第7卷 第1期　　半 导 体 学 报　　Vol. 7, No. 1
1986 年 1 月　　CHINESE JOURNAL OF SEMICONDUCTORS　　Jan., 1986

III、V族杂质对硅中热施主性质的影响

高小平　周　浩　许振嘉
（中国科学院半导体研究所）

1985年1月18日收到

首次利用导纳谱技术研究了450℃热处理后的 CZ-Si. 导纳谱、DLTS 和霍耳测量的结果表明：热施主有四个施主能级，即 $E_c-(330\sim280)$ meV、E_c-120 meV、E_c-52 meV 和 E_c-30 meV. 同时证明：III 族和 V 族杂质对这些能级的影响不同. 对 III 族杂质增强热施主形成的效应和目前已报道的有关热施主能级的分歧进行了详细研究和讨论. 本文指出，用一个统一微观模型说明热施主的各种性质似乎不妥，并对这四个施主能级可能的缺陷结构进行了简单探讨.

人们已经研究硅中热施主三十年了[1-3]，但由于硅中热施主行为的复杂性，目前仍存在一些不清楚和有争议的问题，主要有：(1) 和热施主有关的能级. 人们利用多种方法探测过和热施主有关的能级，但热施主究竟和几个能级相连，这些能级和什么因素有关，目前仍有争议[4,5]. (2)热施主的微观结构. 尽管已提出的热施主的五种微观结构能分别解释热施主的一些现象，但都存在各自的弱点[6-10]. (3) III 族杂质的影响. 人们已证实了 III 族杂质对热施主有促进作用，但 III 族杂质如何促进热施主形成，对热施主各个能级影响怎样，目前仍不清楚[11,12]. 本文中，我们利用导纳谱、深能级瞬态谱和电阻率测量研究了硅中热施主，讨论了 III、V族杂质对热施主的影响，并对上述问题作了初步探讨.

一、实验和结果

本文所用的导纳谱方法已有过理论和实验上的分析[13]. 深能级瞬态测量在 DLTS 谱仪上进行. 实验所用样品如表1所示. 样品的氧、碳含量由红外吸收光谱确定[14]，电

表1　原始 CZ-Si 样品中氧、碳、杂质浓度

样品编号	杂质	氧浓度 (cm^{-3})	碳浓度 (cm^{-3})	杂质浓度 (cm^{-3})
B-Si 82	B	1.7×10^{18}	$<10^{16}$	1.6×10^{15}
B-Si 83	B	1.5×10^{18}	5.2×10^{16}	1.2×10^{15}
B-Si 84	B	1.1×10^{18}	1.3×10^{17}	1.1×10^{15}
Al-Si 83	Al	1.6×10^{18}	$<10^{16}$	1.3×10^{15}
Ga-Si 83	Ga	1.6×10^{18}	$<10^{16}$	3.4×10^{16}
Ga-Si 84	Ga	1.8×10^{17}	$<10^{16}$	3.0×10^{14}
P-Si 83	P	1.5×10^{18}	5.1×10^{16}	1.0×10^{15}
Sb-Si 84	Sb	1.1×10^{18}	3.6×10^{17}	4.0×10^{14}

阻率由四探针法确定[15]，杂质浓度根据 Irvin 曲线得到[16]．严格清洗后的样品在高纯（5 N）氩气氛中进行不等时的 450℃ 热处理，冷却后，用氢氟酸除去表面氧化层，以便得到真实的体内信息．样品经严格清除后，在真空中镀膜制成金-硅肖特基结，样品背面烧结金锑片或涂金镓合金做成欧姆接触．

