

集成电路中的物理问题讲座

第一讲 硅中微缺陷及其形成过程

崔树范

钱家骏

(中国科学院物理研究所) (中国科学院半导体研究所)

随着半导体硅器件技术的不断进步,对晶体材料的完整性的要求越来越高。五十年代末观察到位错会引起 p-n 结的软击穿,因此发展了无位错硅单晶的生长技术。所谓宏观无位错晶体,通常是指用择优化学腐蚀看不到位错蚀坑,或在 X 射线形貌照片上看不到位错衬度,并不是指没有缺陷的完美晶体。正如 Sirtl 所说,从半导体级硅技术开始发展时起,晶体缺陷问题就是有关专家的永久伴侣。当晶体中无位错时,由于很难消除晶体生长时产生的点缺陷(自填隙原子和空位),因此在晶体冷却下来后,这些点缺陷会因过饱和而凝聚,形成尺度较宏观位错小得多的缺陷(一般在微米或亚微米量级)。这类尺度微小的缺陷就叫做微缺陷。微缺陷通常在垂直于生长轴的横截面上呈漩涡状分布。因此称为“漩涡缺陷”(swirl)。这类缺陷的择优腐蚀图形,是不同于位错蚀坑的二类“浅底”蚀坑(称 S 坑)。较大一种的尺度约 3—10 μm ,叫做 A 漩涡缺陷(或 A 团),较小的一种约 1 μm ,叫做 B 漩涡缺陷(或 B 团)^[4-6]。

随着研究工作的深入,人们又在硅晶体中发现了密度更大、尺寸更小并呈随机分布的 C 缺陷和 D 缺陷^[7,8]、“雾”状缺陷^[9],在含氢区熔单晶中的氢致缺陷^[10]以及在退火处理的直拉硅单晶中的氧沉淀^[11]等缺陷。这些微缺陷多数不是按漩涡花纹分布,但是人们习惯上还是把微缺陷就叫做漩涡缺陷。

微缺陷对器件性能有很大影响。由于微缺陷同载流子相互作用或导生其它电活性缺陷,会引起许多有害效应。特别是,随着超大规模

集成电路技术的不断发展,器件的线度已与微缺陷线度相当,缺陷的影响就更加突出。但是,微缺陷在某些场合也有它有利的一面,例如在 MOS 器件有源区之外的部分,氧沉淀及其产生的位错环等,在器件热工艺循环中可以吸收金属杂质,从而提高器件的性能,即所谓内吸除(本征吸杂)效应。

总之,研究微缺陷的本质、形成过程及消除方法,利用它的有利效应,抑制它的有害作用,对于提高器件性能是有很大意义的。这项研究已成为材料科学中的一个重要课题。

在硅的各类微缺陷中,氧沉淀及其导生缺陷是直拉硅单晶中目前最引人注意的课题。由于这个问题有别于传统上定义的漩涡缺陷,我们在本期发表的“直拉硅单晶中的氧沉淀”一文中讨论。

一、微缺陷的检测方法

微缺陷的检测方法主要有: 择优腐蚀法、红外显微术、X 射线形貌术、扫描电子显微术和透射电子显微术。

1. 择优腐蚀法

择优腐蚀法基于晶体中缺陷处的化学腐蚀速度不同于完整部分而引起蚀坑,从而达到显示该缺陷的目的。一般使用 Wright 腐蚀剂。A 或 B 缺陷呈浅坑,较小的微缺陷呈小丘状。直接观察生长态晶体称为常温择优腐蚀,而另一种是将晶体事先经过热氧化处理,后采用 Sirtl 腐蚀剂检验,这种方法称为 OS 法。

2. 红外显微术

样品经过锂或铜缀饰后,用红外显微术可以得到体缺陷的应力分布图案。该方法适合观察单个缺陷,对不同缺陷可显示出铜或锂的不同沉淀花样。A缺陷呈复杂花瓣状,B缺陷呈简单叶瓣状^[2,12]。

