

低温退火对重掺砷直拉硅片的氧沉淀形核的作用*

奚光平¹⁾ 马向阳^{1)†} 田达晰^{1)‡} 曾俞衡¹⁾ 宫龙飞²⁾ 杨德仁¹⁾

1) 浙江大学硅材料国家重点实验室, 杭州 310027)

2) 宁波立立电子股份有限公司, 宁波 315800)

(2008 年 4 月 9 日收到, 2008 年 5 月 12 日收到修改稿)

通过对比研究重掺砷直拉硅片和轻掺 n 型直拉硅片经过低温(450—800℃)和高温(1000℃)两步退火的氧沉淀行为, 阐明了低温退火对重掺砷直拉硅片的氧沉淀形核的作用. 研究指出, 重掺砷硅片在 450℃和 650℃退火时的氧沉淀形核比在 800℃退火时更显著, 这与轻掺硅片的情况截然相反. 此外, 与轻掺硅片相比, 重掺砷硅片在 450℃和 650℃退火时氧沉淀的形核得到增强, 而在 800℃退火时氧沉淀的形核受到抑制. 分析认为, 重掺砷硅片在 450℃和 650℃退火时会形成砷-空位-氧(As-V-O)复合体, 它们促进了氧沉淀的形核; 而在 800℃退火时 As-V-O 复合体不能稳定的存在而缺少氧沉淀形核的前驱体, 并且重掺砷会导致硅晶体中的晶格压应力, 因此氧沉淀形核被显著地抑制. 实验还表明, 在重掺砷硅片中掺入氮杂质可以促进低温退火时的氧沉淀形核, 这种促进作用在 800℃退火时表现得更加明显, 这与氮引入的异质形核中心有关.

关键词: 重掺砷直拉硅片, 氧沉淀形核, 低温退火

PACC: 6460Q, 6170Q, 6630J

1. 引 言

硅集成电路都是采用直拉硅片制造的, 其根本原因在于直拉硅片中含有氧杂质. 氧杂质一方面增强了硅片的机械强度^[1], 另一方面与之相关的氧沉淀可以使直拉硅片具有吸除金属沾污(即内吸杂)的能力^[2], 这两方面的作用可提高集成电路的制造成品率. 因此, 在过去的几十年中, 直拉硅中的氧沉淀已经得到广泛而深入的研究. 然而, 其中的绝大部分研究都是以轻掺直拉硅片作为对象的^[3-4]. 关于重掺直拉硅片的氧沉淀研究, 大都集中在重掺硼和重掺锑直拉硅片^[5-9]. 而事实上, 重掺砷直拉硅片由于比重掺锑直拉硅片具有更低的电阻率, 因而更多地用于硅外延片的衬底. 显然, 硅外延片的内吸杂能力取决于衬底的氧沉淀. 因此, 关于重掺砷直拉硅片的氧沉淀的研究具有重要的理论和实际意义. 然而, 目前关于这方面的研究还很少报道.

众所周知, 直拉硅中的氧沉淀过程由形核和长大两个阶段组成. 氧沉淀形核通常在低温(一般低于 800℃)退火时进行, 而氧沉淀长大则在高温(一般在

1000℃及以上)退火时进行^[10]. 对于轻掺直拉硅片而言, 氧沉淀形核的合适温度范围在 450—800℃, 退火时间较短的情况下, 相对较高的温度(如 650—800℃)更有利于形核^[3]. 对重掺砷直拉硅片来说, 高浓度的砷原子会导致晶格压应力. 此外, 重掺砷导致的高电子浓度使得费米能级的位置非常接近于导带底, 从而使空位浓度比轻掺硅片要高很多^[11]. 这些因素都可能使重掺砷硅片中的氧沉淀行为有别于轻掺硅片的. 因此, 低温退火对氧沉淀形核的作用体现在轻掺硅片和重掺砷硅片上可能会有所差异, 揭示这种可能存在的差异正是本文的目的之一.

