

# 注砷硅快速热退火过程研究\*

徐 立 钱佩信 李志坚

(清华大学微电子学研究所,北京)

1987年3月6日收到

本文研究砷注入硅后以高频感应石墨作辐射热源的快速热退火过程。实验结果表明, 快速热退火过程可分为二个阶段: 第一阶段为固相外延再生长, 第二阶段为高温消除损伤。

**主题词:** 硅, 砷注入, 快速退火

## 一、引言

快速热退火技术(RTA)对于今后的VLSI/ULSI工艺具有重要意义。RTA装置比激光扫描设备简单, 效率高, 现已进入实用阶段。虽然RTA具有与CW-Ar<sup>+</sup>激光退火一样的固相外延(SPE)生长机理, 但升温过程和退火时间不一样。Ar<sup>+</sup>激光退火升温时间不到1毫秒, 而RTA升温一般需几秒; Ar<sup>+</sup>激光退火时间为毫秒量级, 而RTA为秒量级。从实用的角度, 在RTA退火过程中, 对固相外延生长、杂质热激活和消除损伤等机理的深入了解很有必要。

本文结合我们首先设计、制备的用高频感应石墨作辐射热源的快速热退火技术<sup>[1,2]</sup>, 研究了注砷硅快速热退火过程。

## 二、实验技术

### (1) 样品制备

样品用(100)晶向, 电阻率为6—8Ω·cm的P型硅片。注入杂质为砷, 分两组注入。第一组用四种能量注入, 以获得较平坦的杂质分布, 从而便于观察杂质浓度对SPE生长的影响。表1列出五种不同剂量的样品, 在硅片表面下约2000Å范围内杂质浓度可视为均匀分布。样品的浓度分别为 $5 \times 10^{19}$ 、 $1 \times 10^{20}$ 、 $2 \times 10^{20}$ 、 $5 \times 10^{20}$ 和 $1 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3}$ 。第二组样品用单能量注入, 注入条件及相应的峰值杂质浓度见表2。

### (2) 实验装置

为了测量注入无定形层在快速热退火时固相外延生长速率, 我们运用了G.L.Olson<sup>[3]</sup>提出的光学反射法原理。波长为6328Å的HeNe激光束近乎垂直入射到注入硅片表

\* 国家科学基金资助项目。

表 1

能量 (keV)	剂 量 ( $\text{cm}^{-2}$ )				
	240	110	65	30	
240	$5 \times 10^{14}$	$1 \times 10^{13}$	$2 \times 10^{13}$	$5 \times 10^{13}$	$1 \times 10^{14}$
110	$2 \times 10^{14}$	$4 \times 10^{13}$	$8 \times 10^{13}$	$2 \times 10^{13}$	$4 \times 10^{13}$
65	$5 \times 10^{13}$	$1 \times 10^{13}$	$2 \times 10^{13}$	$5 \times 10^{13}$	$1 \times 10^{13}$
30	$1 \times 10^{14}$	$2 \times 10^{13}$	$4 \times 10^{13}$	$1 \times 10^{13}$	$2 \times 10^{13}$
总剂量 ( $\text{cm}^{-2}$ )	$8.5 \times 10^{14}$	$1.7 \times 10^{14}$	$3.4 \times 10^{14}$	$8.5 \times 10^{13}$	$1.7 \times 10^{14}$
浓度 ( $\text{cm}^{-3}$ )	$5 \times 10^{19}$	$1 \times 10^{20}$	$2 \times 10^{20}$	$5 \times 10^{20}$	$1 \times 10^{21}$

表 2

能量 (keV)	240	120	120	120	120
剂量 ( $\text{cm}^{-2}$ )	$5 \times 10^{14}$	$1 \times 10^{14}$	$2 \times 10^{14}$	$5 \times 10^{13}$	$1 \times 10^{14}$
峰值浓度 ( $\text{cm}^{-3}$ )	$5 \times 10^{19}$	$1.6 \times 10^{20}$	$3.2 \times 10^{20}$	$8 \times 10^{20}$	$1.6 \times 10^{21}$