1. 杂质元素对热施主形成的影响

杂质元素对热施主形成的影响如图 1 所示．

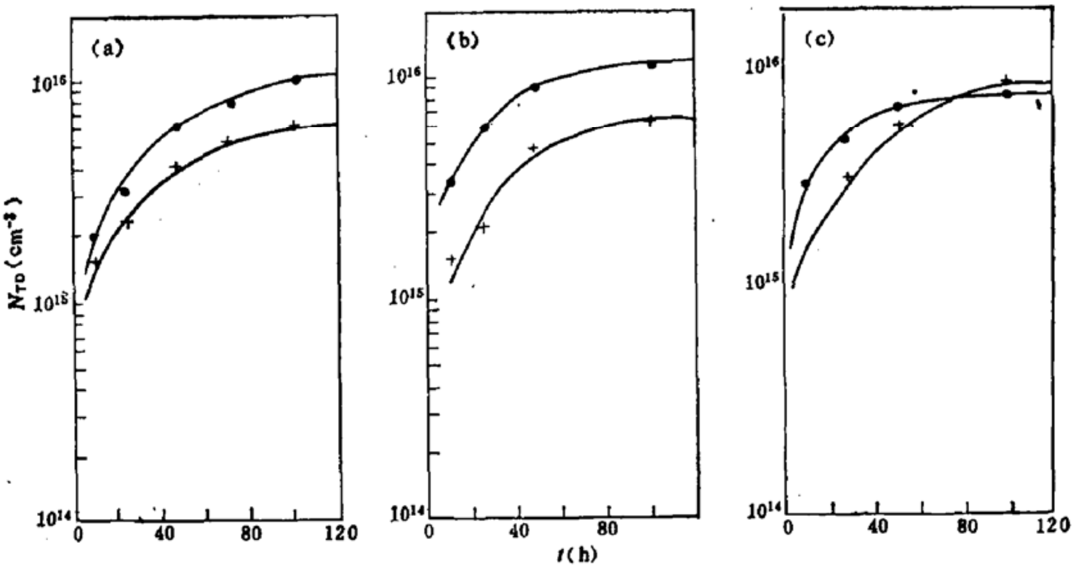

图 1　热施主浓度随 450℃ 热处理时间变化

(a) ● B-Si 83　+ P-Si 83　(b) ● Ga-Si 83　+ Ga-Si 84　(c) ● Al-Si83　+ B-Si82

图 1(a)表明：掺硼样品 B-Si83 中产生的热施主比掺磷样品 P-Si83 中产生的热施主多；热处理初期，热施主的生成率在 B-Si83 中比在 P-Si83 中大．这和其它文献报道的 III 族杂质对热施主形成有促进作用的结论一致[11,12]．图 1(b) 再次肯定了 III 族杂质对热施主的促进作用．图 1(b) 表明：氧、碳浓度相近的样品 Ga-Si 83 和 Ga-Si 84 经过 450℃的热处理后，含镓多的 Ga-Si 83（含镓 3.4×10^{16} 原子/cm^3）中比含镓少的 Ga-Si 84（含镓 3.0×10^{16}原子/cm^3）中热施主生成快、产生多．不同种类的 III 族杂质的影响可从图 1 (c) 看出．图 1 (c) 表明：氧、碳和杂质浓度相近的样品在热处理初期，热施主的生成率在掺铝样品 Al-Si 83 中比在掺硼样品 B-Si 82 中大；较长时间热处理后，氧和 III 族杂质浓度稍高的 B-Si 82 中热施主浓度也稍高．

2. 掺 III 族杂质的 CZ-Si 中的热施主能级

(1) 掺 B-Si

因碳杂质明显阻碍热施主形成[17]，故我们选用了碳浓度不同的掺硼样品 B-Si 82 和 B-Si 84．

(i) 低碳样品

B-Si82 中碳浓度低于 10^{16} 原子/cm^3，450℃24 和 100 小时热处理后导纳谱如图 2 所

示，分别由两个电导 G/ω 的峰和电容 C 的台阶组成(450℃48和 72 小时热处理后的样品也有类似导纳谱)．据文献[13]给出的导纳谱的分析方法，测出高温峰对应能级为 E_2（24 小时）＝121meV，E_2（48 小时）＝116meV，E_2（72 小时）＝112 meV，E_2(100 小时)＝110 meV，如图 3 所示，此能级位置随热处理时间增加而稍有降低的现象与文献[5]相似．我们

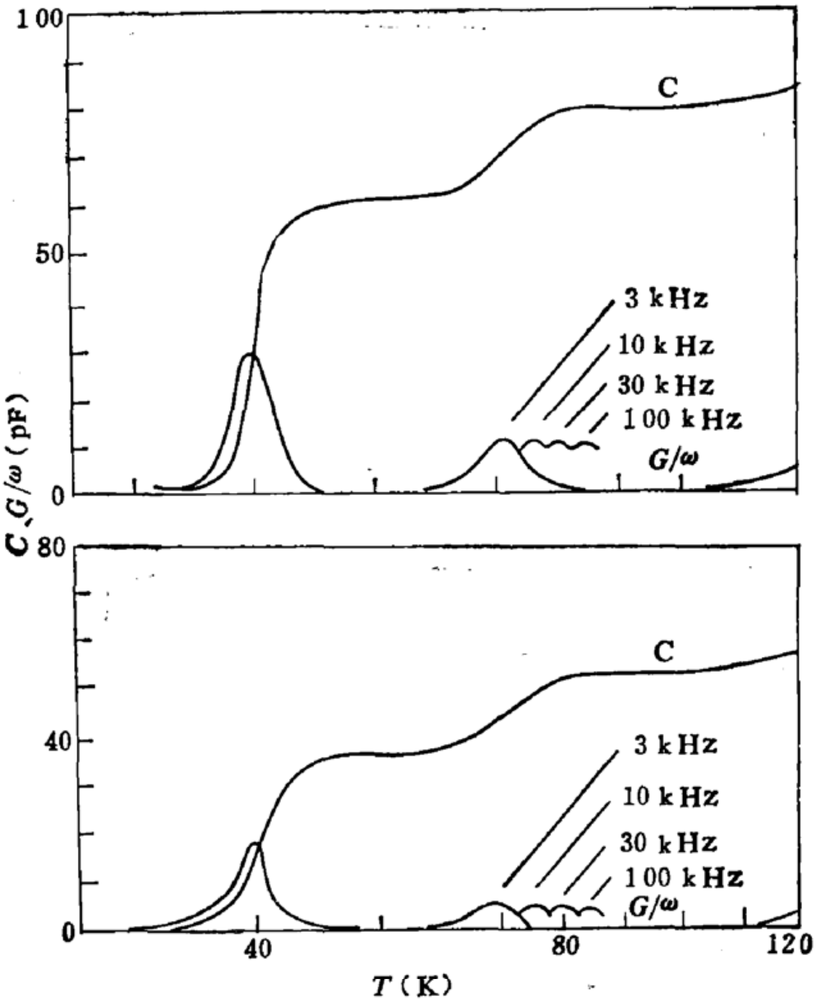

图 2　B-Si82 的导纳谱

上图 450℃100 小时　　下图 450℃24 小时

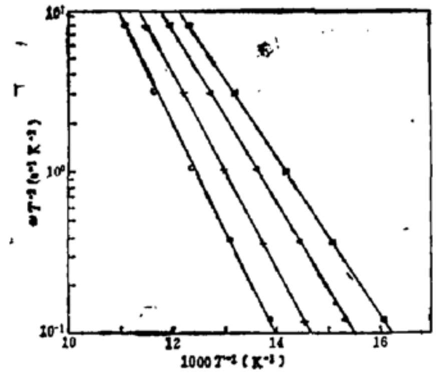

图 3　E_2 的值随 450℃ 热处理时间增加而降低

● 121 meV (24小时)　＋116meV (48 小时)