业已表明, 在轻掺直拉硅片中掺氮可以促进氧沉淀, 从而提高硅片的内吸杂能力^[12-16]. 重掺锑直拉硅片的氧沉淀被抑制已多有报道^[7-9], 成为研究者普遍接受的观点. 如前所述, 重掺砷直拉硅片的氧沉淀还很少被研究, 其是否与重掺锑直拉硅片的氧沉淀行为相似还未有定论. Liu 等人的研究表明重掺砷直拉硅片在经过 800℃, 4 h 加 1000℃, 16 h 两步热处理后的氧沉淀密度明显低于重掺硼硅片^[17]. 那么, 在重掺砷直拉硅片中掺氮能否促进氧沉淀抑或如何促进氧沉淀是值得研究的问题, 目前还没有相

* 国家自然科学基金(批准号 50672085)教育部新世纪优秀人才支持计划和长江学者和创新团队发展计划资助的课题.

† 通讯联系人. E-mail: mxyoung@zju.edu.cn

关的研究报道.

本文利用扫描红外显微术(scanning infrared microscopy, SIRM)和择优腐蚀的方法对比研究了重掺磷直拉硅片和轻掺直拉硅片经过低温和高温两步退火后的氧沉淀行为,揭示了重掺磷和轻掺直拉硅片在低温退火时氧沉淀形核的差异,并指出在重掺磷直拉硅片中掺氮可以促进低温退火时的氧沉淀形核.

2. 实 验

在几乎相同的条件下,生长了两根重掺磷, [111]晶向,直径为 150 mm 的直拉硅单晶,其中在一根单晶中利用气相掺氮法掺入氮杂质.然后,在两根单晶的等效位置切片,加工成厚度为 675 μm 的抛光片,它们的电阻率为 0.0037 $\Omega\cdot\text{cm}$.在下文中,我们把不掺氮的重掺磷硅片称为普通重掺磷硅片.用二次离子质谱仪(SIMS)测得普通和掺氮的重掺磷硅片的氧浓度分别为 $1.18 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 和 $1.21 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$,掺氮重掺磷硅片中氮的浓度为 $9.9 \times 10^{13} \text{ cm}^{-3}$.此外,为了做对比实验,我们还选取了轻掺磷的 n 型(在生产实际中,都是轻掺磷的 n 型硅单晶)[111]晶向的抛光直拉硅片,其电阻率为 8.9 $\Omega\cdot\text{cm}$,其间隙氧浓度由 Bruker IFS 66v/S 型傅里叶红外(FTIR)光谱仪测得,约为 $1.20 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$,这里使用的转换因子是 $3.14 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$.

在上述每一抛光片上切下若干大小为 2 cm \times 3 cm 的小片作为样品.三种样品都先经过 1200 $^{\circ}\text{C}$, 120 s 的快速热退火(RTP),以消除硅片中的原生氧沉淀,再经过以下不同的低温和高温两步退火处理: 1) 450 $^{\circ}\text{C}$ 4 h 加 1000 $^{\circ}\text{C}$, 16 h; 2) 650 $^{\circ}\text{C}$ 4 h 加 1000 $^{\circ}\text{C}$, 16 h; 3) 800 $^{\circ}\text{C}$ 4 h 加 1000 $^{\circ}\text{C}$, 16 h. 上述所有热处理都在 Ar 气氛下进行.这里需要说明的是,在 RTP 处理时,冷却速度设置得足够小,以使残留在硅片中的空位的浓度很低,这样就可以忽略空位对随后的低温

和高温两步退火中的氧沉淀所产生的影响.

经过热处理后,一方面利用 SIRM 测量样品中的氧沉淀密度.需要说明的是, SIRM 是微区测量手段,在本实验中,扫描的微区面积为 180 $\mu\text{m} \times$ 180 μm ,为使测量得到的氧沉淀密度更具代表性,我们在每个样品上选取 10 个区域测量,将这 10 个区域的氧沉淀密度的平均值作为每一样品的氧沉淀密度值.另一方面采用择优腐蚀法显示样品中的氧沉淀.为了清晰地显示缺陷,适用于重掺硅片和轻掺硅片的择优腐蚀液应有所不同.通过多次试验后,选取 Yang1 腐蚀液^[18](0.5 mol/L CrO_3 :49% HF = 1:1)用于重掺磷直拉硅片,腐蚀时间为 6 min,选取 Yang 腐蚀液^[18](1.5 mol/L CrO_3 :49% HF = 1:1)用于轻掺硅片,腐蚀时间为 4 min.择优腐蚀后,用 OLYMPUS MX50 光学显微镜观察腐蚀坑并拍照.

