

GUICAILIAOZHILIANGYUGUIQIJIANHONGYI

硅材料质量与硅器件工艺

上海科学技术文献出版社



内 容 提 要

本书选自于上海 1977 年《集成电路与硅材料关系讲座》讲稿中的十一篇，它基本上反映了当时本市半导体硅材料和硅器件工艺的科研和生产水平，对从事硅材料与硅器件专业的科技人员、大专院校师生有参考价值。

硅材料质量与硅器件工艺

*

上海科学技术文献出版社出版

(上海高安路 6 弄 1 号)

新华书店上海发行所发行

上海商务印刷厂印刷

*

开本 787×1092 1/16 印张 10.75 字数 275,000

1979 年 8 月第 1 版 1979 年 8 月第 1 次印刷

印数: 1—9,000

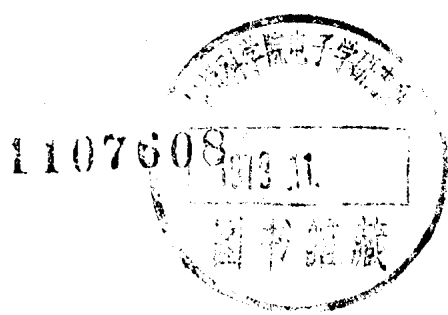
书号: 15192·23 定价: 1.35 元

(限国内发行)

73.722
111

目 录

1. 国外半导体硅单晶及其质量	上海有色金属研究所	夏锦禄 (1)
2. 硅晶片的切磨抛工艺	中国科学院上海冶金研究所	王自筠 (12)
3. 硅烷外延	复旦大学	张冠生 (23)
4. 诱生缺陷与硅器件性能	中国科学院上海冶金研究所	杨传铮 田佩兰 (34)
5. 杂质吸收效应	上海半导体器件研究所	王儒全 (72)
6. 硅-二氧化硅界面态	复旦大学	王 迅 (82)
7. 硅材料测试方法的几点改进	上海科学技术大学	曹泽淳 (92)
8. 汞探针容-压法硅外延测试	上海元件五厂、复旦大学	包宗明 (98)
9. 汞探针 C-V 测试在硅外延生产及元件工艺中的作用		
.....	上海元件五厂、复旦大学	包宗明 (104)
10. 扩展电阻法的基本原理及其应用	复旦大学	张敬海 (111)
11. X射线貌相术及其在半导体材料和器件中的应用		
.....	中国科学院上海冶金研究所	杨传铮 (125)



国外半导体硅单晶及其质量

上海有色金属研究所 夏锦禄

半导体硅材料的发展仅仅只有廿年左右的时间,但它在整个半导体材料范围内的重要性已确定无疑。这是由于硅材料本身具有一些独特优点,如原料丰富,禁带宽度适中,器件能在较高室温下使用,容易形成稳定的氧化膜等,而且由于材料和器件工作者的努力,不断提高硅材料质量,改进器件工艺及研制新颖结构的器件,从而更加发挥了硅器件的优越性。目前就高纯硅的用途来讲,它除了大量地用作半导体电子器件的材料外,其次也有一部分用作红外线的光学材料,对于 n 型 $\rho_n > 1$ 欧姆-厘米; p 型 $\rho_p > 5$ 欧姆-厘米的高纯硅,其表面处理后,对于波长为 $1\sim 7$ 微米的红外光其透过率达 $90\sim 95\%$ 。如果加工成单晶形式,则可作为红外光聚焦透镜,国外大直径的硅单晶就是用于这个领域,它可用来对具有红外辐射的目标进行夜视跟踪、照像、追击等。第三由于半导体硅具有特高的纯度,目前已开始扩大它在电子器件工艺中作为高纯辅助材料,器皿来使用。例如:外延时的硅基座,器件氧化时的溅射靶,高清洁度的硅片盛放容器,器件氧化,扩散工艺过程用的硅炉管等等。

半导体工业用的多晶硅,其关键问题是提高纯度,自从出现三氯硅烷氢还原制取高纯硅的工艺后,硅的纯度已经得到解决,并进入大规模的工业生产,向更高质量的目标努力。随之,就是提高单晶硅的质量,比如:能准确控制硅单晶中电活性杂质(硅中的 III_B 、 V_B 族杂质)的含量及其分布,减小补偿度;尽可能降低重金属有害杂质的含量;尽可能使晶体结构完美(力求减少微缺陷,微沉淀,消

除剩余应力,提高热稳定性,解决杂质条纹,避免漩涡花纹等);降低非金属杂质含量(如轻元素; C 、 N_2 、 O_2)。

国外为了对晶体质量进行深入细致的研究,采用了一系列的分析手段,如:质谱仪,红外光谱仪,红外显微镜,电子探针,离子探针,电子显微镜,放射性活化法, X 光貌相法,电子顺磁共振法等等。因而才能找出硅单晶存在的质量问题及努力方向。为了制备更好质量,更适合器件需要的硅单晶,除了工业化所采用的CZ法及FZ法外,也有少量的硅单晶是用基座法生产的,1964年所报道的美国Texas仪器公司产品牌号为Lopex硅单晶,就是采用此法制备的,这类单晶质量较好,其特点是:少数载流子寿命高,氧含量低。除此,人们为了减少硅单晶在器件工艺过程由于切割、研磨、抛光而浪费的硅材料,同时也是为了节省硅片加工时间,很早就设想直接获得片状硅单晶,枝蔓状晶体及枝间蹼晶片的制备就是一种尝试,现在又发展了片状硅的浇铸法(获得的是多晶硅片,准备用于制备太阳能电池),有坍塌横向拉制法及EFG法(Edge-defined Film-fed Crystal Growth),其中以EFG法(即周边限制薄膜供料晶体生长法)最近比较活跃,美国TYCO实验室已投入大量费用对此法进行研究,这种晶片主要是解决太阳能电池的材料问题。1974年报道TYCO公司已制得宽为:25毫米,长为:450毫米的硅片,其日光电池效率达 10% 。1977年又报道了为解决能源问题,充分利用太阳能而促使EFG法拉制的片状硅单晶又达到了新的水平,文内指出:采用电阻式感应

加热法可以控制宽 2 英寸,厚 8~12 微米,连续拉制长度 >70~80 英尺(即 >21~24 米),拉制的片状硅单晶可以绕在直径为 3 米的卷盘上。此片状硅单晶制成的太阳能电池其转换效率达 6~12%,一般 >10%。但是正如上面所说,现代电子材料硅单晶的工业化规模的生产乃是 CZ 法及 FZ 法,下面将分三个问题作一些简单的讨论。

一、硅单晶的生产情况

自从 1950 年出现第一只硅晶体管,为了控制其制备工艺,并重现其特性,就迫切要求获得较好的硅单晶。1952 年采用 CZ 工艺(即有坩埚直拉法)人工培育了硅单晶,当时每锭单晶重量只有几十克,直径为十几毫米,随即发展到投料 100~200 克,直径 25 毫米,到 1960 年后发展更快(如表)。

表 1 硅单晶的投料量、晶体直径发展情况

项 目	1960年	1962年	1964年	1965年	1966年	1970年
多晶投料量	200克	400克	700克	1000克	4000克	4000克
单晶直径	1英寸	1英寸	1 $\frac{1}{2}$ 英寸	2英寸	2英寸	2~3英寸

随着电子工业的发展,对获得大尺寸的硅单晶的要求更加迫切,因为增大硅单晶直径可促使器件成本降低,生产效率提高。所以目前国外直拉硅单晶直径为 75 毫米的占 30%,一般直径为 50 毫米,投料 4 公斤,长度为 1 米;直径 100 毫米的硅单晶也开始生产;直径 220 毫米的硅单晶已出现展品。直拉硅单晶的投料量仍在增加:由每炉投料量 4 公斤增加到 25 公斤,甚至 35 公斤。1973 年西德某公司的每炉多晶硅投料量为 16 公斤,单晶直径 75 毫米,长度 1400 毫米,发展计划是:直径 5 英寸、长度 1500 毫米。如果按每锭单晶重量为 4 公斤/(每天·每台炉)计算,则每台单晶炉年产单晶硅即在 1 吨以上。由于装料量的增加,熔化时间就相应延长,硅料必然受到沾污,所以又出现了连续投料的单