▲112 meV (72 小时)　■ 110meV (100 小时)

认为其原因可能是 Pool-Frankel 效应[18] 和杂质间的互作用[19]. 热施主的浓度随热处理时间增加而增加，Pool-Frankel 效应引起的能级降低正比于热施主浓度的 1/4 次方；杂质间的互作用引起的能级降低正比于热施主浓度的 1/3 次方．由于在没有 Pool-Frakel 效应的测量技术中（如霍耳效应）也观察到了 E_2 的降低[5]，因此后一种效应可能为主．

低温下电容值接近零，说明这时浅能级上电子完全冻结，从而断定低温峰和浅能级相关．按文献[13]对浅能级的处理，作出低温峰对应的 $\ln G_s\text{-}T^{-1}$ 曲线，如图 4(a) 所示，从其斜率可得浅能级位置．图 4 (a) 表明：100 小时处理后，低温电导 G/ω 峰对应两个能级 $E_3 = 52$ meV 和 $E_4 = 30$ meV。由于最浅能级 E_4 补偿掉 1.6×10^{15} 原子/cm^3 的硼之后浓度较小，故在导纳谱上和 E_3 合为一个电导 G/ω 峰；24 小时热处理后，低温电导 G/ω 峰仅对应一个能级 E_3，这是因为热处理时间短，产生的热施主少，E_4 不足以补偿受主硼因而测不出．

由于肖特基结的漏电导随温度上升而指数增加掩盖了导纳谱对更深能级的探测，我们进行了 DLTS 测量，测出一个更深的能级 $E_1 = 280$meV（见图 5)，其浓度随热处理时间增加而增加．

(ii) 高碳样品

B-Si 84 中碳浓度高达 1.3×10^{17} 原子/cm^3，450℃ 24 和 100 小时热处理后导纳谱如图 6 所示． 可以看出，高碳样品经 100 小时热处理后，导纳谱和低碳样品相似．多

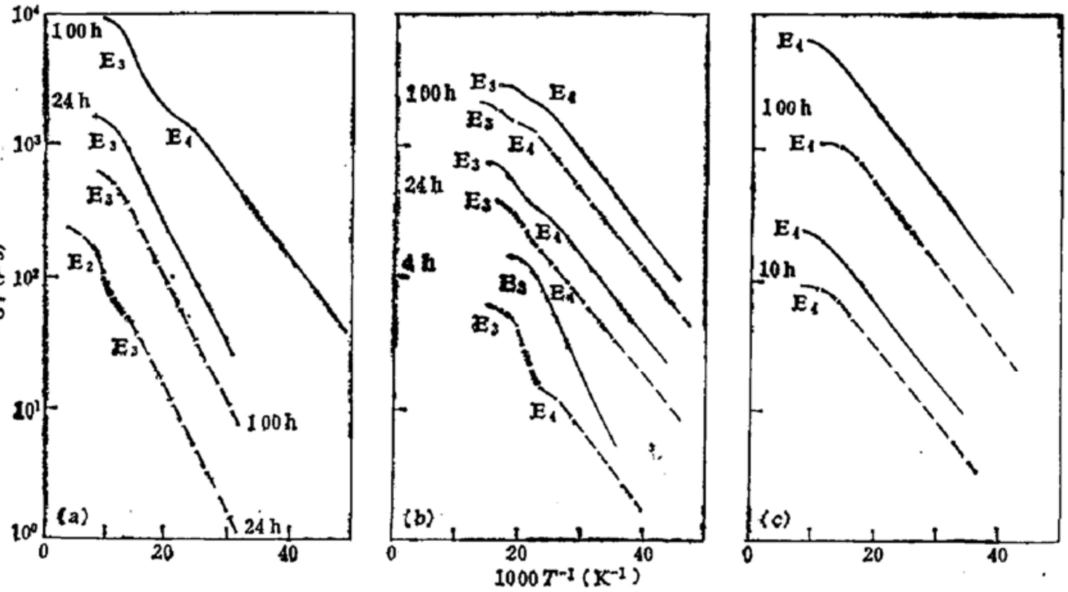

图 4 导纳谱中低温峰对应的 $\ln G_s\text{-}T^{-1}$ 曲线

(a)——B-Si82 ——B-Si84 (b)——Al-Si83 ——Ga-Si84 (c)——P-Si83 ——Sb-Si84

频温度扫描表明高温电导 G/ω 峰对应 E_2；低温电导 G/ω 峰对应的 $\ln G_s\text{-}T^{-1}$ 曲线表明该峰对应 E_3，如图 4(a) 所示． 由于碳的阻碍，产生的热施主少，E_4 的浓度不足以补偿硼的浓度，因而不能测出．24 小时热处理后的样品，由于热处理时间短，热施主产生少，因而补偿效应更显著．这时 E_3 也有大部份补偿了硼的受主能级，因此当 E_2 上有电子占据时就开始发生自由载流子的冻结，导纳谱上只出现一个电导G/ω峰．此峰对应的 $\ln G_s\text{-}T^{-1}$ 曲线给出两个能级E_2 和 E_3，如图 4 (a) 所示．此外，DLTS 测量表明 B-Si84 中也存在 E_1．