面,一部分光被表面反射回来,另一部分进入无定形层,在无定形层与衬底单晶界面上发生第二次反射,由于光程差,使两束反射光发生干涉效应。外延再生长过程中,无定形层厚度逐渐减小,光程差相应减小,干涉光强度发生变化。干涉光束经透镜聚焦后为探测器所接收,信号经放大处理后实时记录。当无定形层厚度减为零,即外延生长完毕时,干涉现象消失,反射率强度趋于单晶硅值。由此可分析得出生长速率信息。实验中整个高温

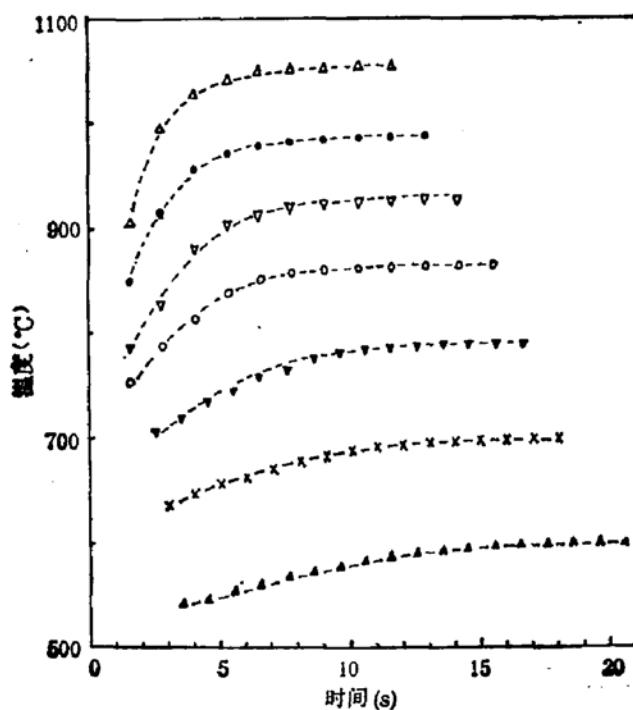


图 1 样品升温曲线

系统通氮气保护。

退火中样品温度用 GFG 测温系统检测, 即从物体向外辐射的功率来度量该物体的温度。该温度计测温范围是 550—1300°C, 基本误差  $\pm 5\%$ , 靶点尺寸在距镜头 70mm 处为  $\phi 2\text{mm}$ , 响应时间几十微秒。实测样品升温曲线如图 1。当温度上升到刚使固相外延开始时记时间, 至生长完毕, 取这段时间内温度的平均值作为固相生长温度。

### 三、实验结果与讨论

#### (1) SPE 实验结果

第一组用四种能量注入, 具有较均匀杂质浓度分布的样品, 其生长速率与退火温度、杂质浓度的关系见图 2, 温度范围 600—820°C。图中还给出了 G. L. Olson 等<sup>[4]</sup>自注入硅和砷注入硅样品的连续式氩离子激光固相外延生长速率曲线, 以作比较。

从图 2 可见,  $5 \times 10^{19}\text{cm}^{-3}$ 、 $1 \times 10^{20}\text{cm}^{-3}$ 、 $2 \times 10^{20}\text{cm}^{-3}$ 、 $5 \times 10^{20}\text{cm}^{-3}$  样品的生长速率与温度关系基本是一条直线, 与本征非晶硅曲线相比较, 不但曲线斜率减小了, 且生长曲线在 700°C 附近相交; 低于 700°C 时生长比本征非晶硅快, 而大于 700°C 以后, 生长速率逐渐减慢, 随温度升高, 这个差别将更大。对  $1 \times 10^{21}\text{cm}^{-3}$  的样品, 生长曲线在 600—800°C 范围内不易用一条直线来拟合, 似乎可用两段直线表示。温度高于 750°C, 虽然  $1 \times 10^{21}\text{cm}^{-3}$