晶炉,以达到设备生产量高、但单次投料量却不很大的目的,它是在拉制时坩埚内余料 20% 的情况下,使之保持熔化状态,取出晶体,同时投入新料,这样即节省了石英坩埚,减少了硅材料的沾污,又缩短了装拆炉的时间,提高了工作效率。这些大容量的硅单晶拉制设备,大多数是采用充气保护,电阻加热方式。

由于扩大投料量,拉晶时间延长,人工控制就显得过度疲劳,必然影响晶体质量。所以拉晶过程的自动控制就被提到日程上。自动控制系统检取讯号的方法有:用热电偶测量温度;用光学法测量固液界面的光环直径;用模拟法测量晶体重量等。当生长晶体直径发生变化时,可以通过电子计算机、控制籽晶转动,籽晶升速,坩埚转动,坩埚升速及加热温度来保持晶体维持等径生长。并配有工业电视摄像,使操作者可以通过电视荧光屏,清晰地观察炉内晶体生长情况。这种设备人工劳动强度大大降低,操作简单,一人同时可以控制几台拉晶设备,而且晶体质量稳定。曾经报道了美国的拉晶炉对直径 19~57 毫米范围内的硅单晶的等径生长,其直径变化可以控制在 0.38 毫米以内;法国的控制直径为 100 毫米的大单晶炉,可以控制晶体直径变化为 1%。一般情况晶体重量为投料量的 95~98%,而晶体成品率占其整个长度的 80%。

值得引起注意的是,随着晶体直径的增加,必须保证供给大直径的高纯石墨及石英坩埚,这是因为要满足增加投料量,同时也是为了满足石英坩埚和晶体直径比必须大于 2.5:1,只有在此条件下,大容量单晶的质量才能得到保证,绝对不能追求增大晶体直径而缩小这个比例。比如:国外拉制直径 30~40 毫米的硅单晶,投料 1~2 公斤,坩埚直径 75~125 毫米;拉制直径 60~75 毫米的硅单晶,投料 5~7 公斤,坩埚直径 200 毫米。从引晶到等径生长,以往采用小角度放肩,这样

不仅延长了拉晶时间,而且浪费了材料,新的放肩技术是减小拉晶速度,降低熔体温度,使晶体在径向的扩大速率为1毫米/分,因此,晶体肩部就显得平坦,而放肩时间却节省了一半(现在放肩时间约30分钟即可),同样可得到无位错的硅单晶。

1953年悬浮区熔法(P. H. Keck等人)被用来提纯半导体硅,当时由于多晶硅的杂质含量太高,就采用了外加热式的悬浮区熔炉(感应线圈在石英炉管外面,被加热的硅棒在石英炉管里面,炉内充入氢气)来提纯多晶硅,以除去在高温下、比熔硅蒸汽压较大的杂质及除去在熔硅再结晶时,分凝系数小于1的杂质,但由于硼的蒸汽压既小,不能用蒸发作用将其从熔硅中除去;又因其分凝系数接近于1,所以熔区通过次数的增加,几乎对于除硼没有作用。后来发展了湿氢除硼技术,使氢气氛中的水汽和硅中的硼作用,而使硼变成蒸汽压较大的氧化硼,接着它就从硅熔体表面蒸发到气氛中去,而使硅中硼含量下降,不过这种提纯硅材料的方法效率太低,并且悬浮区熔工艺,主要应该用来作为生产高纯硅单晶的手段,它能保持硅材料在转化为单晶时不被沾污。后来由于制备高纯硅技术的发展,利用 SiHCl_3 氢还原法,将硅沉积在硅棒载体上,使多晶硅纯度有了显著提高,其硼含量、磷含量分别达0.05及0.5ppb,所以悬浮区熔法就承担了高纯硅单晶的制备任务,它和直拉法相比,约占单晶产品的30~40%。然而,最初阶段的外加热式悬浮区熔法,按照熔区的液硅重量主要由熔硅的表面张力来支撑的理论进行推算,则当熔硅长度为10毫米左右,硅棒的直径只能小于20毫米。但经过改成为内热式区熔炉之后,使耦合效果得到改善,增加了磁场托浮,改变线圈结构形式,高温细熔区压送供料,再加上偏心机构的采用等措施,使区熔单晶的直径由30毫米增加到1965年的40毫米,1967年达57毫米,直径75毫米的区熔单晶,已经工业

化生产(1975年日本已经有稳定区熔单晶直径为75毫米的生产趋势),直径90~100毫米的区熔单晶的试制也取得进展。由于大直径化,自动控制及设备行程的增加,则每台区熔单晶炉的单晶成品重量都在几公斤以上。

国外区熔单晶一般分为两类产品,即:VFZ和MFZ。VFZ是在真空条件下制备的硅单晶,MFZ是在纯氩气氛或是在含有<10%氢的氩气氛下制备的硅单晶。氢气及氩气的纯度均>5个“9”,露点均<-70°C。偏心机构的作用是:增大晶体直径;减小晶体径向电阻率的不均匀性,稳定无位错硅单晶的生长。对于生长直径为75毫米的硅单晶,其区熔炉的内径为400毫米。

区熔硅单晶除了集中于高压二极管,可控硅,功率晶体管外,现在也考虑到区熔单晶的高级性能,开始将这种材料用于MOS·IC及MOS·LSI元件方面。

目前,无论是直拉硅单晶或是区熔硅单晶的生产仍然朝着下列四个方面发展:第一,高质量化。进一步扩大电子计算机在拉晶过程的自控作用,在拉晶装置上增加退火设备以保证晶体质量。第二,大容量化。扩大投料量,扩大晶体直径。第三,高效率化。提高设备的运转率,即提高材料再供给系统的效率和简化操作手续。第四,标准化。为了更有效,更经济地利用硅材料,而且也是为了确保器件成品率及其规格的一致性,国外无应力、机械参数标准化的抛光硅片已列为产品项目。

曾经有人预言,硅材料的消耗量,从1970年~1980年,每年将以20%的速度向前发展。1973年估计世界硅单晶的产量为1960年左右的十倍,达1200吨,其中区熔单晶占500吨,价格却下降到原来的1/5。1974年美国高纯硅生产850吨,1975年苏联高纯硅生产500吨,1976年日本高纯硅生产263吨,估计到1977年美国高纯硅年产可达1400吨。

由上可知,国外随着电子工业迅速发展,电子材料高纯硅,单晶硅的产量,质量,品种,价格也随着发生变化。

二、硅单晶的电阻率及寿命

随着电子技术的发展,半导体硅器件的品种日益增加,它对硅单晶材料的物理参数要求也不断提高,而不同硅器件对上述参数的要求又不一致。此如不同击穿电压的硅器件就要求不同电阻率的硅单晶(见表2),不过各类器件都要求硅单晶中杂质的分布均匀性良好。硅合金结的击穿电压 V_B 就和硅单晶中所含杂质浓度有关:

$$V_B = 2.13 \times 10^{12} \times N^{-0.66}$$

其中 N 是硅单晶中的杂质浓度(见图1)。而杂质是直接影响硅单晶的导电型号及电阻率(硅中的硼、铝为 p 型导电杂质;磷、砷、锑为 n 型导电杂质)的。硅单晶中 V_B 或 III_B 族的杂质含量和电阻率的基本关系式是:

$$\rho = \frac{1}{|C_n - C_p| e \mu_{n(p)}} \quad (1)$$

式中 ρ : 硅单晶的电阻率(欧姆-厘米); C_n : n 型杂质浓度(厘米⁻³); C_p : p 型杂质浓度(厘米⁻³); e : 电子电荷(1.6×10^{-19} 库仑); μ : 载流子迁移率($\text{cm}^2/\text{sec} \cdot \text{V}$), 当 $C_n > C_p$ 时,取 μ_n 值,单晶导电型号为 n 型;当 $C_p > C_n$ 时,取 μ_p 值,单晶导电型号为 p 型。