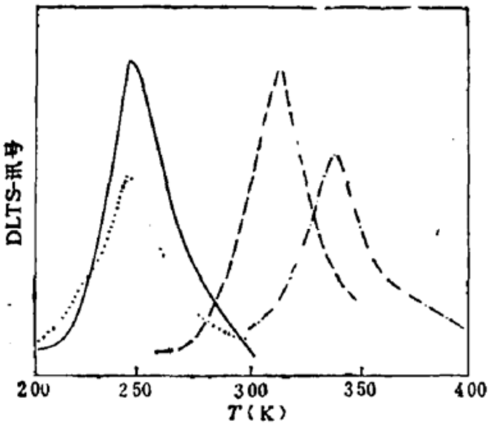

图5 E_1 能级对应的 DLTS 谱
450℃100 小时 $V_r = 5$ 伏 $\tau_i = 4$ms
——B-Si82 —·—Al-Si83
—·—Ga-Si84 ·········P-Si83

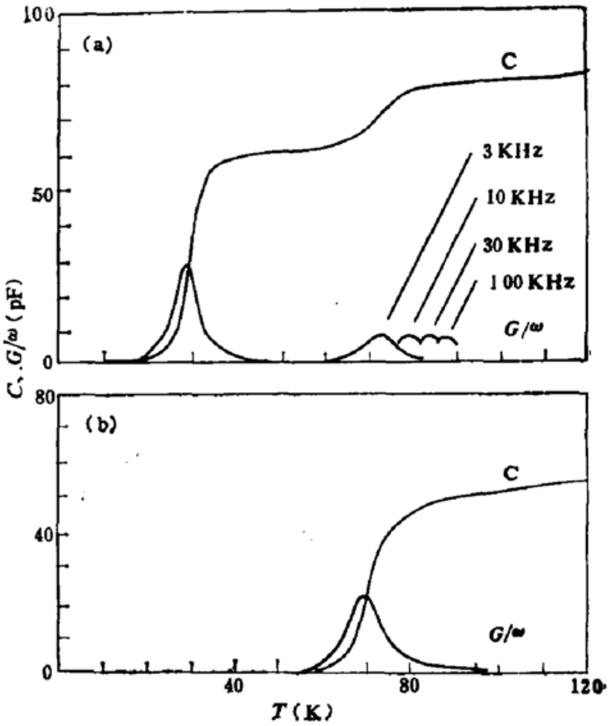

图6 B-Si84 的导纳谱
上图 450℃ 100 小时
下图 450℃ 24 小时

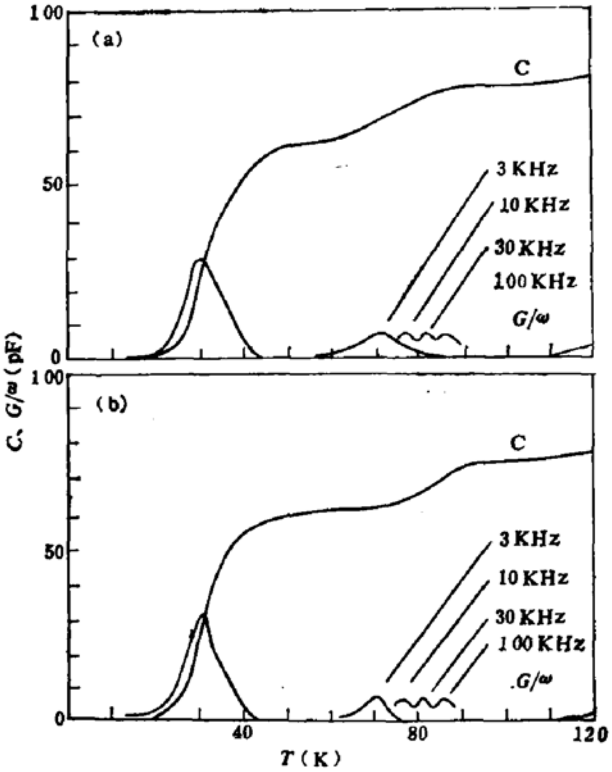

图7 Al-Si83 和 Ga-Si84 的导纳谱
(a) Al-Si83 450℃ 100 小时 (b) Ga-Si84 450℃ 100 小时

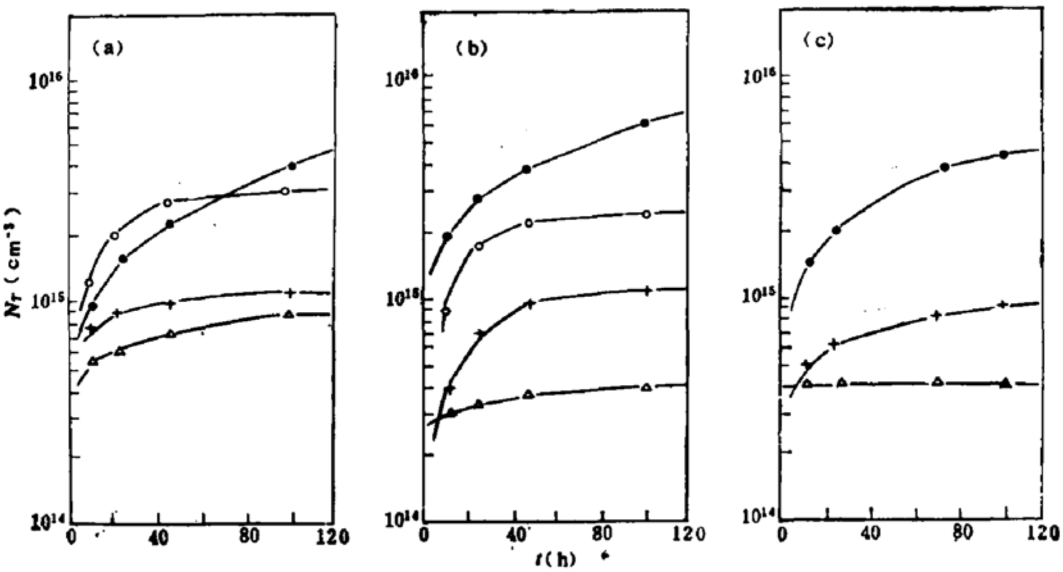

图 8　各个能级随 450°C 热处理时间变化

△E_1　+F_3　○E_3　●E_4

(a) Al-Si83 (b) Ga-Si84 (c) P-Si83

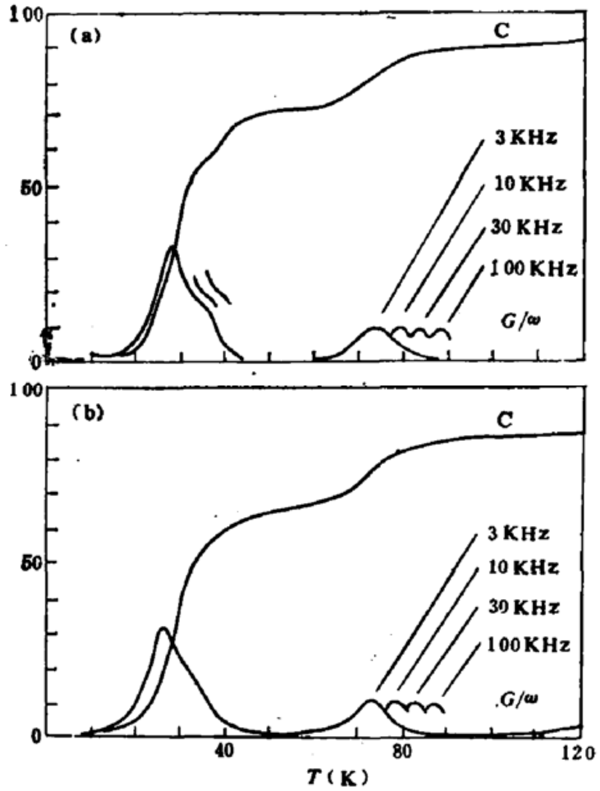

图 9　P-Si 83 和 Sb-Si 84 的导纳谱

(a) P-Si 83　450°C 100 小时　　(b) Sb-Si 84　450°C 100 小时

(2) 掺 Al-Si