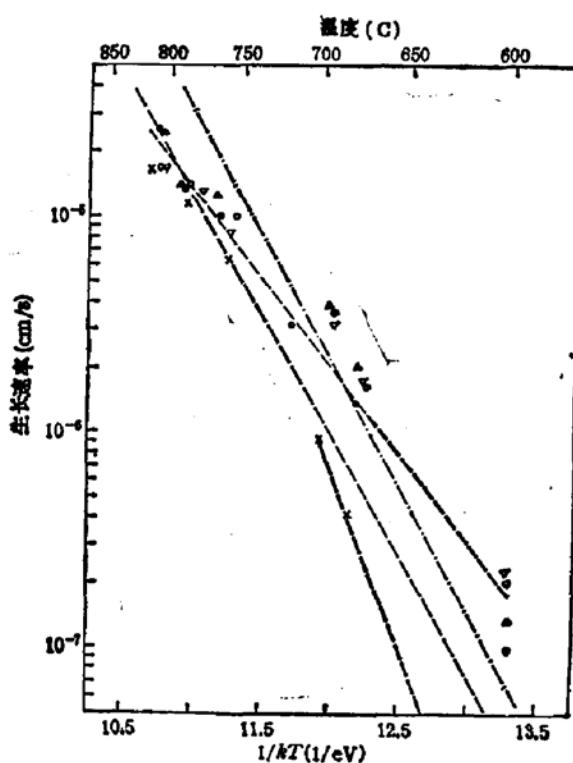


图 2 四能量注砷硅固相生长速率与温度、浓度关系

- $5 \times 10^{19}\text{cm}^{-3}$ ; ▲  $1 \times 10^{20}\text{cm}^{-3}$ ; ○  $2 \times 10^{20}\text{cm}^{-3}$ ; ▽  $5 \times 10^{20}\text{cm}^{-3}$ ; ×  $1 \times 10^{21}\text{cm}^{-3}$
- Si(Si) 激光; —— Si(As) 激光

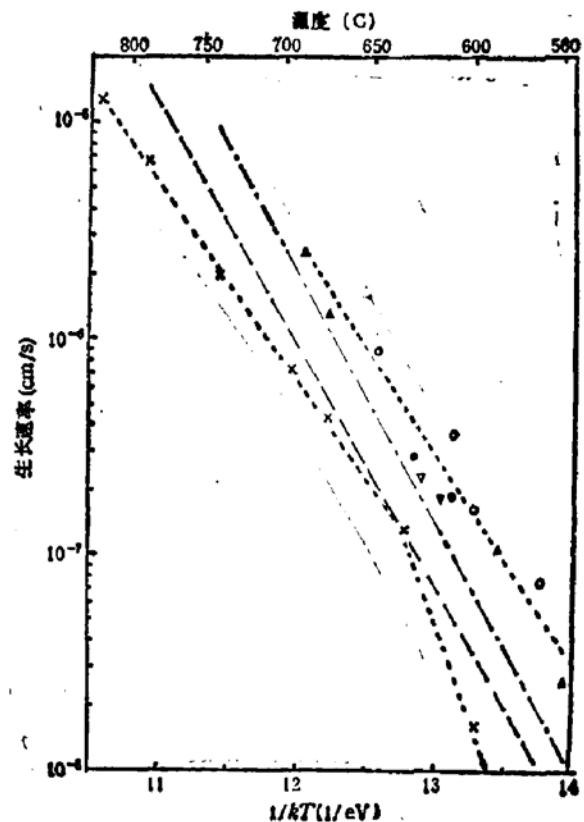


图 3 单能量注砷硅固相生长速率与温度、剂量关系

- $5 \times 10^{19}\text{cm}^{-3}$ ; ▲  $1 \times 10^{20}\text{cm}^{-3}$ ; ○  $2 \times 10^{20}\text{cm}^{-3}$ ; ▽  $5 \times 10^{20}\text{cm}^{-3}$ ; ×  $1 \times 10^{21}\text{cm}^{-3}$
- Si(Si) 激光; —— Si(As) 激光