不同硅器件对硅单晶少数载流子寿命值的要求也是不同的: 高速开关管要求少数载流子寿命值低的硅单晶,它是通过掺入杂质金使材料少数载流子寿命值降低来获得的;整流器、晶体管要求少数载流子寿命值为 $n \times 10$ 微秒;可控硅要求少数载流子寿命值为 $n \times 10 \sim n \times 10^2$ 微秒;探测器要求少数载流子寿命值为 $\geq 1 \times 10^3$ 微秒。

然而,理想的无杂质的本征硅单晶,在室温下,其本征载流子浓度为 1.4×10^{10} 个/厘米³,对应的本征电阻率 $\rho_i = 3 \times 10^5$ 欧姆-厘

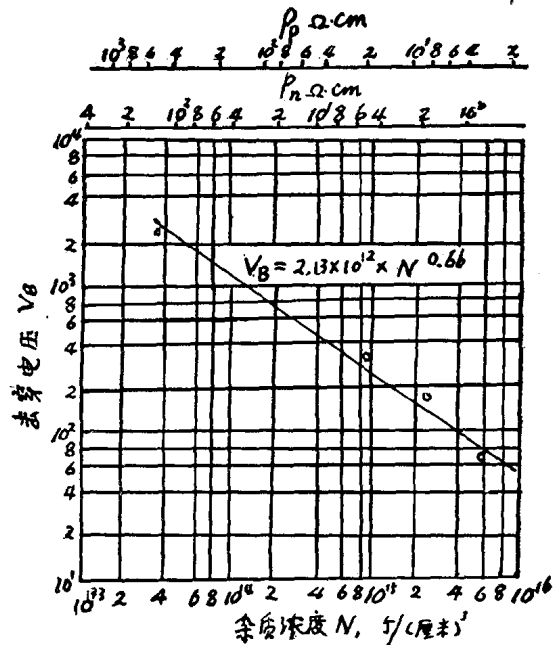


图1 硅合金结击穿电压 V_B 和杂质浓度 N 的对应关系

表2 不同硅器件所要求硅单晶的电阻率

硅器件名称	导电类型	硅单晶电阻率(欧姆-厘米)
硅外延片衬底	n	10^{-3}
二极管	n	0.05~100
晶体管	$n(p)$	1~3, (1~15)
太阳能电池	n	0.1~10.0
可控硅	n	100~300
整流器	$n(p)$	20~200, ($n \times 10 \sim n \times 10^2$)
LSI	p	8~13
PIN	p	$1.5 \times 10^3 \sim 1.5 \times 10^4$
探测器	$n(p)$	$1 \times 10^3 \sim 5 \times 10^3$

米,它相当于硅原子中有

$$\left(\frac{1.4 \times 10^{10}}{5 \times 10^{22}} \div \frac{1}{10^{12}} \right) 10^{-12}$$

是处于电离状态,如果换算成相等数量的电离杂质,则此时杂质含量为 10^{-12} ,对应于硅的纯度为 12 个“9”。所以硅中 III_B 、 V_B 族杂质含量若大于 10^{-12} 时,则其电阻率就明显下降(其对应关系由公式(1)计算)。因此,可以通过掺杂工艺将高纯硅制备成预期要求电阻率的硅单晶以满足器件需要。

目前多晶硅的纯度一般已达到硼含量

<0.05 ppb; 磷含量 <0.5 ppb。曾经报道了美国贝尔电话实验室的速度为 10 微微秒的半导体开关器件是用电阻率为 10^4 欧姆-厘米的硅单晶制成的。所以, 人们为获得本征纯的硅单晶已经为期不远, 虽然这种材料本身的应用价值还有待研究, 但毫无疑问, 它对于进一步开展对半导体硅的研究是有很大意义的。

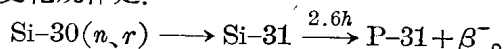
对于理想的无杂质的本征硅单晶, 在室温下, 根据光跃迁理论推得载流子本征寿命值 $\tau_i = 3.5$ 秒。然而实际工作中所获得的最佳晶体其少数载流子寿命值仅为 10^{-3} 秒的数量级, 比如已经得到寿命为 3000 微秒的硅单晶, 一般情况少数载流子的寿命值为 10^2 微秒的数量级。材料少数载流子寿命值不高的原因, 主要是硅单晶中存在着有害杂质 Cu、Fe、Ni、Au、……, 即使此类杂质含量降到 10^{11} 个/厘米³ 时, 它仍然要严重地影响少数载流子的寿命值, 因为它们是深能级杂质, 虽对导电类型没有贡献, 但却专门起复合中心作用; 此外硅单晶中的各类缺陷, 也起着复合中心的作用, 所以少数载流子的寿命值就难提高。

影响硅单晶电阻率及少数载流子寿命的杂质, 除了来自于原料多晶硅, 单晶制备工艺过程的沾污影响也是一个重要环节, 比如空气中的灰尘、腐蚀处理时的器皿、酸、水、试剂、拉晶设备、籽晶夹头、电极、气体管道、密封材料、油泵蒸气, 凡此等等都必须按超纯工艺标准, 严格要求, 才能人为地准确控制硅单晶中的杂质。

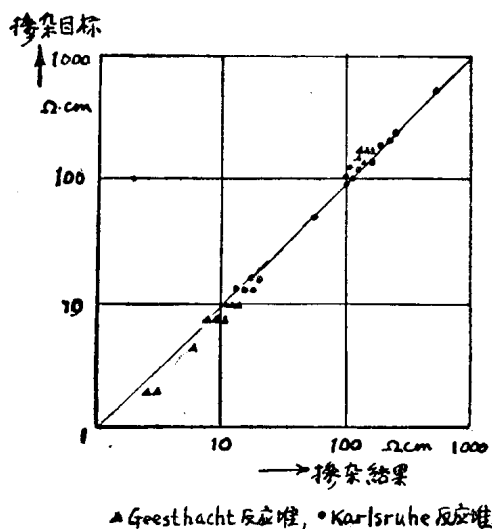
采用极纯的多晶硅原料, 防止工艺过程的沾污, 利用拉晶掺杂工艺或利用已经掺杂的多晶硅, 即可以获得各种电阻率范围的硅单晶。CZ 法由于受石英坩埚的沾污, 一般只可控制 $\rho_p = 10^{-3} \sim <3 \times 10^2$ 欧姆-厘米, $\rho_n = 10^{-3} \sim <1 \times 10^2$ 欧姆-厘米的硅单晶, 其径向电阻率不均匀度: $4\rho_p < 5\%$ (掺硼, 直径 2 英寸); $4\rho_n < 12\%$ (掺磷, 直径 2 英寸); FZ 法不

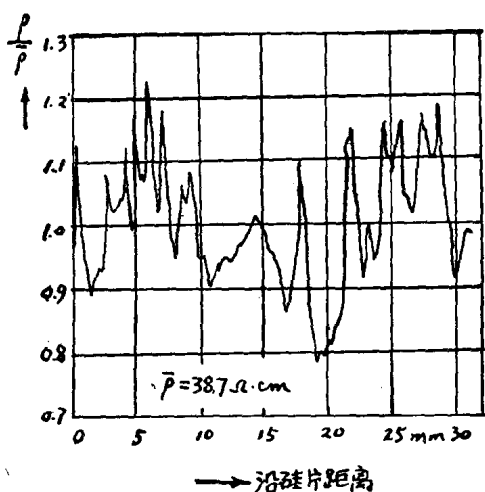
受石英坩埚等的沾污, 往往用来生产高阻或中阻硅单晶, 由于掺杂技术的改进, 现在也开始生产低阻的硅单晶了, 一般 FZ 产品 $\rho_n = 8 \times 10^2 \sim 3 \times 10^3$ 欧姆-厘米, $\rho_p = 1 \times 10^3 \sim 5 \times 10^3$, 1×10^4 欧姆-厘米, $\tau > 150$ 微秒, 径向电阻率不均匀度: $4\rho = \pm 10\%$, 重金属杂质总含量 $<5 \times 10^{13}$ 个/厘米³。日本高纯多晶硅的标准要求在 10^{-5} 托的真空度条件下, 熔区通过 5 次, 而达到 $\rho_p = 5 \times 10^3$ 欧姆-厘米。