3. X射线形貌术

基于X射线波场和晶体中缺陷的相互作用,形成衍射衬度的X射线形貌学方法,是观察微小应力场的灵敏方法^[13]。在晶体周边附近,铜缀X射线形貌术能够同时观察到A,B和C缺陷^[14,15]。在晶体内部,由于铜原子易于被应力场较大的A缺陷所吸收,一般不能同时观察到A和B缺陷。只有当A缺陷密度小于 $10^5/\text{cm}^3$ 时才能观察到B缺陷。锂缀饰只能显示A缺陷。

铜缀工艺需要在900—950℃处理30分钟。透射电镜未发现铜缀工艺引起的附加缺陷即氧沉淀^[16]。但应当注意到,当直拉硅单晶氧含量高而微缺陷密度较低时,铜缀工艺的热处理引起氧沉淀是可能的。

在一定条件下(一般是厚样品),采用X射线投影形貌或截面形貌术可观察到未经缀饰的原生缺陷^[15,17]。

在大吸收条件下($\mu t > 10$,其中 μ 为晶体对X射线的线吸收系数, t 为晶体厚度)得到的X射线异常透射形貌图,即为动力学衍射衬度。由于动力学衍射对点阵畸变非常灵敏(达到 $\Delta d/d \approx 10^{-6}—10^{-7}$),可以不通过缀饰而直接观察原生微缺陷并研究应力场的性质。X射线截面形貌术采用很小的人射狭缝(10—30 μm)也能提供较好的动力学衍射条件。通常的X射线扫描透射形貌是无数个截面形貌的叠加,使一些干涉条件被破坏,因而前者获得的信息量比后者获得的要少得多,目前已采用截面形貌术和异常透射法观察到A缺陷^[17,18]。截面形貌术也是观察晶体内部氧沉淀分布的有效手段。

4. 扫描电子显微术

应用SEM的电子束感生电流(EBIC)需

要将样品做成肖特基势垒二极管。硅中的电活性缺陷影响EBIC视频输出,从而在显示屏上获得象衬。EBIC可用来观察氧化层错、位错、氧沉淀条纹和旋涡缺陷等。EBIC可观察到A和B缺陷。

5. 透射电子显微术

透射电子显微镜(TEM)和超高压透射电子显微镜(HVEM)对确定微缺陷和氧沉淀的结构和性质起着重要的作用。利用TEM和HVEM已查明FZ^[3,5]和CZ^[14]硅单晶中的尺寸较大的旋涡缺陷的结构是相同的(填隙型位错环),因此可以通称为A缺陷。也有人用HVEM观察到B缺陷具有空位型应力场^[16]。此外还给出了氧沉淀及其衍生缺陷的结构。

上述几种方法各有不同的优点和局限性,最好配合使用。由于硅中微缺陷应力场很弱,尽管经过国际上众多的科学工作者多年的努力,目前也只搞清了FZ和重掺P型CZ硅单晶中的A缺陷,n型CZ硅单晶中的A缺陷尚未鉴别,至于B,C和D缺陷的许多性质仍不清楚。这就成为了解它们的形成机理的一个很大障碍。

二、微缺陷的特征

微缺陷的突出特点是它们的尺度小,容易为位错线或晶体表面所吸收,可与金属杂质等络合(缀饰),畸变场很弱等等。经择优化学腐蚀之后,微缺陷的条纹通常与杂质条纹相平行或重合,二者的区别是,在适当的放大倍数之下,前者由分立的蚀坑(或丘)组成,而后者则是连续的蚀沟。

通常的旋涡缺陷是由A缺陷和B缺陷组成。它们的分布特征是,一般在靠近晶体周边区域只有B缺陷,在内部则两类缺陷都存在。透射电子显微镜的研究表明,A缺陷的本质是填隙型(非本征型)位错环、位错环团或堆垛层错等(图1)。单个位错环沿 $\langle 110 \rangle$ 方向伸长,伯格矢量量为 $a/2\langle 110 \rangle$ ^[19]。“干净”的B缺陷通常在透射电子显微镜中是观察不到的,说明这