3. 实验结果和分析

3.1. 450 $^{\circ}\text{C}$ 和 650 $^{\circ}\text{C}$ 退火时的氧沉淀形核

图 1(a)(b)(c)分别给出了轻掺硅片、普通重掺磷和掺氮的重掺磷硅片在 450 $^{\circ}\text{C}$ 4 h 加 1000 $^{\circ}\text{C}$, 16 h 的热处理后,经择优腐蚀后的光学显微镜照片.从图中可以看到,与轻掺硅片相比,重掺磷硅片中的氧沉淀并没有被抑制,其氧沉淀密度反而更高.这表明经 450 $^{\circ}\text{C}$ 退火 4 h 后,在重掺磷硅片中形成了更多的氧沉淀核心.众所周知,轻掺硅片在 450 $^{\circ}\text{C}$ 退火时会形成热施主,它们可以作为氧沉淀核心的前驱体.而在重掺磷硅片中,由于自由电子浓度很高,热施主的形成被抑制^[19].然而,如上所述,重掺磷硅片中的氧沉淀并没有被抑制,这表明重掺磷硅片在 450 $^{\circ}\text{C}$ 退火时氧沉淀核心的形成应归因于别的形核机理.需要注意的是,掺氮的重掺磷硅片的氧沉淀密度比普通的重掺磷硅片的稍高一些.

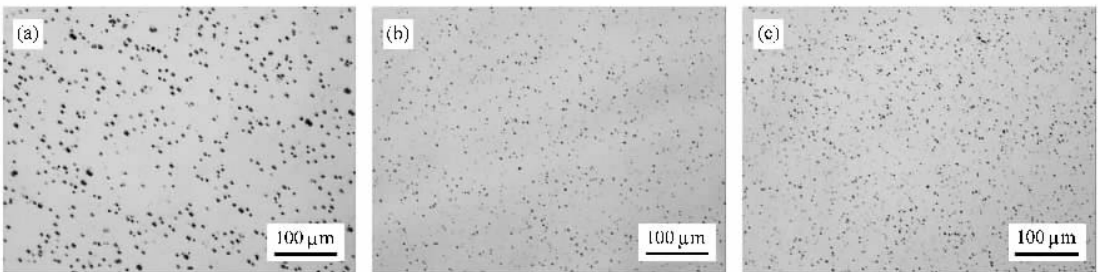


图 1 轻掺硅片(a)、普通重掺磷硅片(b)和掺氮的重掺磷硅片(c)在 450 $^{\circ}\text{C}$ 4 h 加 1000 $^{\circ}\text{C}$, 16 h 的热处理后,经择优腐蚀后的光学显微镜照片

图 2(a)(b)(c)分别给出了轻掺硅片、普通和掺氮的重掺砷硅片在 650°C 4 h 加 1000°C 16 h 热处理后,经择优腐蚀后的光学显微镜照片. 同样地,

重掺砷硅片的氧沉淀密度显著高于轻掺硅片的,而掺氮的重掺砷硅片的氧沉淀密度比普通重掺砷硅片的稍高一些.