目前, 对于 FZ 法的单晶要求其电阻率 $\rho_n > 1 \times 10^3$ 欧姆-厘米时, 一般已不采用常规的掺杂工艺, 因为在常规的掺杂工艺中, 由于杂质磷的蒸发作用, 对获得预定电阻率的、杂质分布均匀的硅单晶来说, 其成品率较低。所以采用了一种新的掺杂方法——辐照掺杂法, 此法是将用 VFZ 法制得的 p 型高阻硅单晶, 放入原子反应堆中, 用中子进行轰击, 硅的同位素 Si-28, Si-29, Si-30 被中子轰击后变成 Si-29, Si-30, Si-31, 其中 Si-29、Si-30 是稳定的, 但 Si-31 具有放射性, 当它放射出 β 粒子后, 就蜕变成磷的同位素 P-31, P-31 是稳定的, 因此就可获得含磷的硅单晶。其变化规律是:

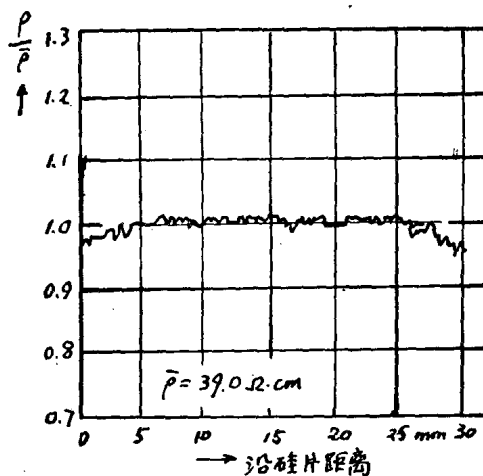


改变辐照时间的长短, 就可以改变被辐照后





a. 常规方法掺杂硅



b. 用中子轰击法掺杂硅

图3 用探针间隔 20 μm 测量硅片的电阻率 ρ/ρ̄

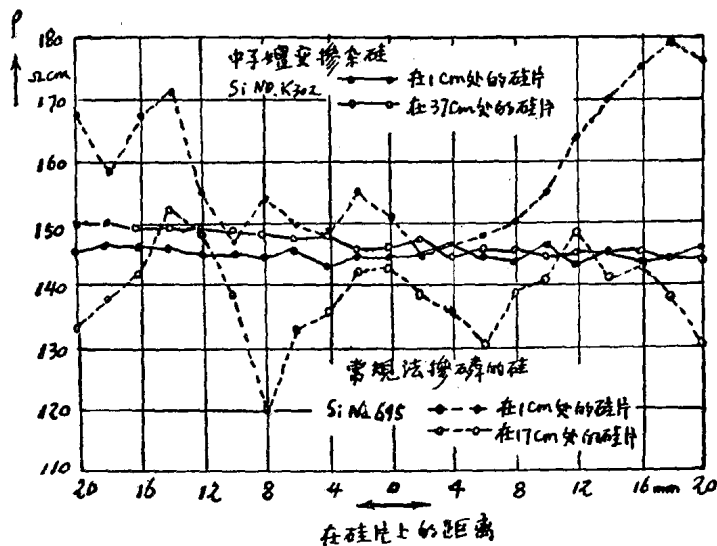


图4 硅片的电阻率, 样品从长棒上位于 1 cm 及 17 cm 以及在 1 cm 及 37 cm 处切割下来, 并以探针间隔 2 mm 进行测量

硅单晶中磷含量的高低。由辐照所造成的缺陷可以在 750°C~800°C 温度下, 退火一小时, 将其消除。此法具有下列优点: 掺杂时不引入其它杂质。掺磷浓度可以通过控制辐照时间来准确地控制。与 VFZ 法或 MFZ 法相比较, 此法可以很方便地获得高阻掺磷硅单晶。电阻率的径向分散性为 (2~5)%。可以在同一块(片)材料上获得特殊要求的磷分布。由于利用了 VFZ 的 p 型高阻硅单晶, 所以掺杂后可以获得无漩涡花纹的硅单晶。

苏联曾报道了利用 p 型电阻率为 1000~8000 欧姆-厘米的区熔硅单晶, 通过辐照掺杂技术来获得 n 型预定电阻率的硅单晶, 西德瓦克化学公司采用此法制备了 $\rho_n = 20 \sim 500$ 欧姆-厘米的硅单晶产品, $4\rho < 3\%$, 寿命 > 100 微秒。西德西门子公司能够利用直径 100 毫米, 长 500 毫米的区熔单晶硅进行中子辐照掺杂。图 2、3、4 即为该公司中子辐照掺杂硅的结果。

三、硅单晶的一些质量问题

特定的半导体硅器件，对硅单晶的常规参数，如型号，电阻率，寿命，电阻率的径向均匀性等有确定的要求，然而随着生产和技术水平的提高，发现晶体中位错，氧，碳杂质，微缺陷等等，都对器件质量带来很大影响。因此，它们也被列入或将被列入硅单晶的质量指标。其中位错一类的缺陷解决得比较早些，而氧，碳，空位团对器件质量的影响及其消除方法，还是最近几年的事，即当硅材料已经在半导体工业中使用了十五年以后，才提出了这些问题，下面分别作一些简单的讨论。

1. 位错

在半导体器件工艺的最初阶段，就提出了位错的存在，会影响器件的性能，具有高浓度的位错和位错排的硅单晶是不适用于制造器件的，然而直到1960年才把“晶体质量”这一概念同要求降低晶体的位错密度相联系，位错的存在会造成金属杂质的沉淀，而使器件 $V-I$ 特性变软，或漏电流增加；由于杂质在位错处扩散较快，而造成 $p-n$ 结不平坦，出现了局部的突起区域，使器件击穿电压下降，位错可以起复合中心作用，使载流子寿命降低，因而造成器件的放大系数减小；由于位错区域晶格发生畸变，存在应力场，因此在器件工艺过程的热应力，又造成位错倍增或造成外延生长层的位错倍增等等。自从采用LTP（低温钝化）及PCT（完整晶体的器件工艺）技术后，已经能够避免在器件工艺过程引入位错一类的缺陷，因此要求获得无位错的硅单晶作为器件的原材料，已经成为现实问题。

1958~1959年Dash提出了控制无位错硅单晶的工艺，他采用了：具有圆锥外形的削尖籽晶，以减小籽晶熔接时的热应力；以每

分钟30毫米的快速引晶，在细颈内造成大量的空位，以利于位错攀移；拉制一段较长的细颈，促使位错线沿(111)面滑移而终止于细颈表面；缓慢放肩，以保持晶体稳定生长，不会由于放肩时，热冲击变化太大，而产生新的位错源。并且由于极快的拉速及细的晶体直径，所以在颈部晶体的截面上，不存在大的径向温度梯度，因此就不会由于热应力而造成位错倍增或产生新的位错源。