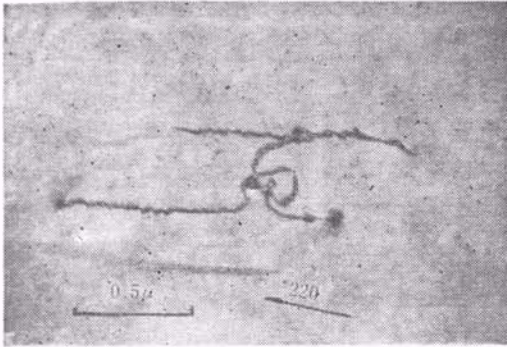


图1 原生 CZ 硅中的 A 缺陷(位错环团电子显微象)

类缺陷或者尺度小于分辨率, 或者其应变场太弱, 使电子衍射衬度太小, 而无法检测到。

不同类型微缺陷密度, 一般是与生长方式、温场、拉速、晶体中残留碳浓度以及掺杂浓度密切相关。我们将于下一节讨论。

三、微缺陷的形成机理

1. 微缺陷形成的主要实验结果

(1) FZ 硅中的 A 缺陷、B 缺陷和 D 缺陷的密度 n 同宏观生长速度 V 之间的关系可以用图 2 表示^[8]。当 $V > 5\text{mm/min}$ 或 $V < 0.2\text{mm/min}$ 时, 不产生 A 缺陷; 当 $V < 7\text{mm/min}$ 时, 不产生 D 缺陷。对于 CZ 硅, 消除 A 缺陷的临界拉速大约是 FZ 生长所需值的一半, 即约 2mm/min ^[19]。这个数值随晶体直径的增加和轴向温度梯度的降低而减少。

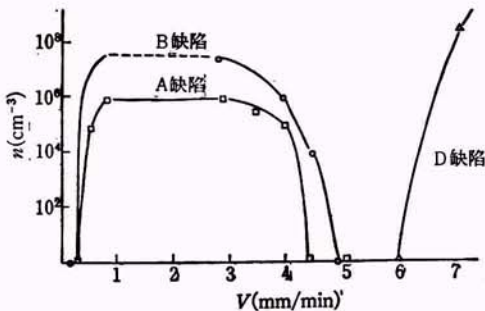


图2 FZ 硅中微缺陷密度 n 同晶体生长速度 V 的关系

(2) 某些作者为观察晶体生长速度和冷却速度对微缺陷形成的影响, 进行了“淬火”实验^[20]和“中断生长”实验^[17]。在淬火实验中, 晶

体持续生长一段时间后, 突然使晶体和熔体分别向上和向下以 20mm/min 的速度移动而快速分离, 同时关闭高频电源, 使得晶体低部在 50s 内从熔点 (1420°C) 附近冷却到 700°C 以下。中断生长实验是指在一定生长周期以后将拉速减小到零, 并维持一个给定时间, 然后恢复原生长速度继续生长或淬火。淬火和中断生长的实验结果如图 3 所示。图 3(a) 下端是生长的最后截面, Z_g 表示在中断生长周期过后继续生长出的一段晶体长度。当晶体最后截面为固液界面温度 T_0 时, 在离开固液界面距离为 Z_g 的晶体部位(即原来中断生长部位)的温度降为 T_g 。从图 3(a) 看出, 在中断生长期间的温度 T_g 处, 有一无 A 缺陷的空隙。这是由于填隙原子从 $Z < Z_g$ 区域向 $Z > Z_g$ 区域的