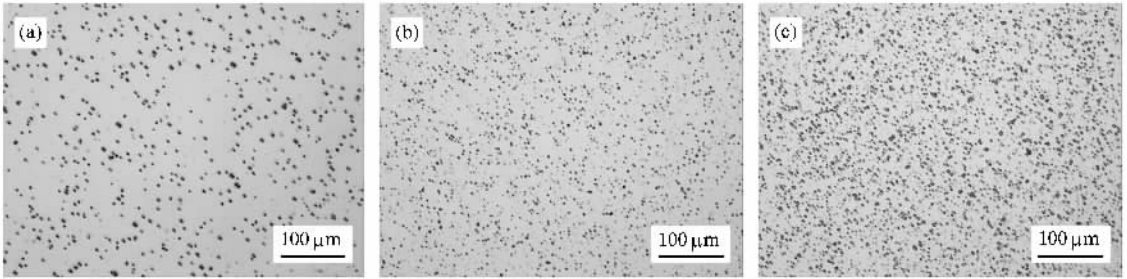


图 2 轻掺硅片(a)、普通重掺砷硅片(b)和掺氮的重掺砷硅片(c)在 650°C 4 h 加 1000°C 16 h 的热处理后,经择优腐蚀后的光学显微镜照片

上述结果清楚地表明:在 $450\text{—}650^{\circ}\text{C}$ 退火时,重掺砷硅片的氧沉淀形核不但没有被抑制,反而比轻掺硅片的还要更强烈一些. 显然,这个现象应该与重掺砷有关. 研究表明,高浓度的掺杂会影响硅中空位的浓度. 一般认为,在硅中同时存在中性空位 V^0 和带电空位 V^- 和 V^+ , 它们的浓度分别可以由以下公式得到^[12]:

$$C_{V^0} \cong 9 \times 10^{23} \exp\left(\frac{-2.6 \text{ eV}}{kT}\right) \text{ cm}^{-3}, \quad (1)$$

$$C_{V^-} = C_{V^0} \exp\left(\frac{E_F - E_{V^-}}{kT}\right) \text{ cm}^{-3}, \quad (2)$$

$$C_{V^+} = C_{V^0} \exp\left(\frac{2E_F - E_{V^-} - E_{V^+}}{kT}\right) \text{ cm}^{-3}, \quad (3)$$

其中 k 为玻尔兹曼常数, T 为绝对温度, E_F 为费米能级, E_{V^-} , E_{V^+} 分别为带电空位 V^- 和 V^+ 的能级. 关于 E_{V^-} 和 E_{V^+} 在禁带中的具体位置还存在争论, 在本文中取 $E_{V^-} = E_C - 0.57 \text{ eV}$, $E_{V^+} = E_C - 0.11 \text{ eV}$. 显然,对于 n 型硅片来说, E_F 越靠近导带底,带电空位的浓度 C_{V^-} 和 C_{V^+} 越高. 在本文中,重掺砷硅片的电子浓度约为 $1.8 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$,与轻掺硅片相比,在同样的温度下,其费米能级与 E_C 的距离更小. 因此,重掺砷硅片中带电空位 V^- 和 V^+ 的浓度显著高于轻掺硅片的. 我们认为,由于库仑力的作用,电离的施主 As^+ 和带电空位将结合在一起形成“ $\text{As}-V$ 对($\text{As}-V$ pairs)”在一定温度下,它们与扩散过来的间隙氧原子相互作用形成 $\text{As}-V-O$ 复合体,这些复合体可以作为氧沉淀核心的前驱体,从而促进氧沉淀的形核. 可以理解, $\text{As}-V-O$ 复合体的形成仅在一定的温度范围内发生,即温度太低,不利于间隙氧原子的扩散,使得 $\text{As}-V-O$ 不易形成,而

温度太高,由于热运动的加剧,使得 $\text{As}-V-O$ 复合体不能稳定地存在. 根据前面给出的实验结果,有理由认为,在 $450\text{—}650^{\circ}\text{C}$ 的温度范围内, $\text{As}-V-O$ 复合体可以形成. 这样,就可以理解图 1 和图 2 显示的重掺砷硅片的氧沉淀密度显著高于轻掺硅片的实验事实. 从图 1 和图 2 的比较中,可以看到重掺砷硅片在 650°C 退火时形成的氧沉淀核心比在 450°C 退火时形成的要更多一些. 这主要是由于重掺砷硅片在 650°C 时的带电空位的浓度要高于 450°C 时的浓度(根据(1)–(3)式可以计算得到),因此可以形成更多的 $\text{As}-V-O$ 复合体,进而形成更多的氧沉淀核心. 需要指出的是,如前所述,掺氮的重掺砷硅片中的氧沉淀密度比普通重掺砷硅片要高一些,但氮对氧沉淀的促进作用表现得不是很显著. 这一方面是由于氮的浓度较低;另一方面则是由于在 $450\text{—}650^{\circ}\text{C}$ 退火时, $\text{As}-V-O$ 复合体仍然是掺氮的重掺砷硅片的氧沉淀核心的最主要的前驱体,它显著多于由氮与氧相互作用而形成的 $\text{N}-O$ 复合体,在这种情况下, $\text{N}-O$ 复合体对氧沉淀形核的促进作用在很大程度上被掩盖了.