现今半导体单晶工业生产中，主要是采用了Dash的无位错细颈工艺，按照位错的滑移机理，细颈长度和细颈直径的关系： $L = D \operatorname{tg} \theta$ ， θ ：生长的(111)面与倾斜的(111)面之间的夹角($\theta = 70.53^\circ$)； D ：细颈直径(毫米)； L ：细颈长度(毫米)。代入 θ 值则 $L = 3D$ ，当 $D = 3$ 毫米时， $L = 9$ 毫米，然而为了防止位错的二次繁生，细颈长度还要再拉长一倍以上，即大于20毫米，才能完全排除由籽晶内延伸下来的位错，在控制细颈时，不应有拉速、温度的突然变化以防止位错繁生。至于引晶速度问题，除了在VFZ及MFZ工艺中同时采用高速引晶工艺外，直拉法中的引晶工艺，采用速率为0.5~1.5毫米/分，并且由于现今控制大直径的晶体，为了缩短放肩时间，在获得无位错的细颈晶体之后，往往采用和Dash相反的放肩工艺，即采取快放肩工艺。在控制无位错的硅单晶时，除了引晶工艺之外，还要求有一个适当的热场以及稳定的加热功率，才能保证无位错硅单晶的持续生长。曾经报道了牌号为CZ-A的无位错硅单晶的生长情况，其中提出了： $L/D = 7 \sim 10$ ；一个合理的热场；稳定的生长设备等三个生长无位错硅单晶的基本要求，列出了CZ-A的位错沿单晶锭长的分布图(图2)。另外，还有文章报道了长苞的无位错区熔硅单晶的生长条件。目前国外由于有电子计算机一类的拉晶自控系统，所以稳定的拉晶条件完全得到保证，在工业生产中少位错(< 1000 个/厘米²)，无位错(< 500 个/厘米²)、零位错的

硅单晶产品大多占锭长的 80%，直拉单晶的位错密度 $< 5 \times 10^3$ 个/厘米² 的产品及区熔单晶的位错密度 $< 10^4$ 个/厘米² 的产品，仍有生产，以供某些器件使用。

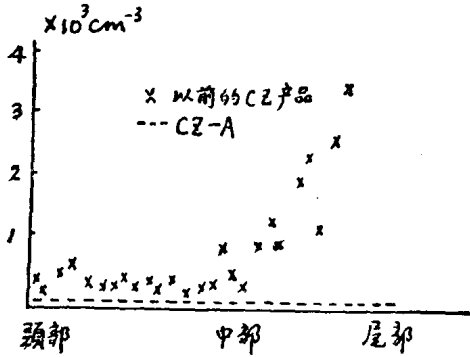


图5 CZ法中位错的轴向分布

2. 氧、碳含量

硅单晶中的杂质氧及碳对器件的不良影响，有许多相类似的情况，国外已经报道了许多文章。当氧进入硅单晶时，它就处于硅晶格的间隙位置上，在 450°C 温度下热处理时，Si-O 的键合状态要发生变化，在此温度下，以极快的速度生成 SiO_2^+ 的施主态，它束缚一个电子 (e^-)，室温下这个电子参与导电，这种由于热处理而产生的施主称为热施主，氧浓度和热施主浓度的关系见图 3。还发现了在

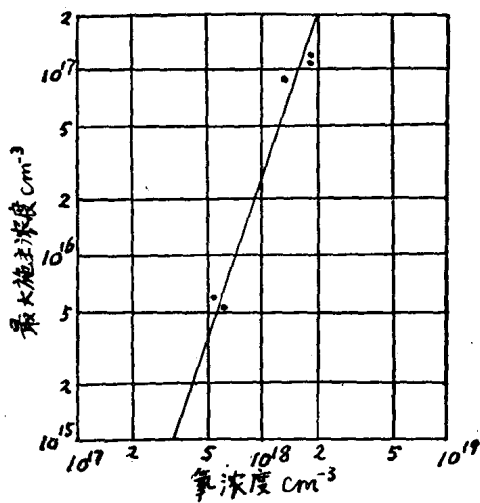


图6 在 450°C 热处理时，最大施主浓度对应于溶解在样品中的氧浓度的关系

950°C 热处理时，又出现了与 SiO_2 型带电复合体有关的载流子浓度的增加。热施主的出现，使材料电阻率发生变化甚至转型，因此按材料原来电阻率设计的硅器件参数就不能达到预定值；由于氧要和晶体中重金属结合在一起，造成材料的假寿命，使用时材料寿命下降，晶体三极管的放大系数减小；在制造高压可控硅器件时，氧的存在所产生的热施主，使器件耐压特性下降；重金属杂质容易在氧的附近沉淀，氧在硅中由于 1000°C ~ 1200°C 的热处理也发生了 SiO_2 沉淀，这些沉淀均造成器件 $V-I$ 特性变软，击穿电压降低，漏电流增大；对于锂漂移硅探测器来说，由于有氧的存在，锂要和氧形成 Li-O 对，或 Li-O 团，使锂沉淀在氧的附近而停止了漂移，影响了器件的制造；氧还要与空位结合成核 (V-O)，而促使大量空位凝结在其周围，成为空位团 V_mO_n (有关空位团的问题将在下面讨论)。碳的存在还要引起晶格参数的变化，导致晶格弹性场的畸变，造成在器件工艺的热循环中产生新的结构缺陷。

不同器件所要求的硅单晶中的氧含量如下：

LSI，低噪音晶体管，大功率晶体管要求直拉硅单晶氧含量 $\leq 5 \times 10^{17}$ / 厘米³；

大功率整流器，大功率可控硅，大功率晶体管要求区熔单晶氧含量 $< 5 \times 10^{16}$ / 厘米³；

辐射探测器 (锂漂移型) 要求区熔单晶氧含量 $< 1 \times 10^{18}$ / 厘米³。

直拉法由于使用了石英坩埚容器，在硅的熔点温度下， $\text{Si} + \text{SiO}_2 \rightarrow 2\text{SiO}$ ，于是硅熔体中就被大量的氧所饱和，晶体中氧的含量将达到 2×10^{18} / 厘米³。在直拉法中要降低单晶中的氧含量就要求高纯硅中的氧含量 $< 5 \times 10^{17}$ / 厘米³ (国外多晶硅中氧含量为 $2.5 \times 10^{15} \sim 1 \times 10^{17}$ / 厘米³)；其次是控制晶体直径，使坩与晶直径比为 2.5:1 ~ 3.0:1，在高真空或大流量高纯氩气氛下拉晶；设计合理的热场避免熔体过热及熔化过热；改变

表3 工业过程硅材料中氧、碳含量的变化

杂质	材 料					
	原 料 硅	高 纯 硅	FZ(Ar)一次	FZ(真空)二次	FZ(真空)三次	CZ(Ar)
C: $\times 10^{17}/\text{厘米}^3$	>40	0.20~0.25	0.15	0.03	0.02	1.0
O ₂ : $\times 10^{17}/\text{厘米}^3$	10	0.80~2.85	0.06	0.03	0.015	4

拉晶时的工艺参数等,就可拉制较低的氧含量的硅单晶。国外直拉硅单晶中氧含量较低的可达 $(3.8\sim 5.5)\times 10^{17}/\text{厘米}^3$ 。

区熔法中要降低硅中的氧含量,则要求高纯硅中的氧含量必须 $<5\times 10^{16}/\text{厘米}^3$;由于SiO蒸气压较大(8~10毫米汞柱)采用VFZ工艺,将有利于SiO从熔体表面逸出;改变区熔时的工艺参数等,可以获得氧含量较低的区熔硅单晶。国外报道了在 10^{-5} 托的真空条件下,一般VFZ单晶中的氧含量为 $5\times 10^{16}/\text{厘米}^3$; $10^{-6}\sim 10^{-7}$ 托的真空条件下,可得VFZ单晶中的氧含量为 $10^{15}/\text{厘米}^3$;在超高真空条件下,可能获得VFZ单晶中的氧含量为 $10^{14}/\text{厘米}^3$ 。而一般MFZ单晶是在掺有 $<10\%$ 氢的氩气氛中制备的,其氧含量为 $5\times 10^{15}\sim 2\times 10^{16}$ 个/厘米³。