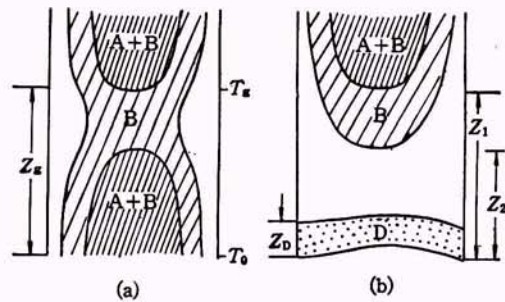


图3 微缺陷沿晶体纵截面分布图
(a) 中断生长的情况; (b) 生长以淬火结束的情况

陷阱(通常是先前已形成的微缺陷)扩散所引起的。这一扩散过程可以防止恢复生长后 A 缺陷的形成。增加中断生长周期可以使无 A 缺陷区域扩展, 并在同一温度 T_g 下形成 B 缺陷, 相应的温度间隔 $T_0 - T_g \geq 300^\circ\text{C}$ 。在图 3(b) 中, Z_1 , Z_2 和 Z_D 分别表示以晶体的最后截面为参考面的几种不同晶体区段, 其中缺陷的分布规律不同。从图 3(b) 可以看出, 淬火的晶体的最后部分不含微缺陷(在 Z_1 和 Z_2 区域分别不含 A 和 B 缺陷), 增加生长速度 V 时, Z_1 和 Z_2 增大。由图 2 可知, 微缺陷的形成同生长速度之间不是单调的关系; 微缺陷的形成事实上还取决于另一个生长参数 G_0 (G_0 为 T_0 附近的

轴向温度梯度),增加 G_0 或减小 V 都有助于 A 和 B 微缺陷的形成。生长速度足够高时,淬火晶体的最后部分形成均匀分布的 D 缺陷。 V 超过一定值(见图 2) 或 G_0 小于一定值时^[21],都可以观察到 D 缺陷。总之, G_0 和 V 两个生长参数在微缺陷形成中的作用是相反的。

2. 微缺陷形成的定性理论

(1) 各种理论模型的评述

蒋伯林曾综述区熔硅单晶中微缺陷形成的几种模型^[22]。本文不详述各种模型,而是谈谈最近的发展并简要分析各类模型。

自从 1965 年 Plaskett 首次报道硅中微缺陷^[1]以后, A 缺陷一度被认为是空位团。十年以后两个小组独立报道了 A 缺陷的结构是填隙型位错环^[3,5]。从此出现了几种关于微缺陷形成的模型:

(a) 平衡模型

Föll 及其合作者认为,高温下热平衡的点缺陷是自填隙原子,自填隙原子可以按照 Seeger 理论提出的扩展间隙组态凝聚,称为“小滴”,小滴中可以包含碳等杂质。不同的小滴在冷却中或者冻结成亚稳团(B 缺陷),或者崩塌,形成位错环(A 缺陷)^[23,24]。

(b) 非平衡模型

(i) 局部熔化模型

Chikawa 及其合作者在晶体生长模拟实验中观察到,在靠近固液界面的晶体中局部地形成“液滴”(与“小滴”不同,“小滴”仍是固态),冷却后在“液滴”处观察到 A 缺陷^[25]。

(ii) 点缺陷陷落模型

Petroff 及其合作者认为,过剩的自填隙原子是在结晶过程中陷落在晶体中的^[4]。非平衡模型的依据是 Webb 的结晶理论。晶体生长时,点缺陷通过固液界面陷落在晶体中。陷落的点缺陷可以是填隙原子,也可以是空位。当熔体密度大于晶体密度时,陷落点缺陷主要是自填隙原子。硅单晶生长就是这种情形。如果固液界面附近发生回熔,则会有更多的填隙原子陷落在晶体中。

在考虑回熔现象时应注意到,由于液态硅

的密度比晶态硅大 10%,在回熔区与基体晶格界面处形成填隙原子-空位对,同时填隙原子扩散进入回熔区,空位则扩散进入晶体。这样的过程也适用于 Chikawa 的“液滴”。当重新固化后,晶体中就同时存在填隙原子(在原回熔区)和空位(在未曾回熔的晶体部分)。以后,填隙原子和空位的命运将由它们的扩散和复合过程决定。

(c) 填隙和空位平行凝聚模型

Hu^[22] 和 Sirtl^[26] 认为硅单晶高温平衡下存在 Frenkel 型缺陷即填隙-空位对。空位和填隙原子以相互可以比较的数量共存。的确,如果填隙原子和空位之间相复合的势垒较高,则填隙原子和空位都幸存下来,进而有可能分别凝聚成间隙型的和空位型的缺陷。这就是所谓填隙-空位平行凝聚模型。这个模型最近得到 de Kock 等人^[4]的支持。

