm}^{-1}$ , 有可能标帜硅中氢的含量。

(3) 从以上两点讨论可以得知, 硅中的氢是单空位的“陷阱”, 因而辐照后出现的最强的 Si-H 中心振动吸收带很可能是空位+氢的复合物而不大可能是硅自间隙+氢的复合物。比较  $8 \times 10^{17}/\text{cm}^3$   $\gamma$  射线辐照与  $2 \times 10^{16}/\text{cm}^3$  中子辐照氢气气氛区熔硅,  $1832, 2054$  和  $1980\text{cm}^{-1}$  三谱带的吸收系数均为前者大于后者, 而前者中双空位的产生率却远低于后者中的, 这表明以上三个谱带不会是双空位或四空位与氢的复合物, 而是单空位与氢的复合物。在低温下质子注入硅的红外吸收研究中, Stein<sup>[8]</sup> 发现  $1832\text{cm}^{-1}$  和  $2054\text{cm}^{-1}$  两谱带的出现与单空位的迁移运动有关。我们作的  $\gamma$  射线辐照氢气气氛生长硅的实验结果和 Stein 作的低温下质子注入硅的实验结果对照起来, 可以确定  $1832\text{cm}^{-1}$  和  $2054\text{cm}^{-1}$  两谱带是单空位和氢的复合物中心引起的。

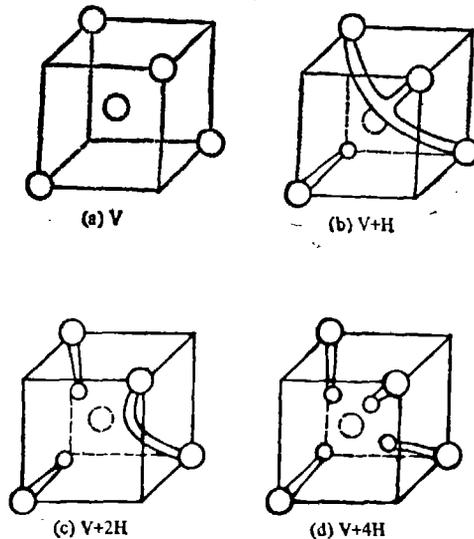


图 6 单空位及几种可能的  $V + nH$  中心的组态模型  
 ((a) 单空位 V, (b)  $V + H$ , (c)  $V + 2H$ , (d)  $V + 4H$ )

硅中单空位有四个硅悬键(图 6(a)),它可以结合 1—4 个氢原子。在未经退火的质子注入硅<sup>[1]</sup>和中子辐照高阻<sup>[2]</sup>及 N 型氢气氛区熔硅中,1832 和 2054 $\text{cm}^{-1}$  是两条最强的谱带。一般情况下,一个氢原子俘获一个单空位而生成 V + H 的可能性最大,我们假定 1832 和 2054  $\text{cm}^{-1}$  两谱带是 V + H 中心引起的。图 6(b) 表示了它的组态模型。这一结构可能热稳定性差。而 1832 和 2054 $\text{cm}^{-1}$  两谱带在约 180 $^{\circ}\text{C}$  退火消失<sup>[1]</sup>,正是热稳定性最差的谱带。

位于 Si—H 中心弯曲、摇摆振动频段的 814 $\text{cm}^{-1}$  带与伸缩振动频段的 1832 $\text{cm}^{-1}$ , 2054 $\text{cm}^{-1}$  谱带相关,它们可能是 V + H 中心的不同振动模。

在文献[2]中,我们根据红外吸收光谱中的 1893 $\text{cm}^{-1}$  和 1980  $\text{cm}^{-1}$  吸收带与 DLTS 谱中  $E_c-0.20\text{eV}$  的 Z 中心的产生条件及退火行为的相关,提出上述两谱带可能是 V + 2H 引起的(图 6(c))。这一模型即可产生一受主能级又可引起红外振动吸收带。 $\gamma$  射线辐照 N 型氢气氛区熔硅可以产生 Z 中心,而其红外吸收光谱中只出现 1980 $\text{cm}^{-1}$  带,并不出现 1893 $\text{cm}^{-1}$  带。而且在  $\gamma$  射线辐照时 Z 中心与 1980 $\text{cm}^{-1}$  吸收带都随退火温度升高慢慢下降,至 300 $^{\circ}\text{C}$  附近消失,在中子辐照时又都是先在 200 $^{\circ}\text{C}$  附近退火略有增强,再经 300 $^{\circ}\text{C}$  附近退火消失,因此我们认为 1980 $\text{cm}^{-1}$  带与 Z 中心属于同一模型。文献[3]中已提出 Z 中心模型如图 6(c) 所示,1980  $\text{cm}^{-1}$  谱带又是单空位和氢的复合物中心引起,给图 6(c) 模型合理性增加了证据。此外, V + 2H 中心应有和氧空位中心相似的热稳定性,这正是 1980  $\text{cm}^{-1}$  谱带所表现的热稳定性,约 300 $^{\circ}\text{C}$  消失。图 6(d) 给出了 V + 4H 的组态模型,预计氢气氛生长硅中会可能生成较高浓度的这一中心,因而 2210 $\text{cm}^{-1}$  或者 1946 $\text{cm}^{-1}$  中的一个谱带会相应于这一中心。图 6 给出的四种不同的中心有不同的热稳定性,从(a)到(d),热稳定性递增。