样品的生长速率比上述低浓度样品为低,但随温度升高,这几条曲线都趋于一致。温度低于750℃以后,生长速率急剧减慢,同时,曲线斜率变大。这现象表明,当砷在硅中浓度达到 $1 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3}$ ,超过固溶度一定程度以后(800℃时砷在硅中固溶度为 $1.9 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ <sup>[6]</sup>),固相生长显示出杂质滞迟效应。当温度低至600℃时,固相外延再结晶已不能发生,观察到表面注入非晶层转变为多晶硅。已有硅中注铅实验表明<sup>[6]</sup>,当铅注入剂量大至 $5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ (注入能量为350keV)时,用CO<sub>2</sub>激光1030℃2分钟退火不能使注入非晶层再结晶,而只能生成多晶硅。我们的实验也说明,当杂质砷浓度超过固溶度一定程度时,600℃以下的低温退火无法克服由于高浓度杂质引起的势垒,阻挡了固相外延的进程,于是自发成核形成多晶硅。

以上分析了四种能量注入,经RTA后的固相外延生长。实际上,VLSI工艺一般用单能量注入,所以我们还做了单能量注砷硅的RTA实验,结果如图3。对240keV $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ 、120keV $1 \times 10^{14}$ 、 $2 \times 10^{14}$ 和 $5 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 注入的样品,在560—690℃范围基本是直线,生长速率均比本征非晶硅生长快。而当剂量为 $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ 注入后,生长速率下降,整条曲线都降到其他低剂量曲线之下,且不是一条直线,低于630℃,速率降低更显著,低至560℃时,观察到注入层生成了多晶硅。可以认为,图3的结果类似于上述四种能量注入的情况。

## (2) SPE 完成后损伤恢复情况

用光反射率法分析SPE速率时,当干涉现象消失,反射率强度便趋于单晶硅值,此时即认为外延生长完毕。图4中画出了快速热退火固相外延生长完成后的背散射沟道对准谱,图5是相应的杂质替位情况,这些结果都是用RBS沟道技术获得的。从图4可

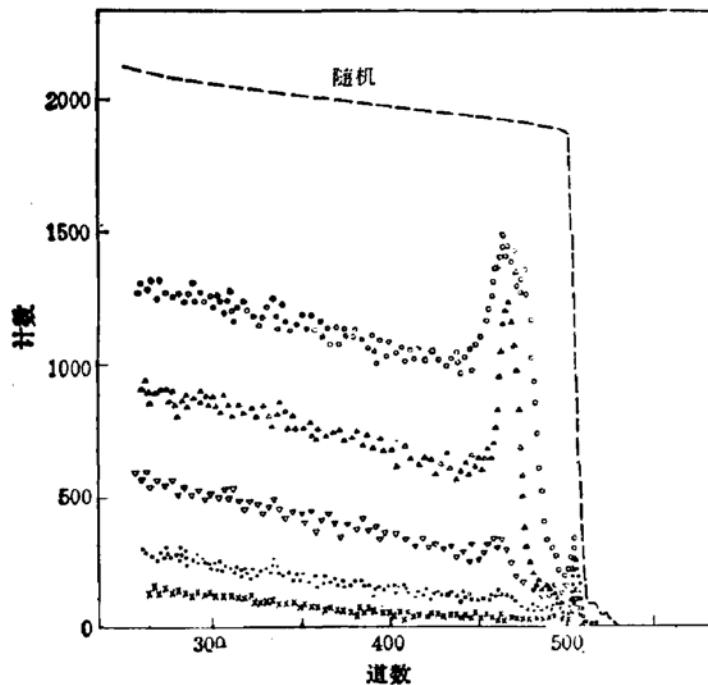


图4 RTA 固相生长完毕后的沟道对准谱

●  $5 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ , 600℃ 250秒; ▽  $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ , 805℃ 1.5秒;

▲  $5 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ , 804℃ 1.5秒; ○  $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ , 812℃ 1.5秒;