对于轻掺硅片而言,从图 1 和图 2 的比较中,可以看到氧沉淀的密度变化不大. 这是由于在 450°C 和 650°C 退火时氧的过饱和度都很大,氧沉淀的形核主要受氧的扩散控制. 但是,研究表明在 $400\text{—}700^{\circ}\text{C}$ 温度范围内,氧呈现异常扩散,即氧的扩散系数随温度的变化并不遵循指数关系^[20]. 有报道指出,硅中的氧在 450°C 时的扩散系数为 $3.1 \times 10^{-14} \text{ cm}^2/\text{s}$,而在 650°C 的扩散系数为 $3.8 \times 10^{-14} \text{ cm}^2/\text{s}$,两者相当^[21]. 因此,轻掺硅片在 450°C 和 650°C 退火时形成的氧沉淀核心的密度相差不大.

3.2. 800℃退火时的氧沉淀形核

图 3(a)(b)(c)分别给出了轻掺硅片、普通重掺砷和掺氮的重掺砷硅片在 800℃, 4 h 加 1000℃, 16 h 的热处理后, 经择优腐蚀后的光学显微镜照片。

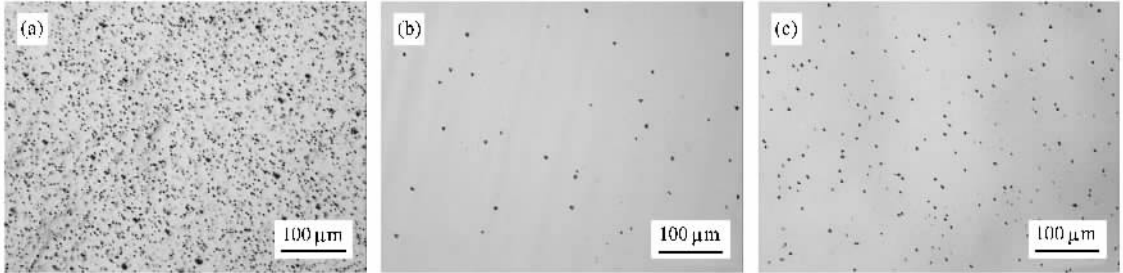


图 3 轻掺硅片(a)、普通重掺砷硅片(b)和掺氮的重掺砷硅片(c)在 800℃, 4 h 加 1000℃, 16 h 的热处理后, 经择优腐蚀后的光学显微镜照片