所以极纯的硅材料(氧、碳含量较低),清洁的工艺和设备,最佳的工艺条件,可以获得氧、碳含量较低的硅单晶。现将工业过程硅材料中氧、碳含量的变化及国外商品硅单晶中的氧、碳含量列于表3、表4。

表4 商品硅材料中氧、碳的含量

材 料	杂 质	
	C: $\times 10^{17}/\text{厘米}^3$	O ₂ : $\times 10^{17}/\text{厘米}^3$
高 纯 硅	0.2~0.5	0.8~3.0
FZ(Ar)	0.08~0.35	0.05~0.20
FZ(真空)	0.03~0.4	0.01~0.03
CZ(Ar)	0.3~3.0	2.0~10

3. 空位团

在无位错的直拉或区熔硅单晶的截面上,用腐蚀法处理后,就可能观察到由浅底腐

蚀坑所构成的漩涡花纹。这种漩涡花纹就是由空位团所形成的。空位团是硅单晶中的一种微缺陷,它属于点缺陷一类。空位团对制造半导体硅平面器件带来不良影响;由于氧化优先发生在空位群集的地方,所以在器件的氧化工艺中,很可能在空位团处产生热氧化层错;重金属杂质容易发生在空位团处沉淀,因而对LSI器件的特性带来不良影响;硅二极管列阵的光导摄像管是在一块硅片上,二极管密度达每平方米 $2\times 10^4\sim 2\times 10^6$ 个,可以说是目前集成度最密的固体组件,它要求每个二极管都应该是良好的,否则就会在电视图像上出现斑点,空位团浓度的增加,图像的斑点增多,清晰度恶化,有漩涡花纹的硅单晶是不适用于制备硅光导摄像管的。

因此为了进一步提高硅单晶的质量,就应该减少微缺陷、降低空位团浓度,甚至消除无位错硅单晶中的漩涡花纹。空位团的产生原因是由于晶体生长时,晶体中存在着大量的空位和氧,在熔点温度下,空位和硅的平衡分数为 2.5×10^{-8} ,相当于空位浓度 $1.25\times 10^{15}/\text{厘米}^3$ 。如果晶体冷却速度足够慢,则大量空位将扩散到晶体表面,而降低硅单晶中空位浓度。如果晶体冷却速率达到 $2.5^\circ\text{C}/\text{秒}$,则空位将被冷凝在晶体内,以15毫米/分速率拉制的细颈部分就出现了这个情况。实际上在 $1.5^\circ\text{C}\sim 2.5^\circ\text{C}/\text{秒}$ 之间的范围内存在一个临界冷却速率,在临界冷却速率条件下,空位将不形成空位团。但是在通常的拉晶过程中晶体的冷却速率是 $0.5^\circ\text{C}\sim 1.5^\circ\text{C}/\text{秒}$,这时空位首先和氧结合成核(V-O),然后,大量的空位就凝聚在核的周围,而形成空位团 V_mO_n 。根据空位团的大小,将其分为两类,

即: 较大的 A 类空位团和较小的 B 类空位团, 一般情况, 其浓度分别为 $C_A=1\sim 2\times 10^6$ 个/厘米³; $C_B=3\times 10^7$ 个/厘米³。

如果在晶体生长时, 要想通过将冷却速率增加到 $1.5\sim 2.5^\circ\text{C}/\text{秒}$ 的范围, 而又要保持无位错硅单晶的持续生长就变得困难, 因为: 在快速冷却时, 要避免晶体内出现大的径向温度梯度, 否则将会引入位错源; 这种快的冷却速率, 需要快的晶体生长速率, 而快的生长速率会在交界面处产生自发成核, 也会妨碍完整单晶的生长。降低空位团的其它措施是:

第一, 在晶体生长时, 整个晶体保持在温度 T 的状态, $T_c < T < 1420^\circ\text{C}$, T_c 是空位凝集成空位团的温度, 在温度 T 时, 晶体中有大量的空位扩散到晶体表面而消失, 这就降低了晶体中的空位浓度, 并且也阻止了空位团的形成。当生长结束时, 晶体以很快的冷却速率冷却到室温, 即可获得无空位团的硅单晶。此措施较适合于直拉法的情况。

第二, 由于空位团的产生率正比于

$$[N_v]^m [N_{ox}]^n,$$

N_v : 空位浓度; N_{ox} : 氧浓度; m 、 n 为正整数。因此, 通过降低氧浓度, 达到成核作用的减少, 从而也降低了空位团 $V_m O_n$ 的浓度, 因为直拉法硅单晶中的氧含量较高, 均在 $10^{17}/\text{厘米}^3$ 数量级, 所以此措施并不适用, 但对于使用高纯的多晶硅原料 (氧含量 $< 10^{16}/\text{厘米}^3$), 再加上超高真空条件, 在区熔法中制备硅单晶时, 由于单晶硅中氧浓度很低, 所以此措施可以取到一定效果。

第三, 如果能够向生长的晶体中加入杂质 X , 使它能够和硅晶格里的氧原子反应, 而形成 $O-X$ 键, 它的扩散系数较氧单独存在时的要低些, 或者 $O-X$ 结合后作为整体扩散, 这就减低了 $V-O$ 的成核作用, 因而减低了空位团浓度。杂质 X 将满足下列要求: 在晶体生长时, 加入的杂质 X 要有足够大的数量 (即在硅中的溶解度要大)。加入的杂质 X , 要

能够和晶格中的氧亲合, 它至少要胜过空位和氧的亲合力。因为 $O-X$ 反应要在 $V-O$ 结合之前就发生, 所以杂质 X 要具有比氧在硅中的扩散系数更大些。为了对晶体的电学性质的影响尽可能地减小, 杂质 X 将不具有施主和受主的特性。

发现杂质氢能够全部满足上列要求。然而在纯氩气氛下或者是在含有 $> 10\%$ 氢的氩气氛下, 生长区熔单晶时, 虽然消除了由空位团产生的漩涡花纹, 空位本身扩散到晶体表面或冷凝下来, 但溶解的氢却产生了 SiH_x 的高聚合的沉淀物, 这种沉淀物的浓度为 $10^8\sim 10^{11}/\text{厘米}^3$ 。如果没有其它缺陷的影响, 氢沉淀物可以通过在 550°C 温度下的热处理, 将其退火三小时而消除, 这时氢就扩散到晶体表面。氢和氧结合的事实, 可以通过样品在 550°C 温度下热处理前后 9μ 红外吸收测量的结果来证明。热处理前由于 $O-H$ 结合, 减少了 Si-O 键的总数, 9μ 红外吸收就减弱; 热处理后, $O-H$ 结合被拆散, H 扩散到晶体表面, O 则和 Si 又重新结合, Si-O 键的总数和实际存在晶体中的氧浓度相对应, 所以 9μ 红外吸收就增加。但一般情况、为了防止 SiH_x 聚合物沉淀的产生, 均采用在高纯氩气中掺入 $< 10\%$ 的氢, 以制取无漩涡花纹的硅单晶。曾经将有漩涡花纹的 VFZ 晶体, 放入充有 $< 10\%$ 氢的氩气氛中再生长单晶时, 也消除了漩涡花纹, 这种改变环境气氛, 利用 $O-H$ 结合而减少空位团, 消除漩涡花纹的措施在直拉法中也可参考。

第四, 实验发现在纯氩环境气氛下, 区熔硅晶体中的 C_A 和 C_B 浓度与晶体生长速率 V_0 有关; 对于 C_A , 当 $3\text{毫米}/\text{分} < V_0 < 4\text{毫米}/\text{分}$ 时, V_0 增加, C_A 减少, 而 $V_0 \geq 4.5\text{毫米}/\text{分}$ 时, $C_A=0$; 对于 C_B 随 V_0 的变化也有类似的情况, 在 $V_0=5\text{毫米}/\text{分}$ 时 $C_B=0$ 。因此, 在纯氩气氛下, 改变区熔晶体生长速率也可达到消除漩涡花纹的目的 (图 4)。此措施实际上是属于通过改变晶体冷却速率来控