× 完美单晶; —— 随机谱

见，注入剂量越大，杂质浓度越高，晶格损伤，特别是注入非晶层与单晶衬底界面处的损伤越不容易恢复。再从图5的杂质替位情况来看， $5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  样品替位率接近100%， $2 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$  浓度的As原子有90%在替位上， $5 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$  的替位率约75%，而杂质浓度为 $1 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3}$  时，注入杂质只有一半在晶格替位上，且其余的非替位杂质大部分位于注入非晶层与衬底单晶界面附近，因为这个区域有大量的晶格损伤。图6(a) (见图版1)是剖面透射电子显微镜形貌图。120keV  $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  砷注入硅，经过 $820^\circ\text{C}$  1秒快速热退火后，由光干涉法获知，恰好已完成固相外延再生长。但由剖面TEM可观察到，在注入非晶层与衬底单晶界面附近约 $700 \text{ \AA}$  厚的区域内有大量缺陷存在，这些缺陷的位置恰好对应于由沟道谱得到的晶格损伤峰，见图6(b)。由于缺陷与损伤的大量存在，使得载流子迁移率非常低，方块电阻高，此外，对P-N结的漏电和耐压等电学性能有很大影响。所以必须将这些损伤和缺陷消除，这就需要在固相外延生长完成后，高温退火消除损伤和缺陷。

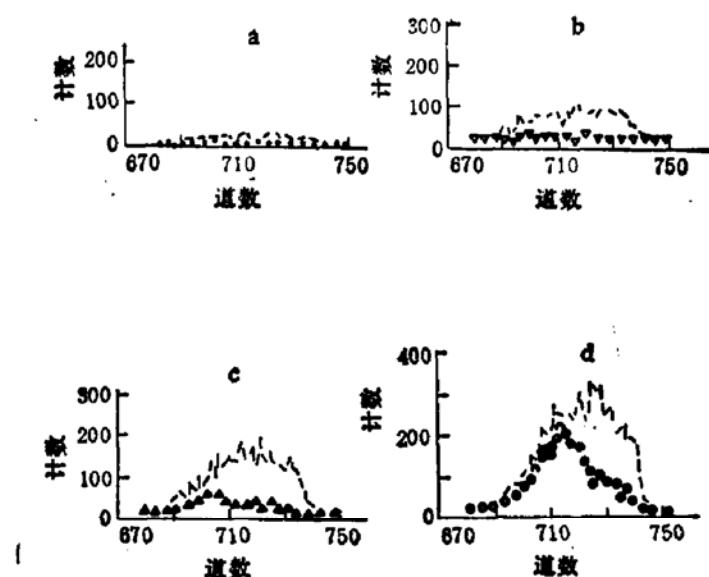


图5 用沟道技术获得的RTA固相生长完成后的杂质替位情况，样品与图4相同。图中虚线分别为各样品的杂质随机谱

### (3) 关于RTA过程的讨论

连续式氩离子激光退火产生固相外延生长，由于仅仅使硅片表面约1微米厚的注入层加热，所以可在1毫秒内使注入层加热到 $1000^\circ\text{C}$ 以上。而快速热退火要使整个硅片均匀加热，热容量的增加，使升温速率不可能象氩离子激光照射那样快，需要秒量级（见图1）。所以，实际上RTA固相生长并不是在所设置的 $1000^\circ\text{C}$ 以上某一高温（在此温度下恒定一定时间）下完成的，而是在升温过程中 $800-900^\circ\text{C}$ 左右完成的。图7是杂质浓度为 $2 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ 样品 $1020^\circ\text{C}$ RTA的退火过程曲线图。由光反射率信息分析可知，当温度上升到 $900^\circ\text{C}$ 左右时，固相生长已经完成，进一步升温对SPE已无作用，但 $1000^\circ\text{C}$ 以上高温能消除损伤。

$30\text{keV} 1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  注砷的硅片经 $1000^\circ\text{C}$  2秒快速退火后的剖面TEM形貌观察