砷硅片的氧沉淀形核已不再是以 $As-V-O$ 复合体为前驱体, 这应该是由 $As-V-O$ 复合体在 800℃ 不能稳定地存在所导致的。

对于轻掺硅片而言, 从图 3 与图 1 和图 2 的比较可知, 800℃ 退火导致的氧沉淀密度显著高于退火温度为 450℃ 和 650℃ 时的情形。在 800℃ 退火时, 虽然氧的过饱和度比在 450℃ 和 650℃ 退火时的要低一些, 但是氧的扩散系数显著增大, 因此, 在热处理时间较短的情况下, 800℃ 的退火更有利于氧沉淀的形核。而对于重掺砷硅片而言, 在 800℃ 退火时, 如前所述, $As-V-O$ 复合体不能稳定地存在, 因此在普通重掺砷硅片中氧沉淀的形核主要由氧沉淀的过饱和度驱动, 而在掺氮的重掺砷硅片中 $N-O-V$ 复合体可以作为氧沉淀形核的异质核心。砷原子的共价半径比硅原子的大, 由此导致重掺砷硅单晶的晶格存在压应力, 这一方面使得氧沉淀形核的临界尺寸增大, 另一方面不利于氧沉淀所导致的应力的释放。因此, 普通重掺砷硅片在 800℃ 时的氧沉淀形核被强烈地抑制, 而在掺氮的重掺砷硅片中, 晶格应力对氧沉淀形核的抑制作用不及 $N-O-V$ 复合体对氧沉淀形核的促进作用, 由此使得掺氮的重掺砷硅片的氧沉淀密度显著高于普通重掺砷硅片。可以预计, 若掺入氮的浓度增加时, 可使重掺砷硅片的氧沉淀密度更高, 这一点将在以后的工作中进一步证实。顺便指出, 尽管重掺砷硅片在 800℃ 时的中性和带电空位的浓度比 650℃ 时的更高, 但总的空位浓度仍然比砷浓度低几个数量级。因此, 虽然空位有利于氧沉淀应力的释放, 但还远不能消除重掺砷所导致的晶格压应力对氧沉淀应力释放的抑制作用。

由该图可见, 轻掺硅片比重掺砷硅片有更高的氧沉淀密度, 这与图 1 和图 2 所示的退火温度为 450℃ 和 650℃ 的情形完全相反。此外, 重掺砷硅片的氧沉淀密度比退火温度为 450℃ 和 650℃ 时的情形要低很多。上述结果清楚地表明: 在 800℃ 热处理时, 重掺

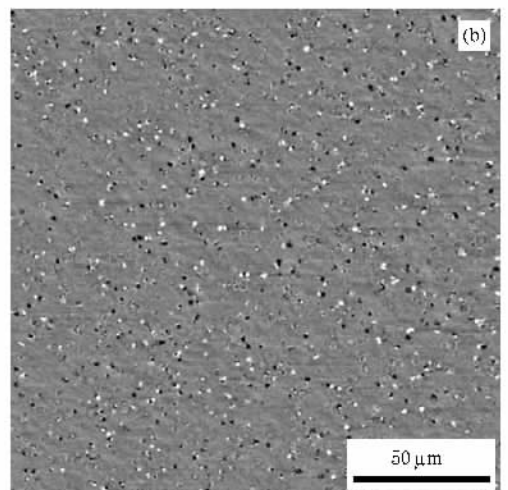
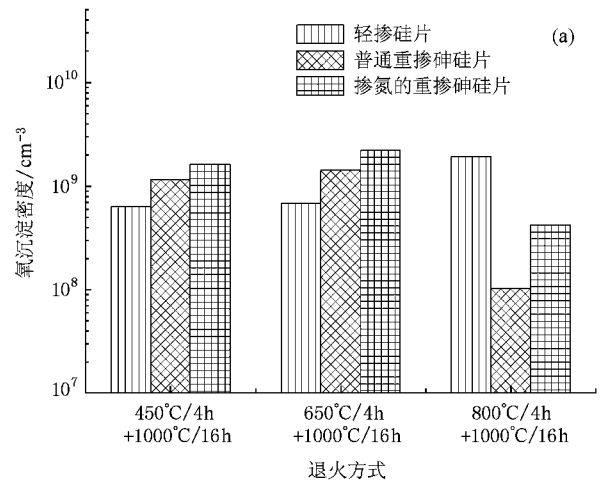


图 4 (a) 轻掺硅片、普通和掺氮的重掺砷硅片经过低温 (450℃, 650℃ 和 800℃) 和高温 (1000℃) 两步退火后由 SIRM 测量得到的氧沉淀密度的比较 (b) 普通重掺砷硅片经过 650℃, 4 h 加 1000℃, 16 h 热处理形成的氧沉淀的典型 SIRM 图像