(4) Stein<sup>[1]</sup> 在质子注入硅的红外吸收研究中用 2162 $\text{cm}^{-1}$  谱带估计 Si—H 中心伸缩振动带的光吸收截面约为  $10^{-19}\text{cm}^2$ 。因为他假设该中心包括了全部注入的氢原子,所以  $10^{-19}\text{cm}^2$  是真正光吸收截面的下限。我们曾估计了硅中硼氢对的 1873 $\text{cm}^{-1}$  吸收带的光吸收截面为  $6 \times 10^{-18}\text{cm}^2$ <sup>[9]</sup>。1980 $\text{cm}^{-1}$  吸收带光吸收截面可以这样估算,DLTS 测量  $8 \times 10^{15}/\text{cm}^2$   $\gamma$  射线辐照产生 Z 中心的浓度约为  $2 \times 10^{13}/\text{cm}^3$  (Z 中心浓度计算的方法参看文献[3]),假设  $\gamma$  射线剂量增加 100 倍时 Z 中心浓度也增大 100 倍,求得 1980  $\text{cm}^{-1}$  带的光吸收截面  $\sigma \approx 10^{-17}\text{cm}^2$ 。  $8 \times 10^{15}/\text{cm}^2$   $\gamma$  射线辐照氢气氛区熔硅产生的氧空位浓度为  $4 \times 10^{13}/\text{cm}^3$ , 较同样剂量  $\gamma$  射线辐照氢气氛区熔硅低将近一倍。假设有同样数量的单空位为氢所俘获生成了 V + H(生成 V + 2H 的数量可略去不计),并引起了 1832 和 2054 $\text{cm}^{-1}$  吸收带,  $8 \times 10^{17}/\text{cm}^2$   $\gamma$  射线辐照产生该中心的浓度为  $4 \times 10^{15}/\text{cm}^3$ 。由此算出 1832 $\text{cm}^{-1}$  带的光吸收截面约为  $7 \times 10^{-19}\text{cm}^2$ 。假如某杂质有关的 Si—H 中心吸收带的光吸收截面大于  $5 \times 10^{-18}\text{cm}^2$ ,那么对于 1 cm 厚的均匀样品,用 FT-1R 技术可检测到低于  $3.2 \times 10^{14}/\text{cm}^3$  的深中心。因此在 45 $\Omega\text{cm}$  的 N 型和 65 $\Omega\text{cm}$  的 P 型氢气氛区熔硅样品中有可能观测到磷,硼的杂质效应,只要其杂质中心光吸收截面不小于  $5 \times 10^{-18}\text{cm}^2$ 。

类似 Lucovsky 等<sup>[10]</sup> 将适用于气体硅烷的经验公式推广到非晶硅那样, Shi 等<sup>[11]</sup> 和崔树范等<sup>[12]</sup> 又将其推广应用于晶态硅中,计算了各种杂质及空位对 Si—H 中心伸缩振动频率的影响,以解释质子注入硅和氢气氛生长硅红外吸收带的多重性。而 Wagner 等<sup>[13]</sup> 则认为固态效应大于杂质的负电性效应。当质子注入高阻本征区熔硅时,注入层的厚度仅约  $3\mu\text{m}$ <sup>[14]</sup>,磷、硼杂质浓度低于  $10^{14}/\text{cm}^3$ ,氧、碳含量也约  $5 \times 10^{16}/\text{cm}^3$  左右,若要观测到结合了这些杂质的

Si-H 中心吸收带, 则要求该中心光吸收截面大于  $5 \times 10^{-14} \text{cm}^2$  (对磷或硼) 或大于  $10^{-16} \text{cm}^2$  (对氧或碳), 这么大的光吸收截面是难以接受的。

作者谨向吴瑾光教授, 翁诗甫、郭海同志和秦国刚教授表示感谢。

### 参 考 文 献

- [1] Stein, H. J., *J. Electro. Mater.*, 4(1975), 159.
- [2] 张玉峰、杜永昌、翁诗甫、孟祥提、张秉忠, *物理学报*, 34(1985), 849.
- [3] 杜永昌、张玉峰、秦国刚、孟祥提, *物理学报*, 33(1984), 477.
- [4] 杜永昌、张玉峰、秦国刚, *半导体学报*, 5(1984), 7.
- [5] Du, Y. C., Zhang, Y. F. and Meng, X. T., *Semiconductor Processing*, ASTM STP850, 1984, 566.
- [6] Qin, G. G., Hua, Z. L. and Zhou, J., *Solid State Comm.*, 52(1984).
- [7] Lindstrom, L. J., Oehrlein, G. S., Jaworowski, A. E. and Corbett, J. W., *J. Appl. Phys.*, 53(1982), 8686.
- [8] Stein, H. J., *Phys. Rev. Lett.*, 43(1979), 1030.
- [9] Du, Y. C., Zhang, Y. F., Qin, G. G. and Weng, S. F., *Solid State Comm.*, 55(1985), 501.
- [10] Lucovsky, G., Nemanich, R. J. and Knights, J. C., *Phys. Rev.*, B19(1979), 2064.
- [11] Shi, T. S., Sahu, S. N., Oehrlein, G. S., Hiraki, A. and Corbett, J. W., *Phys. Stat. Sol.*, (a) 74(1982), 329.
- [12] 崔树范、麦振洪、钱临照, *中国科学 A 辑*, 1983, 11:1033.
- [13] Wagner, H. and Beyer, W., *Solid State Comm.*, 48(1983), 585.
- [14] Gerasimenko, N. N., Rolle, M., Cheng, L. J., Lee, Y. H., Corelli, J. C. and Corbett, J. W., *Phys. Stat. Sol.*, (b) 90(1978), 689.