图 7(a) 为掺铝样品 Al-Si 83 经 450°C 100 小时热处理后的导纳谱（2、10、24 和 48 小时热处理后导纳谱类似）。多频温度扫描表明高温电导G/ω峰对应 E_2(100 小时)=

110 meV．和掺硼样品一样，也观察到 E_2 随热处理时间增加而稍有降低．低峰电导 G/ω 峰对应的 $\ln G_s-T^{-1}$ 曲线如图 4(b) 所示，我们仍能分别得到能级 E_3 和 E_4．DLTS 测量测出一个更深的能级 $E_1 = 310$ meV， 如图 5 所示，并且其浓度随热处理时间增加而增加．

按文献[13]的方法，结合图 4(b) 的 E_3 和 E_4 浓度比值，并考虑对受主杂质的补偿，可得到 E_2、E_3 和 E_4 的浓度．DLTS 给出 E_1 的浓度．Al-Si 83 中各能级随热处理时间变化由图 8(a) 给出．

(3) 掺 Ga-Si

为了减少补偿效应，掺镓样品 Ga-Si 84 仅含镓 3.0×10^{14} 原子/cm^3．450℃ 热处理后，Ga-Si84 的导纳谱和掺硼、铝类似，图 7(b) 画出了 100 小时热处理后的导纳谱．多频测量表明高温电导 G/ω 峰仍对应位置随热处理时间增加而稍降低的 E_2；低温峰对应的 $\ln G_s-T^{-1}$ 曲线给出 E_3 和 E_4，见图 4(b)．DLTS 测量表明，Ga-Si 84 中存在浓度随热处理时间增加而增加的能级 $E_1 = 350$meV，见图 5．各能级浓度随热处理时间变化如图 8(b) 所示．