(2) 杂质在微缺陷形成中的作用

点缺陷在高温凝聚成为某些亚稳态集团时,热力学上需要高的熵和低的自由能。杂质对凝聚过程的影响因素之一是尺寸。考虑自填隙原子的各种可能的亚稳态集团——扩展填隙组态、液滴、密集相或 β -硅等等,尺寸比硅原子小的碳原子进入这些集团能使自由能降低。因此,许多杂质特别是碳,被考虑作为点缺陷凝聚的成核中心,这称为非均匀成核。凝聚的早期相可能是杂质和本征缺陷以相当随机的方式的组合。无论是 Höll 等人,还是 de Kock 等人,都把碳看作微缺陷的成核杂质,尽管他们关于 B 缺陷形成的观点迥异,因为碳的作用已被实验证实。例如,对于 FZ 硅,在低碳($< 10^{16}/\text{cm}^3$)晶体中未发现有 B 旋涡缺陷,但是当碳浓度在 $10^{16}—10^{17}/\text{cm}^3$ 之间时, B 旋涡缺陷浓度变化在 $10^7—10^{10}/\text{cm}^3$ 之间。对于 CZ 硅, B 和 C 缺陷的浓度也强烈地依赖于碳的浓度,并且在碳浓度低于 $10^{16}/\text{cm}^3$ 时, B 和 C 缺陷密度几乎为零。

我们知道,分凝系数小于 1 的杂质倾向于留在熔体中,从而形成杂质在晶体中按固液界面形状排列的非均匀分布(晶体学中称之为生

长带)。正是由于这个原因,以杂质作为成核中心的微缺陷的分布也反映固液界面的形状,即在晶体横截面呈旋涡状,而在纵截面呈条纹状。

de Kock 等人用 HVEM 观察到 B 缺陷具有空位型应力场。但是,空位型应力场和空位型缺陷之间不能等同。因为,如果碳原子同填隙原子一起形成富碳区,当其转变为 B 缺陷时也可以显示空位型应力场(碳原子半径仅为硅的 69%)。因此,由于没有一目了然的观察结果,B 缺陷究竟是空位团还是填隙团的凝聚,尚不能判定。

杂质作用的另一表现是荷电态因素^[4]。但其(B, Ga, Sb, P, As)浓度大于 $10^{17}/\text{cm}^3$ 时才有明显效应。中性杂质 Sn 无影响。

3. 微缺陷形成的定量理论

假定晶体生长中成晶的一瞬间,分别含有一定数量的不同点缺陷。那么,当这部分晶体随着整个晶体继续生长而离开固、液界面的距离为 z 时,这些点缺陷的情形如何?最后剩下的点缺陷类型等由哪些生长参数来决定?Voronkov 从这种思路出发给出一种比较系统的关于硅中微缺陷形成的定量表述^[27]。下面介绍一些他的理论的要点。

Voronkov 从观察生长速度 V 和温度梯度 G_0 对旋涡缺陷的影响得出:缺陷形成的第一阶段是位于结晶前沿的空位和填隙原子的复合和扩散。在复合阶段以后,保留在晶体中的点缺陷的类型和浓度依赖于比值 V/G_0 (当 $V/G_0 > \xi_i$ 时,为空位,当 $V/G_0 < \xi_i$ 时,为填隙原子; ξ_i 为一定的常数)。理论上得出的临界值为

$$\xi_i = \frac{E_i + E_v}{2kT_0^2} \frac{D_i C_{i0} - D_v C_{v0}}{C_{v0} - C_{i0}}, \quad (1)$$

式中 E_i 和 E_v 分别为填隙原子和空位的形成能, k 为玻耳兹曼常数, T_0 为熔点温度, C_{i0} 和 C_{v0} 分别为熔点时填隙原子和空位的浓度, D_i 和 D_v 分别为熔点附近填隙原子和空位的扩散系数。点缺陷参数由实验确定(见表 1)。由(1)式得 $\xi_i \approx 3.3 \times 10^3 \text{cm}^2/\text{s}^\circ\text{C}$ 。以上结果说明,为什么实验上发现在微缺陷形成过程中,生长速度 V 和温度梯度 G_0 的作用是相反的。