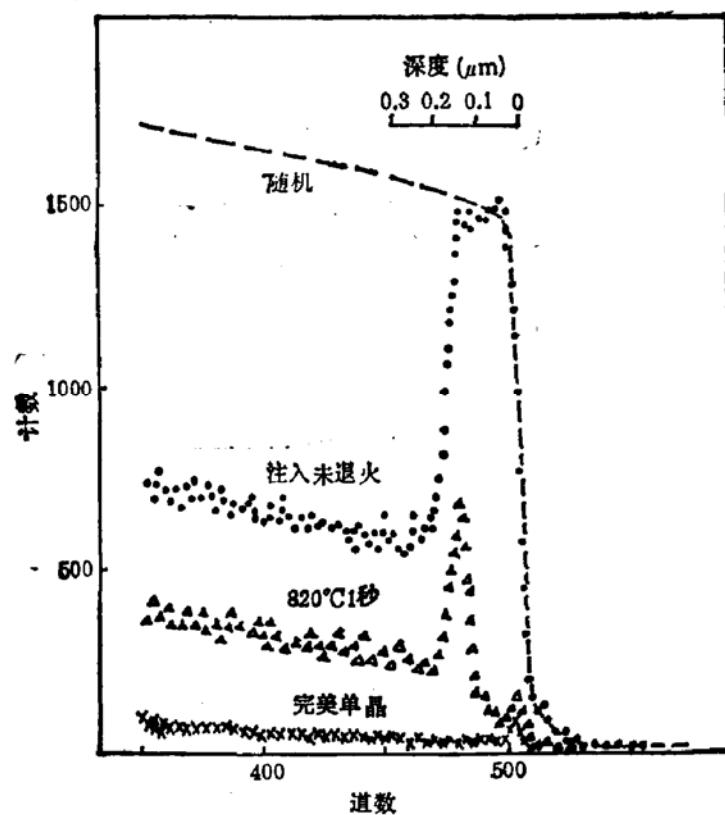


图 6 (b) 沟道对准谱 样品为  $120\text{keV} 1 \times 10^{14}\text{cm}^{-2}$  硼注入硅:  
●  $820^\circ\text{C}$  1秒 RTA; △; 完美单晶: ×

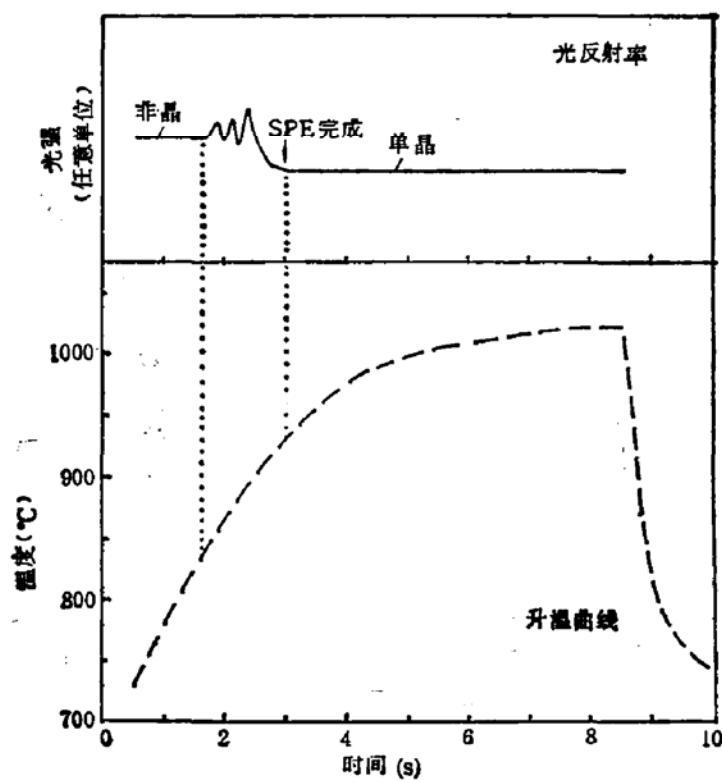


图 7  $2 \times 10^{18}\text{cm}^{-3}$  样品 RTA  $1020^\circ\text{C}$  退火过程. 上为光反射率信息, 下为升温曲线