3. 掺 V 族杂质的 CZ-Si 中的热施主能级

(1) 掺 P-Si

掺磷样品 P-Si 83 经 450℃ 100 小时热处理后的导纳谱如图 9(a) 所示．低温峰的高温侧有一个肩，多频测量测得此肩对应能级 $E_0 = 44$ meV．从此肩的高度并结合 $C-V$ 测量粗略得到浓度为 $N_0 \doteq 1.0 \times 10^{15}$ 原子/cm^3． 将这两个数据和磷在硅中的能级 (44 meV) 以及原始样品 P-Si83 中磷的浓度相比，可断定此肩和磷的能级对应．

多频测量表明高温电导 G/ω 峰仍对应位置随热处理时间增加而减少的 E_2．低温电导 G/ω 峰对应的 $\ln G_s-T^{-1}$ 曲线如图 4(c) 所示，其斜率给出 $E_4 = 30$meV．不论是长时间(100 小时)还是短时间(2 小时) 450℃热处理，P-Si83 中都没探测到 E_3．DLTS 测量表明，P-Si83 的原始样品中就存在 $E_1 = 285$meV，见图 5．与掺 III 族杂质的 CZ-Si 不同，在 P-Si 83 中，E_1 的浓度并不随热处理时间变化．各能级浓度随热处理时间变化如图 8(c) 所示．

(2) 掺 Sb-Si

掺锑样品 Sb-Si 84 经 450℃ 100 小时热处理后导纳谱如图 9(b) 所示．多频测量表明，高温电导 G/ω 峰仍对应位置随热处理时间增加而降低的 E_2．低温峰对应的 $\ln G_s-T^{-1}$ 曲线给出能级 $E_4 = 31$ meV，见图 4(c)．由于锑的能级 (39 meV) 和 E_4 很接近，导纳谱不能将它们分开．和掺磷样品一样，Sb-Si 84 中不存在 E_3，DLTS 测量没有测出 E_1．

对少量样品，我们利用霍耳测量得到的 E_3 和 E_4 的值和利用导纳谱低温峰对应的 $\ln G_s-T^{-1}$ 曲线所得结果能较好符合[20]．

二、讨　　论

1. 与热施主有关的能级

我们的实验表明，掺 III 族杂质硼、铝、镓的 CZ-Si 中能测到 E_1，且浓度随 450℃ 热处理时间增加而增加，这说明 450℃ 热处理后掺 III 族杂质的 CZ-Si 中能形成 E_1。掺 V 族杂质的 CZ-Si，若 450℃ 热处理前 E_1 存在，则 450℃ 热处理后 E_1 的浓度并不发生变化；若 450℃ 热处理前 E_1 不存在，则 450℃ 热处理后 E_1 仍不存在。这说明掺 V 族杂质的 CZ-Si 经 450℃ 热处理后并不产生 E_1，同时也说明 E_1 有较好的热稳定性。Cleland 等人认为 III 族受主和氧能形成施主络合物[21]；Kaiser 等人指出和 III 族杂质有关的施主热稳定性较好，在 600℃ 以上的高温退火中很难消除[11]。我们的 DLTS 测量表明，E_1 的值随 III 族杂质种类不同而表现出差别。因此我们推断，Cleland 等人所说的和 III 族杂质有关的施主络合物可能就是 E_1 对应的缺陷态。图 8 表明，E_1 的浓度比其它能级的浓度低 1—2 个量级，由于其浓度小，因此大部份研究者在掺 III 族杂质的 CZ-Si 中没测到 E_1[4,22]，而有些研究者在掺 V 族杂质的 CZ-Si 中测到的 E_1 则可能在原始样品中就存在[3]。

大量报道表明，掺 III 族和 V 族杂质的 CZ-Si 经 450℃ 热处理后都出现 E_2，和我们的结果一致。有些研究者将 E_2 和 $E_3(E_4)$ 看成是同一缺陷的不同带电态，即双重施主[4,22]。我们的实验表明，E_2 和 $E_3(E_4)$ 的浓度并不相等，有时甚至相差很大(见图 8)。实际上，有些研究者测到了 E_2 却没有测到 $E_3(E_4)$；有些研究者测到了 $E_3(E_4)$ 却没有测到 E_2[23]。这说明他们样品中 E_2 和 $E_3(E_4)$ 的浓度相差较大，以致于测出其中一个能级时，测不出另一个能级。由此看来，双重施主的结论还有待探讨。

大部份作者没有将 E_3 和 E_4 区分，认为属于同一能级。Gaworzewski 认为，浅能级的值随热处理时间增加而从 61meV 减小到 18 meV[23]，Wruck 等人也同意他的观点[4]；但 Hoffmann 等人不同意他的看法，他们没有观察到这种减小[5]。我们的实验得到了两个不同的能级 E_3 和 E_4。我们认为，他们的矛盾是由没有将 E_3 和 E_4 区分开引起。Gaworzewski 的样品中含 III 族杂质较少 (4×10^{13} 原子/cm^3)，随着热处理时间增加，E_4 的浓度也增加，样品的补偿度变小，从而引起霍耳测量中 $\ln N\text{-}T^{-1}$ 曲线的斜率变小。同时，若不将 E_3 和 E_4 区分，则迭加的结果将使 $\ln N \sim T^{-1}$ 曲线的斜率变得更小。因此，Gaworzewski 观察到的浅能级降低可能来自于 E_3 和 E_4 的迭加以及补偿效应。而 Hoffmann 等人的样品中含 III 族杂质较多 (1.2×10^{15} 原子/cm^3)，E_4 补偿掉 III 族受主后可能并没有剩余或剩余很少，所以他们只能测得 E_3，这样就观察不到浅能级的降低。