典型的生长条件相当于填隙原子的情形, $V/G_0 < \xi_i$ 。因此,以后的过程包括几个相继的阶段:填隙原子向晶体表面的扩散、初级填隙原子团的成核及集团的生长或向其它形式转变(特别是转变为位错环)。

填隙原子的凝聚同生长参数 V , G_0 和 R 有关(R 为晶体半径)。可以得出,如果生长条件满足下式:

$$VR \leq \mu_i D_i \left(\frac{A_0}{G_0 R} - \frac{G_0 R}{A_0} \right), \quad (2)$$

则填隙原子集团不能形成。 $\mu_i = 2.045$, 为贝塞耳函数的根。 $A_0 = \mu_i k T_0^2 / E^*$ 。而 $E^* = E_i - E(n_{cr})/n_{cr}$, 表示临界集团中的一个填隙原子的平均键能。 $E^* = 1.52 \text{eV}$, $A_0 \cong 390^\circ\text{C}$ 。

综上所述,有两个不同的条件限制填隙集团的形成:(a)当 $V/G_0 > \xi_i$ 时,剩余点缺陷不是填隙原子,而是空位;(b)若(2)式成立,则填隙原子完全退火,消失在晶体表面。当然,如果剩余点缺陷是空位时,就可以形成空位型的缺陷。

Voronkov 的理论解释了许多实验事实,我们期望理论所给出的结果能够被证明是有实用价值的。

在微缺陷的结构方面,目前只搞清了 FZ 和重掺 P 型 CZ 硅单晶中的 A 缺陷,其余 B, C

表 1 填隙原子和空位

平衡浓度 C_{i0} (在熔点 T_0) (cm^{-3})	C_{v0}/C_{i0}	填隙原子扩散系数 D_i (在 $T \approx T_0$) (cm^2/s)	D_i/D_v	填隙原子 浓度极大值 C_{im} (cm^{-3})	C_{vm}/C_{im}
1.3×10^{14}	1.07	5×10^{-4}	0.71	2.6×10^{13}	0.28

和D缺陷有待进一步鉴别。在理论模型方面,主要倾向于两种意见:一种(Föll等)认为,由热平衡自填隙原子凝聚转变为B缺陷和A缺陷,另一种(Hu和Sirtl)认为,自填隙原子和空位作为Frenkel缺陷平衡存在于晶体中,在冷却时可以分别凝聚成A缺陷和B缺陷。Voronkov的定量工作得出,生长参数存在一个使点缺陷类型发生转换的临界值(当 $V/G_0 > \xi$ 时,空位保留在晶体中;当 $V/G_0 < \xi$ 时,填隙原子保留在晶体中),因此这一理论有机地概括了上述两种意见。关于A缺陷和B缺陷的形成过程,Voronkov和Föll的思路是类同的。晶体轴向温度梯度 G_0 和宏观生长速度 V 在微缺陷形成过程中的作用是相反的,增加 G_0 和减小 V 都有助于微缺陷的形成。理论上预见存在着防止微缺陷形成的生长参数—— G_0 , V 和 R 的相互制约,并受到碳等杂质含量的影响。