和背散射定向谱分别如图 8(a)、(b) 所示\*。由图 8 可见，经 1000℃ 2 秒快速热退火后，损伤已经消除，晶格恢复到近完美单晶程度，只留下少数残余缺陷。所以，高温消除损伤在 RTA 工艺中是必不可少的。

以上的讨论说明，应把快速热退火过程分为二个阶段：第一阶段为固相外延再结晶，第二阶段为高温消除损伤。关于消除损伤和二次缺陷生长的温度、时间关系，超饱和固溶度情况下的激活、失活与 RTA 退火过程的关系，我们将进一步深入研究。

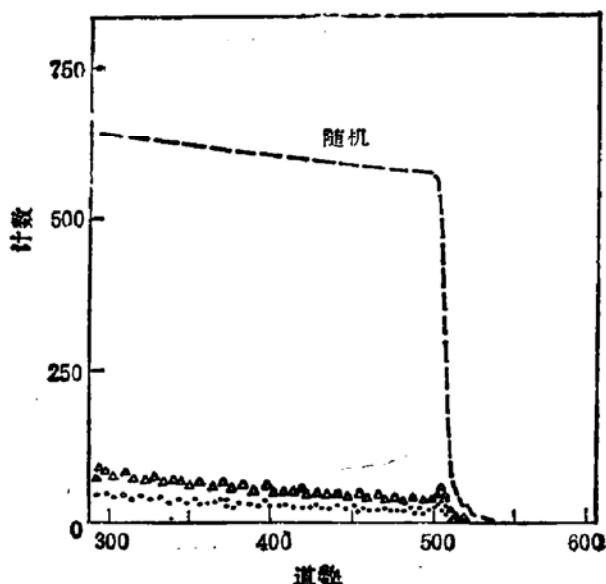


图 8 样品为  $30\text{keV} \times 10^{15}\text{cm}^{-2}$  砷注入硅的损伤消除情况  
(b) RBS 定向谱:  $\triangle$   $1000^\circ\text{C}$  2 秒 RTA, ● 完美单晶, ----随机谱

#### 四、结 论

以高频感应石墨作辐射热源的快速热退火过程可分为二个阶段：800—900℃时的固相外延再生长和 1000℃ 以上高温消除损伤。当注砷硅浓度超过固溶度一定程度以后，600℃以下温度的退火不发生固相外延，只生成多晶硅。快速热退火的升温对 VLSI 工艺具有重要实际意义。

样品加工由本所完成，侯东彦和陈必贤同志提供了许多有益的技术帮助。剖面 TEM 形貌观察由北京有色金属研究总院李永洪和袁建明同志完成。在此一并致谢。

#### 参 考 文 献

- [1] 侯东彦，钱佩信，李志坚，半导体学报，4，579(1983)。
- [2] 侯东彦，马腾阁，陈必贤，钱佩信，半导体学报，6，504(1985)。
- [3] G. L. Olson, S. A. Kokorowski, R. A. McFariane and L. D. Hess, *Appl. Phys. Lett.*, 37, 1019(1980).
- [4] G. L. Olson, S. A. Kokorowski, J. A. Roth, and L. D. Hess, *MRS Symp. Proc.*, 13, (North-Holland, NY, 1983), P. 141.

\* 图 8(a) 见图版 I.

- [5] J. Götzlisch, P. H. Tsien, G. Henghuber, and H. Ryssel, *Ion Implantation: Equipments and Techniques*, Eds. H. Ryssel and H. Glanwischnig, (Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 1983), P. 513.  
[6] 肖士端, 张敬平, 颜渝, 陆振华, *半导体学报*, 8, 665(1987).

## On RTA Process of Arsenic-Implanted Silicon

Xu Li, Tsien Peihsin and Li Zhijian

(*Institute of Microelectronics, Qinghua University*)

### Abstract

The RTA process with a RF induced graphite as an irradiation heat source is investigated. It is found that the complete process of RTA can be divided into two steps. When the temperature is in the range of 800—900°C, a solid phase is grown epitaxially, and then at 1000°C and higher temperatures, damages and defects are annealed out.

**KEY WORDS:** Silicon, Arsenic implantation, Rapid annealing