3.3. 两步退火形成的氧沉淀密度的 SIRM 定量描述

以上,通过择优腐蚀后的光学显微镜观察,我们定性研究了轻掺硅片与重掺砷硅片经过在低温和高温两步退火后的氧沉淀行为.为定量地说明低温形核退火对氧沉淀的作用,图 4(a)给出了轻掺硅片与重掺砷硅片经过 450°C,650°C 和 800°C,4 h 加 1000°C,16 h 两步退火后由 SIRM 测量得到的氧沉淀密度,它定量地显示了不同硅片在相同热处理条件下形成的氧沉淀密度的差异.图 4(b)则给出了一张典型的氧沉淀的 SIRM 图像,这里以经过 650°C,4 h 加 1000°C,16 h 两步退火后的普通重掺砷硅片样品为例.需要指出的是,SIRM 与择优腐蚀相比,可以显示更小的氧沉淀.图 4(a)所给出的 SIRM 测量结果清楚地表明:在 450°C 和 650°C 退火时,重掺砷硅片中形成的氧沉淀核心密度是轻掺硅片的 2—3 倍,而在 800°C 退火时,轻掺硅片中的氧沉淀核心密度比普通重掺砷硅片中的要高一个数量级,比掺氮的重掺砷硅片中的高约 4 倍.此外,在各种情况下,掺氮的重掺砷硅片中的氧沉淀核心密度都比普通重掺砷硅片中的要高,尤其在 800°C 热处理时表现得更为明显,前者比后者高约 4 倍.

4. 结 论

本文对比研究了轻掺硅片和重掺砷硅片(包括普通的和掺氮的)经低温(450—800°C)和高温(1000°C)两步退火的氧沉淀行为,目的在于探明第一步低温退火对氧沉淀形核的影响.研究表明:与轻掺硅片相比,重掺砷硅片在 800°C 退火时氧沉淀形核受到显著的抑制,而在 450°C 和 650°C 退火时氧沉淀形核得到明显的增强;重掺砷硅片在 800°C 退火时比在 450°C 和 650°C 退火时有更强的氧沉淀形核能力,这一点与轻掺硅片的情况恰好相反.对上述结果的唯一解释是:重掺砷硅片在 450°C 和 650°C 退火时会形成 $As-V-O$ 复合体,它们作为前驱体而促进了氧沉淀的形核;但是,在 800°C 退火时 $As-V-O$ 复合体不能稳定存在,此时的氧沉淀形核会由于重掺砷导致的晶格压应力而受到显著的抑制.值得注意的是,在重掺砷硅片中掺入氮杂质可以促进低温退火时的氧沉淀形核,尤其在 800°C 时表现得更为明显,这是由于 $N-O$ 复合体作为氧沉淀形核的异质中心所致.