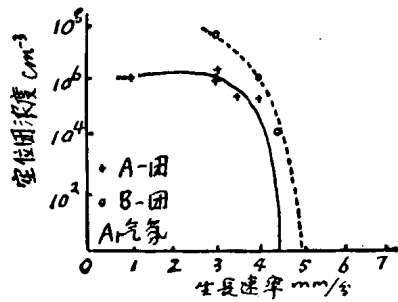


图7 FZ法中空位团A及B的浓度和生长速率的关系,纯氩气氛,转速30转/分

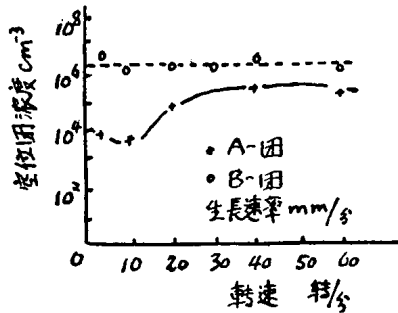


图8 FZ法中空位团A及B的浓度和晶体转速的关系

制空位团的形成。 C_A 和 C_B 也受晶体生长时的线圈形状及晶体旋转速率的影响(图5)。

此外,基座法生长硅单晶时,由于熔体有较大的表面积,显然要改变空位团形成的动力学条件,资料中报道了在这种晶体的(111)薄片上没有发现漩涡花纹。

关于漩涡花纹形成的机理,国外还有争论,有人认为,它是由碳和空位结合而形成的等等,然而从加入氢的效果及 9μ 红外测量结果来分析,漩涡花纹由 V_mO_n 所造成的说法则比较确切,但这仍然是关于微缺陷研究工作的早期报道。最近的工作提出了这种微缺陷并不是空位团,曾经将硅晶体从熔体生长后使其淬火,以防止杂质聚团和杂质沉淀,使其对漩涡缺陷的成核作用减至最小程度,用透射电子显微镜分析了淬火后的无位错的悬浮区熔硅单晶中的漩涡缺陷。分析得出:A型的漩涡缺陷是沿 $\langle 110 \rangle$ 方向的完整的本征位错环;而较小的B型漩涡缺陷仍未能检

测,但这类缺陷引起了极小的晶格畸变。有的文章提到:无位错硅单晶中常常含有漩涡缺陷,这种缺陷可以认为是点缺陷群集,而点缺陷指的是空位、硅自间隙原子或其它杂质原子等等。总之漩涡花纹、微缺陷的研究工作仍在进一步深入。

国外电子材料硅单晶的发展约经过20多年的时间,也经历了由小到大、由低质量到逐渐获得较高的质量,才达到目前的规模和水平。现在又开始在失重状态的超高真空条件下,试制更高质量的硅单晶(氧含量更低,无杂质条纹的硅单晶)。

参 考 文 献

- [1] Solid State Technology, Vol. 14, No. 1, 1971.
- [2] Solid State Technology, Vol. 14, No. 10, 1971.
- [3] Electronic Design News, Vol. 15, No. 23, 1970.
- [4] J. Crystal Growth, Vol. 10, No. 8, 1971.
- [5] Semiconductor Silicon, 1969.
- [6] Semiconductor Silicon, 1973.
- [7] Solid State Technology, Vol. 15, No. 4, 1972.
- [8] Solid State Technology, Vol. 17, No. 2, 1974.
- [9] Solid State Technology, Vol. 19, No. 11, 1976.
- [10] Electronics, Vol. 48, No. 9, 1975.
- [11] 金属时评, No. 769, No. 768, No. 755, 1975.
- [12] 应用物理, Vol. 43, No. 11, 1974.
- [13] J. Appl. Phys., Vol. 30, No. 11, 1959.
- [14] Philips Research Reports, (Supplements), No. 1, 1973.
- [15] 国际电气株式会社 1975 年度下半年技术座谈。
- [16] 六棱产业株式会社 1975 年广交会产品样本。
- [17] Физ. и Тех. Полупроводников, Vol. 5, No. 8, 1971.
- [18] Electronics, 1977.
- [19] 半导体硅材料测试与分析译文集, 1971.
- [20] 国外半导体硅材料发展状况(峨嵋半导体材料研究所情报组), 1976. 4.
- [21] 西德、日本半导体材料硅发展近况(同上)1976. 6.
- [22] J. Crystat Growth, Vol. 12, No. 4, 1972.
- [23] 金属, 1974. 9.
- [24] 工业レアメタル, 1975. 5.
- [25] 电子通讯学会志, Vol. 58, No. 2, 1975.
- [26] 稀有金属(冶金部有色金属研究院), 1975. 2.
- [27] J. Crystal Growth, Vol. 39, No. 1, 1977.
- [28] J. Crystal Growth, Vol. 39, No. 2, 1977.
- [29] Siemens Review, Vol. XLIV, No. 2, 1977.
- [30] 上海有色金属, (上海有色金属研究所), 1975, (1), 1977, (4).

硅晶片的切磨抛光工艺

中国科学院上海冶金研究所 王自筠

前言

单晶硅是制造半导体硅器件的重要原始材料,但单晶硅棒在制造器件之前必须利用切片机、磨片机、抛光机等设备将单晶硅棒加工成符合一定要求的单晶硅片,这个过程称为单晶硅的加工。经过切、磨、抛工艺后的硅片,必须表面高度平整光洁,具有一定的晶向和厚度,表面任何微小的损伤都将影响器件的质量和性能。

在单晶硅中缺陷分二类:生长缺陷(原生缺陷)和二次缺陷(诱生缺陷)。

二次缺陷即工艺过程中引进之缺陷,如氧化层错,外延层错及工艺过程中引进的位错等。

目前已经感知在器件生产工艺中引进之二次缺陷要比单晶生长缺陷对器件之危害大^[1]。对于经过切割、研磨、抛光加工后的表面,若加工过程中产生的损伤,仍残留在抛光硅片上,则在随后的氧化、外延、扩散中就要产生二次缺陷,如氧化层错、外延层错、位错,使原来无位错的单晶引入位错,原先有位错的单晶则位错剧增。这样对器件制造就要产生不良影响。因此,仅有完美的晶体而没有完美的加工技术,也是达不到预想的目的,因为在切、磨、抛加工过程中引进的缺陷会比固有的缺陷多上万倍。实践证明,抛光片表面的质量对于器件的电学性能和成品率影响很大,如扩散工艺所遇到的漏电流大,噪声大和耐电压等问题,外延层中位错是 *EC* 短路之源,这些均与抛光片之质量有关。对于表面效应型的金属——氧化物——半导体(MOS)

器件及TTL, ECL大规模集成电路对抛光片质量要求更为突出,要求抛光片具有小的弯曲度和高度平整光洁的抛光表面,同时还要求抛光表面的损伤应力要尽量小,这样才能力求减少加工引入的二次缺陷。为此了解加工过程中损伤的产生,损伤的测定及减少和消除切割、研磨、抛光工艺的损伤,是提高器件成品率的首要途径。

本文主要叙述硅片加工中引进的损伤和损伤的测定。

一、关于损伤的性质

早在五十年代初已开始研究损伤层的测定并提出各种测定损伤方法。但损伤层的性质至今还没有完全明白。存在二种看法。Hopkins(1955年), Baker和Yemm(1957年), Faust(1958年), Allen(1959年), Stickler和Booker(1963年), Joshi和Howard(1970年)等认为损伤层中存在位错,而Prussin(1961年), Pugh和Samuels(1963年)和佐藤升等认为硅是绝对脆性材料,损伤完全由裂纹(Crack)组成。当表面具有损伤的硅片退火时其弹性应力消除,产生位错双方的看法是一致的。