我们的结果还表明，掺 V 族杂质的 CZ-Si 经 450℃ 热处理后只存在 E_4，不存在 E_3，另外我们指出，在掺 V 族杂质的 CZ-Si 中，Kimerling 等人用 DLTS 测得两个能级，$E_c - 70$meV 和 $E_c - 150$ meV，其中的 $E_c - 70$ meV 比我们 E_4 的值大一倍。Keller 等人认为此能级和霍耳测量得到的 $E_c - 120$ meV 对应，即我们的 E_2。这种测量值的差别由 Pool-Frankel 效应引起[24]。高灵敏度的 DLTS 测到的 $E_c - 150$ meV，由于浓度小，在其他测量技术中测不出，它可能是不同于 E_1、E_2、E_3 和 E_4 的另一能级。

2. 热施主的微观结构

含高浓度氧的 CZ-Si 经450℃热处理后出现了几个行为不同的施主能级,因此,试图用一个统一的微观模型解释热施主的各种性质是困难的. 目前已提出的五种关于热施主的微观模型在解释热施主行为时都存在弱点[6-10], 其原因主要是没有考虑各个能级对应缺陷态在结构上的可能不同. 近年对氧在硅中的扩散研究表明, 450℃ 下氧在硅中扩散很迅速[25], 因而能参与形成各种缺陷态. 三十年来的大量实验证明, 氧浓度低于 10^{16} 原子/cm^3 的单晶硅,经任何温度热处理后都没有测到施主态; 只有含高浓度氧的单晶硅经 450℃ 热处理后才产生施主[16,21]. 因此可以认为,我们实验中测到的四个施主能级都和氧有关.

前面已经指出, E_1 和 III 族受主有关. Hrostwski 在红外吸收光谱上曾观察到 [氧-镓]振动光谱[26]; Marchand 等人在热处理后的掺 Al-Si 中测出的 $E_c - 390$ meV 和我们的 E_1相近[27]. 因此我们认为, E_1对应的缺陷结构可能是 [氧-III 族受主]. 尽管 E_3 只在掺 III 族杂质的 CZ-Si 中出现,但其浓度往往比 III 族杂质的浓度高(见图 8),因此 III 族杂质不可能参与形成 E_3. E_2 和 E_4 在掺 III 族和V族杂质的 CZ-Si 中都存在, 因此它们的缺陷结构中不可能含有 III 族和V族杂质. 我们知道, CZ-Si 中除了间隙氧和掺入的 III、V族杂质外,只有碳和空位具有较高的浓度. 由于碳明显阻碍热施主形成,故碳不可能参与形成 E_2、E_3 和 E_4; 人们已对空位参与形成热施主的观点提出过疑问[28], 因此 E_2、E_3 和 E_4 的缺陷结构可能是氧在扩散过程中聚合而成的[Si_yO_x].图 8 表明, E_2 的浓度比 E_3 和 E_4 的浓度低许多. 因为更多的氧聚合在一起更不容易,所以 E_2 的缺陷结构中比 E_3 和 E_4 的缺陷结构中含有更多的氧.

3. III 族杂质的影响

目前对 III 族杂质为什么促进热施主形成仍不清楚. 可能有两个原因: 一是形成了 E_1 和 E_3. 图 8 表明, III 族杂质多的样品中 E_3 的浓度也多. 图 1(b) 表明,含 III 族杂质镓多的样品产生的热施主也多. 这些多出的热施主可能主要来源于 E_1 和 E_3. 二是 III 族杂质对氧在硅中扩散的影响. Gass 等人研究过杂质对氧在硅中扩散的影响[29]. 对表面掺有 III 族杂质铝和镓的硅样品,氧从表面扩散到体内的距离比表面未掺杂的硅样品短; 对表面掺有V族杂质磷的硅样品,氧的扩散情况和表面未掺杂的硅样品相似. 这说明 III 族杂质对扩散中的氧有吸引作用. 这种吸引作用使氧向四周的无规扩散变为朝着 III 族杂质方向的定向扩散,从而增加了氧聚合成团形成施主络合物的几率. III 族杂质离化后带负电可能是吸引正在扩散中的氧的原因[20].

Rava 等人研究过不同种类的 III 族杂质对热施主形成的影响. 热处理 8 小时后,掺镓样品中的热施主多于掺铟样品中的热施主, 掺铟样品中的热施主又多于掺硼样品中的热施主[12]. 杂质对硅中氧扩散影响的研究表明, 铝和镓比硼对氧扩散的影响更强烈[29]. 图 1(c) 表明, 热处理初期, 热施主的生成率在掺铝样品中比掺硼样品中高. 较长时间热处理后,掺硼样品中热施主浓度反而变高,这可能是掺硼样品中 III 族杂质和氧浓度稍高的原因. 因此我们认为, 不同种类的 III 族杂质仅对热施主形成初期的生成率发生影

响，最终热施主的浓度主要由硅中氧和 III 族杂质的浓度决定．

三、结　　论

1. 经过 450℃ 热处理后，掺 III 族和掺 V 族杂质的 CZ-Si 中产生的热施主能级不同．掺 III 族杂质的 CZ-Si 中产生四个施主能级：$E_1 = E_c - (350 \sim 280)$ meV，$E_2 = E_c - 120$ meV，$E_3 = E_c - 52$ meV，$E_4 = E_c - 30$ meV；掺 V 族杂质的 CZ-Si 中仅产生 E_2 和 E_4．