参 考 文 献

- [1] T. S. Plaskett, *Trans. Metall. Soc. AIME*, **233** (1965), 809.
- [2] T. Abe et al., *Jap. J. Appl. Phys.*, **5**(1966), 458.
- [3] P. M. Petroff and A. J. R. de Kock, *J. Crystal Growth*, **30**(1975), 117.
- [4] P. M. Petroff and A. J. R. de Kock, *J. Crystal Growth*, **36**(1976), 4.
- [5] H. Föll and B. O. Kolbesen, *J. Appl. Phys.*, **8** (1975), 319.
- [6] H. Föll et al., *Phys. Stat. Sol. (a)*, **29**(1975), K83.
- [7] Н. В. Веселовская, Э. Г. Шейхет, К. Н. Неймовк, Э. С. Фалькевич, *Рост и Легирование Полупроводниковых Кристаллов и Пленок, Часть, 1*, (1977), 284.
- [8] P. J. Roksnor et al., *J. Crystal Growth*, **53** (1981), 563.
- [9] W. T. Stacy et al., in *Semiconductor Silicon*, Eds. H. R. Huff et al., *Electrochem. Soc. Inc., N. J.*, (1981), 344.
- [10] 崔树范等, *物理学报*, **28**(1979), 791; *中国科学, A辑*, **11**(1983), 1033.
- [11] J. R. Patel, *J. Appl. Phys.*, **44**(1973), 3903.
- [12] S. M. Hu, *J. Vac. Sci. Technol.*, **14**(1977), 17.
- [13] 许顺生、冯端等编著, *X射线照相学*, 即将由科学出版社出版。
- [14] A. J. R. de Kock et al., *J. Crystal Growth*, **49** (1980), 718.
- [15] 袁振洪等, *物理学报*, **32**(1983), 685.
- [16] A. J. R. de Kock et al., *Appl. Phys. Letters*, **34** (1979), 611.
- [17] A. J. R. de Kock et al., *J. Crystal Growth*, **30** (1975), 279.
- [18] А. Л. Трайнин, Э. Г. Шейхет, *Физика, Твердого Тела*, **21**(1979), 161.
- [19] A. Seeger et al., *Phys. Stat. Sol.*, **29**(1968), 455.
- [20] A. J. R. de Kock et al., *J. Crystal Growth*, **35** (1976), 245.
- [21] N. V. Voselovskaya et al., in *Abstracts of ICCG-6, Moscow, Vol. 4*, (1980), 289 (in Russian).
- [22] 蒋柏林, *物理学进展*, **2**(1982), 144.
- [23] H. Föll et al., *J. Crystal Growth*, **40**(1977), 90.
- [24] H. Föll et al., *J. Crystal Growth*, **52**(1981), 907.
- [25] J. Chikawa and S. Yushikawa, *Solid State Technol.*, **23**(1980), 65.
- [26] E. Sirtl, in *Semiconductor Silicon*, Eds. H. R. Huff and E. Sirtl, *Electrochemical Society Princeton*, (1977), 4.
- [27] V. V. Voronkov, *J. Crystal Growth*, **59**(1982), 625.
- [28] D. W. Johnson et al., *Multichannel Image Detectors*, Y. Talmi ed., *ACS Washington, D. C.* (1979), p. 115.
- [29] C. Alan et al., *Biophys. J.*, **20**(1977), 369.
- [30] C. Alan et al., *Proc. Soc. Photo-Opt. Instru. Eng.*, **113**(1977), 128.
- [31] M. M. Malley and G. Mourou, *Opt. Commu.*, **10** (1974), 323.
- [32] R. W. Anderson Jr., *J. Chem. Phys.*, **70**(1979), 1134.
- [33] Von H. Bergner et al., *Experimentell Technik der Physik*, **30**(1982), 407.
- [34] T. Kobayashi et al., *J. Chem. Phys.*, **70**(1979), 886.
- [35] J. D. Simon and K. S. Peters, *Chem. Phys. Lett.*, **98**(1983), 53.
- [36] M. Alden et al., *Appl. Opt.*, **21**(1982), 1236.

(上接第243页)

- [2] Y. Talmi, *Appl. Spectr.*, **36**(1982), 1.
- [3] G. Horlick, *Appl. Spectr.*, **30**(1976), 113.
- [4] Y. Talmi, *Multichannel Image Detectors*, Y. Talmi ed., *ACS Washington, D. C.* (1979), p. 3.
- [5] G. Horlick, *Anal. Chem.*, **45**(1973), 1490.
- [6] K. W. Jackson et al., *Appl. Spectr.*, **28**(1974), 569.
- [7] K. M. Aldons et al., *Anal. Chem.*, **47**(1975), 1034.
- [8] K. W. Busch et al., *Anal. Chem.*, **46**(1974), 2074.
- [9] G. Horlick and E. G. Coddling, *Anal. Chem.*, **46** (1974), 133.
- [10] H. M. Crosswhite et al., *J. Opt. Soc. Am.*, **72** (1982), 1799.
- [11] T. L. Chester et al., *Appl. Spectr.*, **30**(1976), 410.