- [1] Sumino K, Yonenaga I 1994 *Oxygen in silicon* (New York : Academic Press) p449
- [2] Shimura F 1994 *Oxygen in silicon* (New York : Academic Press) p577
- [3] Borghesi A , Pivac B , Sasella A , Stella A 1995 *J. Appl. Phys.* **77** 4169
- [4] Newman R C 2000 *J. Phys. :Condens. Matter* **12** R335
- [5] Hahn S , Ponce F A , Tilier W A , Stojanoff V , Bulla D A P , Castro W E Jr 1988 *J. Appl. Phys.* **64** 4454
- [6] Fu L M , Yang D R , Ma X Y , Tian D X , Que D L 2006 *J. Appl. Phys.* **100** 103530
- [7] Secco d 'Aragona F , Fejes P L 1986 *Appl. Phys. Lett.* **48** 665
- [8] Bains S K , Griffiths D P , Wilkes J G , Series R W , Barraclough K G 1990 *J. Electrochem. Soc.* **137** 647
- [9] Gupta S , Messorolas S , Schneider J R , Stewart R J , Zulehner W 1992 *Semicond. Sci. & Technol.* **7** 443
- [10] Livingston F M , Messorolas S , Newman R C , Pike B C , Stewart R J , Binns N J , Brown W P , Wilkes J G 1984 *J. Phys. C* **17** 6253
- [11] Seebauer E G , Kratzer M C 2006 *Materials Science & Engineering Reviews* **55** 57
- [12] Nakai K , Inoue Y , Yokota H , Ikari A , Takahashi J , Tachikawa A , Kitahara K , Ohta Y , Ohashi W 2001 *J. Appl. Phys.* **89** 4301
- [13] Ma X Y , Yu X G , Fan R X , Yang D R 2002 *Appl. Phys. Lett.* **81** 496
- [14] Jiang L , Yang D R , Yu X G , Ma X Y , Xu J , Que D L 2003 *Acta Phys. Sin.* **52** 2000 (in Chinese) [蒋 乐、杨德仁、余学功、马向阳、徐 进、阙端麟 2003 物理学报 **52** 2000]
- [15] Yu X G , Yang D R , Ma X Y , Que D L 2003 *Microelectronic Engineering* **69** 97
- [16] Cui C , Ma X Y , Yang D R 2008 *Acta Phys. Sin.* **57** 1037 (in Chinese) [崔 灿、马向阳、杨德仁 2008 物理学报 **57** 1037]
- [17] Sun S L , Sun W Z , Hao Q Y , Wang L J , Teng X Y , Liu C C , Xu Y S 2006 *Materials Science in Semiconductor Processing* **9** 78
- [18] Yang K H 1984 *J. Electrochem. Soc.* **131** 1140
- [19] Kazumi Wada 1984 *Phys. Rev. B* **30** 5884
- [20] Lee S T , Fellingner P 1986 *Appl. Phys. Lett.* **49** 1793
- [21] Takeno H , Hayamizu Y , Miki K 1998 *J. Appl. Phys.* **84** 3113

Effects of low-temperature annealing on oxygen precipitate nucleation in heavily arsenic-doped Czochralski silicon *

Xi Guang-Ping¹⁾ Ma Xiang-Yang^{1)†} Tian Da-Xi^{1)‡} Zeng Yu-Heng¹⁾ Gong Long-Fei²⁾ Yang De-Ren¹⁾

1 *State Key Laboratory of Silicon Materials, Zhejiang University, Hangzhou 310027, China*

2 *Ningbo QL Electronics Co. Ltd, Ningbo 315800, China*

(Received 9 April 2008 ; revised manuscript received 12 May 2008)

Abstract

Through the comparative investigation on oxygen precipitation behaviors in the heavily and lightly arsenic-doped n-type Czochralski (CZ) silicon wafers subjected to the two-step annealing successively at low temperature (450—800 °C) and high temperature (1000 °C) , the effects of low-temperature annealing on oxygen precipitate nucleation in heavily arsenic-doped CZ silicon wafer have been elucidated . It was found that for the heavily arsenic-doped CZ silicon the oxygen precipitate nucleation during the 450 and 650 °C annealing was more significant than that during the 800 °C annealing , which was contrary to the case for lightly-doped CZ silicon . Moreover , in comparison with the lightly-doped CZ silicon , the oxygen precipitate nucleation at 450 and 650 °C was enhanced while that at 800 °C was suppressed in the heavily arsenic-doped CZ silicon . It is believed that in the heavily arsenic-doped CZ silicon the As- V-O complexes can be formed during the annealing at 450 and 650 °C so as to enhance the oxygen precipitate nucleation ; while , during the 800 °C annealing the As- V-O complexes are not stable enough to act as the precursors of nuclei and , moreover , the heavy arsenic-doping leads to compressive lattice stress , therefore the oxygen precipitate nucleation is noticeably suppressed . Furthermore , it is revealed that the nitrogen-doping facilitates the oxygen precipitate nucleation during the annealing at low temperatures especially at 800 °C , which is believed to be due to the heterogeneous nucleation centers induced by nitrogen-doping .

Keywords : heavily arsenic-doped CZ silicon , oxygen precipitate nucleation , low-temperature annealing

PACC : 6460Q , 6170Q , 6630J

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (No. 50672085) and Programs for New Century Excellent Talents in Universities , Changjiang Scholars and Innovative Team .

† Corresponding author . E-mail : mxyoung@zju.edu.cn