2. 由于这些能级分别具有不同的特点，因此不能用一个统一的微观模型解释热施主的各种性质，必须分别考虑各个能级的缺陷结构和杂质（本底效应）的影响．初步认为，E_1 对应[氧-III 族受主]络合物，E_2、E_3 和 E_4 对应 [Si$_y$O$_x$] 络合物，并且 E_2 的缺陷结构中可能比 E_3 和 E_4 的缺陷结构中含有更多的氧．

3. III 族杂质对热施主的促进来自两个原因：一是产生了 E_1 和 E_3；二是对扩散中的氧的吸引增加了氧聚合形成施主络合物的几率．不同种类的 III 族杂质对热施主形成影响的不同仅表现在热处理初期的生成率上，最终热施主的浓度主要由硅中氧和 III 族杂质的浓度决定．

对浙江大学材料科学系阙端麟教授提供掺杂硅单晶和中国科学院半导体研究所 $\boxed{\text{孙伯康}}$ 同志给予实验样品的帮助，谨致深切谢意．

参　考　文　献

[1] "Thirteenth International Conference on Defects in Semiconductors" (Coronado), Aug., (1984).
[2] J. R. Patel, Semiconductor Silicon 1981, Ed. by H. R. Huff, R. J. Kriegler, and Y. Takeishi (Electrochemical Society, Pennington, NJ1981), p. 189.
[3] F. J. Morin *et al.*, *Phys. Rev.*, **96**, 833(1954).
[4] D. Wruck and P. Gaworzewski, *Phys. Stat. Solidi* **A56**, 557 (1979).
[5] H. J. Hoffmann et al., *Appl. Phys.*, **A33**, 47(1984).
[6] W. Kaiser, H. L. Frisch, H. Reiss, *Phys. Rev.*, **112**, 1546(1958).
[7] K. Graff *et al.*, Semiconductor Silicon 1977, Ed. by H. R. Huff and E. Sirtl (Electrochemical Society, Princeton, NJ1977),, p. 575.
[8] D. Helmreich, E. Sirtl, 同 [7], p. 626.
[9] U. Gösele and T. Y. Tan, *Appl. Phys.*, **A28**, 79(1982).
[10] G. S. Oehrlein, *J. Appl. Phys.*, **54**, 5453(1983).
[11] W. Kaiser *et al.*, *J. Appl. Phys.*, **29**, 1292(1958).
[12] P. Rava *et al.*, 同 [2], p. 232.
[13] 高小平，周洁，许振嘉，(待发表).
[14] 许振嘉等，物理学报，**29**，867(1980).
[15] L. B. Valdes, *Proc. IRE.*, **42**, 420(1954).
[16] S. M. Sze, Physics of Semiconductor Devices, Johe Wiley and Sons, Inc. (1969).
[17] A. R. Bean and R. C. Newman, *J. Phys. Chem.. Solids*, **33**, 255 (1972).
[18] J. L. Pautrat, *Solid State Electron.*, **23**, 661(1980).
[19] G. L. Pearson and J. Bardeen, *Phys. Rev.*, **75**, 865(1949).
[20] 高小平，中国科学院半导体研究所硕士论文，(1984).
[21] J. W. Cleland *et al.*, *J. Electrochem. Soc.*, **129**, 2127 (1982).
[22] 许振嘉等，物理学报，**31**，(10)，1362(1982).
[23] P. Gaworzewski *et al.*, *Phys. Stat. Solidi*, **A55**, 699(1979).
[24] W. Keller and K. Wunstel, *Appl. Phys.*, **A31**, 9(1983).

[25] M. Stavola *et al.*, *Appl. Phys. Lett.*, **42**, 73(1983).
[26] H. J. Hrostwski *et al.*, *J. Phys. Chem. Sol.*, 4, 148(1958).
[27] R. L. Marchand and C. T. San, *J. Appl. Phys.*, **48**, 336(1977).
[28] J. L. Benton, L. C. Kimerling, and M. Stavola, 12th International Conference on Defects in Semiconductors, (Amsterdam), Aug., 1982, p. A21.
[29] J. Gass *et al.*, *J. Appl. Phys.*, **51**, 2030(1980).

Influence of Group III and Group V Impurities on Thermal Donor Properties in Silicon

Gao Xiaoping, Zhou Jie and Hsu Chenchia
(Institute of Semiconductors, Academia Sinica)

Abstract

Admittance spectroscopy technique is used for the first time to study heat treated CZ-Si at 450°C. The experimental results deriving from measurements made with the admittance spectroscopy technique combined with DLTS and Hall effect techniques show that the four donor energy levels are attributed to thermal donors (TD), E_c-(350—280) meV, E_c-120 meV, E_c-52 meV, E_c-30 meV. The influence of group III and group V impurities on these energy levels has been proved to be different. The enhanced effect of group III impurities on the formation of TD and the discrepancy of TD energy levels published in the literatures have been investigated and discussed in detail. It is suggested that a unique microscopic model to account for the various behaviors of TD seems improbable. In fact, a different donor energy level corresponds to a different defect structure, and therefore a variety of defect structures should be considered. A simple discussion has been made on the possible defect structures of these four donor energy levels.