Stickler和Booker^[2]用不同粒度对硅片进行研磨抛光后用光学显微镜及透射电子显微镜观察得到如表1结果。

从表1可见随着研磨粒子不同,损伤程度有差异。0.25 μ 钻石粉抛光只有单个位错产生。

Faust^[3]于1964年提出描绘损伤层模型:见图1,损伤层由A区和B区组成。A

表 1

加工条件	单个位错	表面碎屑	表面开裂	成带的位错网络	成带的开裂材料
0.25 微米钻石粉 [110]	有	无	无	无	无
0.25 微米钻石粉 [112]	有	较少	较少	无	无
6 微米钻石粉	有	有	有	无	无
15 微米钻石粉	较少	较少	较少	有	较少
600#→400#→200# SiC 砂纸	无	有	有	有	有

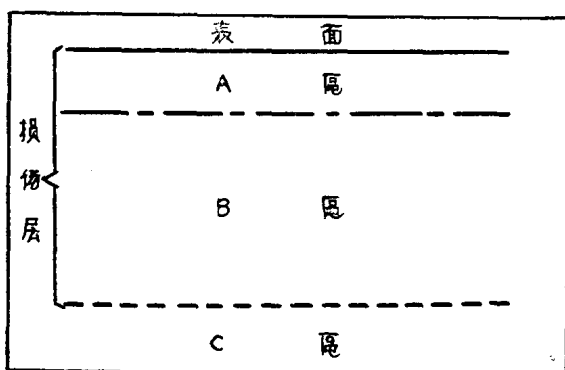


图 1 损伤层模型(Faust)

区包括细微裂纹层和网络位错；B区为弹性变形层，包含了位错密度的改变。A/B面间位错密度最高，B/C面间位错密度为零。粗略估计A区大约是总损伤层的1/10。后来Stickler和Booker用电子显微镜对Ge和Si的研究证实，损伤层不是象Faust所设想的那样平坦，B/C面实际是崎岖不平的，当加工粒子大于1微米时损伤层由A区加B区组成，粒子小于1微米，损伤层只有B区，也即只有简单位错产生。1970年Joshi和Howard^[4]提出的表面损伤层模型与Faust提出之模型基本一致。

佐藤升等^[5]工作表明：切割研磨引起的损伤层由多晶层裂纹层和弹性畸变层组成；裂纹数目自表面向内层依次减少。抛光引起的损伤主要是弹性畸变层，弹性应力按指数函数扩张。

二、晶片的切割

切片是利用刀片的金刚钻粒在刀片高速

旋转情况下，与单晶硅进行摩擦，而达到加工要求，切片有内圆切割和外圆切割两种。内圆切割具有效率高，损耗小，质量高的特点，因此目前除特殊晶向用外圆切割外，均采用内圆切割。

1. 影响切割质量的因素

第一，切割刀片安装要张力均匀，刀片圆心必须与转动轴同心。

第二，要使切割损伤小，切割时要力求机械振动小，避免冲击应力引入，使切割表面无刀痕痕迹。

第三，金刚砂粒度要细。

第四，刀片进刀速度要均匀。

2. 对切割片的要求^[6]

第一，切割硅片厚度公差 $\leq \pm 0.015$ 毫米，磨片要求厚度公差为 $\leq \pm 0.01$ 毫米。

第二，平行度：同一硅片最厚点与最薄点之差叫该片的平行度偏离，可用空气测微器，千分表，千分尺等测量。切片要求平行度偏离 ≤ 0.02 毫米，磨片要求平行度偏离 ≤ 0.005 毫米。

第三，晶向偏离：不超过规定要求的 1° 。

第四，表面光洁度为

$$\nabla 7 \sim \nabla 8.$$

第五，拱高：要求切片拱高愈小愈好。最大不能超过磨片时允许磨削量的 $\frac{1}{2}$ 。

第六，表观要求：切割后硅片表面应无缺损、裂缝、划痕(拉丝)。

三、研 磨

1. 磨片原理

切割硅片之表面具有一定程度的损伤层和形变,因此切片后必须进行磨片。研磨硅片实质上就是在一定的压力作用下使硅表面进行重复的机械运动,不断的与外加磨料进行摩擦,通过机械磨削作用除去切割硅片表面的损伤层,硅片的磨削量一般为6~12丝。(切割损伤厚度约为50~60微米)。研磨片表面比切割片表面必须更平整光洁,并达到预定的厚度,因此选取合适的运动形式和采用适当的磨料能提高磨片的质量。

磨片的方法很多,有行星磨片机、磨床、振动磨片机等,由于行星磨片机具有效率高,质量好的特点,日常生产中采用较多。它是使硅片相对磨盘作行星式的运动,即硅片不仅在磨盘上公转,而且还进行自转,如同太阳系中的行星——地球的运动情况一样。这样的运动形式可使硅片表面各点所受的磨削作用均匀,以保证硅片平整。硅片经过研磨表面应细密,乌亮和无划痕,光洁度应为▽10以上。

2. 切割、研磨损伤层测定方法

不论切割、研磨和抛光均使表面产生一

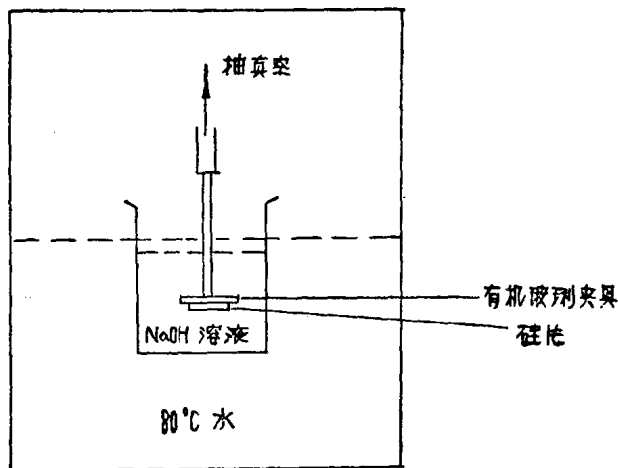


图2 腐蚀法实验装置

层损伤层,尤其是切割和研磨在表面形成了一个高度畸变层和一个较深的弹性变形层,由于损伤的存在,引起表面复合速率,场效应迁移率,电导率,腐蚀速度,X射线曲线和其他性能的改变,因此提供了测定损伤层深度的依据,损伤层测定方法有直接法和间接法。

直接法有斜截金相法^[7],透射电子显微镜^[8],腐蚀速率法^[9],X光双晶衍射法^[9]。

间接法:有光电磁效应(PME)法,光电导衰减(PCD)^[10]法。

本文着重介绍用恒定腐蚀法及X光双晶衍射法测定切割、研磨的损伤层。

(1) 恒定腐蚀法测损伤

切割、研磨硅片的表面层有应力梯度存在,因而表面的腐蚀速度较快,当晶体无损伤时其腐蚀速度是恒定的,因而利用腐蚀速度的变化,可测定损伤层深度。

测量损伤深度的程序和要求:

第一,应用的技术必须对损伤材料是灵敏的。

第二,腐蚀去除表面一定的薄层。

第三,称量所腐蚀掉的重量。

第四,应用上述对损伤灵敏的技术,重复(2)(3)(4)操作直到损伤完全被去除,然后算出损伤层深度。

实验装置和方法:

采用直拉p型(111)(100)硅单晶,电阻率5~12欧姆·厘米,直径30~40毫米,金刚砂内圆切割,双面机械研磨。磨料用M14刚玉粉(未经浮选)。名义粒度10~14微米。测定前硅片必须清洗干净,精确测定其直径和称重,然后进行腐蚀。

实验装置见图2,实验过程要求温度恒定,因为腐蚀速率随温度改变灵敏。

(111)硅片腐蚀速度较(100)慢,因此对(111)硅片用10% NaOH溶液,80°C腐蚀。(100)硅片用5% NaOH溶液,