

用镍硅氧化物源横向诱导晶化的多晶硅薄膜*

刘召军¹⁾²⁾ 孟志国¹⁾ 赵淑云²⁾ 郭海成²⁾ 吴春亚¹⁾ 熊绍珍^{1)†}

1) (南开大学信息学院光电子薄膜器件与技术研究所, 天津 300071)

2) (香港科技大学电子及计算机工程系, 香港)

(2009 年 1 月 9 日收到; 2009 年 7 月 30 日收到修改稿)

采用磁控溅射法, 以镍硅合金为靶, 制备了一种适用于金属诱导横向晶化的氧化物镍源——自缓释镍源. 该镍源在内部构成和晶化现象上都不同于纯金属镍源. 采用该镍源制备低温多晶硅材料, 晶化速率不明显依赖于镍源薄膜的厚度, 且晶化多晶硅膜内的残余镍量亦可有效降低, 可为薄膜晶体管提供宽的工艺窗口. 本文对用纯金属镍源所得多晶硅薄膜的晶化率、表面粗糙度、电学特性等与溅射条件的关系进行了研究, 并对相应结果进行了讨论.

关键词: 自缓释, 金属诱导横向晶化, 多晶硅薄膜, 低温制备与退火

PACC: 7360F, 8140G, 8115H, 6822

1. 引 言

在玻璃衬底上制备高分辨率、全彩色的有源矩阵液晶显示屏 (AM-LCD) 和有源矩阵有机发光二极管显示屏 (AM-OLED), 尤其是将周边驱动电路集成一体化的板上系统 (SOP) 显示屏, 需要高性能的低温多晶硅薄膜晶体管 (TFT) 作为显示器件 (LCD 或 OLED) 的选址或驱动元件^[1]. 目前国际上获得多晶硅材料的方法主要有固相晶化 (SPC)^[2]、准分子激光退火 (ELA)^[3]、快速热退火 (RTA)^[4] 以及金属诱导横向晶化 (MILC)^[5] 等技术. 采用 MILC 技术制备的多晶硅薄膜材料虽然还存在一些问题, 但鉴于其工作温度较低、设备投入较少、可批处理、产率易于扩大故而成本低等优点, 正逐步开始试用^[6-9]. 对该技术均匀性和残余金属含量较高等问题, 研究者们也正不断努力寻找对策予以解决. MILC 技术多采用物理的方法 (电子束蒸发或者溅射) 沉积一层纯金属镍作为诱导源, 然后进行退火^[9-11], 称之为常规镍源^[9,10]. 在晶化过程中, 这些金属对以非晶硅 (a-Si) 作晶化前驱物的诱导晶化而言属于“无限源”, 能够源源不断地给 a-Si 提供金属 Ni 以形成晶化诱导媒质 NiSi₂, 故而在诱导孔处的 Ni 含量以及晶化多晶硅中残存的 Ni 含量都比较高^[12], 这会影

响 TFT 器件的稳定性和漏电流等性能^[13]. 为了解决这个问题, 本文提出了一种新型的镍源, 我们称之为自缓释镍源, 试图解决高残余金属量的问题. 文中对其制备方法、制备条件, 以及用这种镍源制备的低温多晶硅材料进行了系列分析研究, 并与其他方法获得的结果进行了比较. 实验证明使用该镍源能有效控制和降低膜中的 Ni 含量.

2. 实验内容

首先用低压化学气相沉积 (LPCVD) 的方法在单晶硅 (c-Si) 衬底或玻璃衬底上分别沉积约 100 nm 的低温氧化物 (LTO, Low Temperature Oxide, 本文为低温氧化硅) 和 45 nm 的 a-Si 薄膜. 其中 LTO 为隔离层, 使其上的 a-Si 与衬底 (c-Si 或玻璃) 隔离. a-Si 作为金属诱导晶化的晶化前驱物. 测量晶化多晶硅中所含元素的分布时, 采用 c-Si 作衬底, 以便在分析膜内杂质含量时排除其他因衬底所可能导入的杂质的影响 (注: 虽有 LTO 隔离层, 但为了更为慎重, 仍选用了 c-Si). 测量晶化多晶硅其他性能时, 材料沉积所用衬底为玻璃衬底. 沉积完 a-Si 之后, 以 LPCVD 方法再在其上沉积一层约 100 nm 的低温氧化物 (LTO) 作为晶化阻挡层. 沉积这层 LTO 是因为随后的诱导源是铺盖在整个 a-Si 表面上的, 依据此

* 国家自然科学基金重点项目 (批准号: 60437030) 和天津市自然科学基金 (批准号: 05YFJMJC01400) 资助的课题.

† 通讯联系人. E-mail: xionsgz@nankai.edu.cn

层 LTO 的厚度将具有阻止或部分阻止 a-Si 上表面沉积的 Ni 对纵深方向晶化的影响. 然后光刻出诱导孔.

将上述 c-Si/a-Si 或 Glass/a-Si 的样片各分成两份, 一份以 Ni 含量为 10% 的镍硅合金靶作为磁控溅射的溅射源, 在氩氧气氛下在 a-Si 表面溅射一层

Ni. 在另一份 a-Si 表面用常规电子束蒸发厚约 5.0 nm 的纯金属 Ni 膜, 用以与溅射镍硅合金的晶化结果相比较. 图 1 给出了样品结构示意图. 之后把两类样品置于退火炉中, 按以前实验选定的程序升温^[13], 在 590 °C 氮气气氛下退火不同时间, 得到不同晶化长度的横向晶化低温多晶硅薄膜.

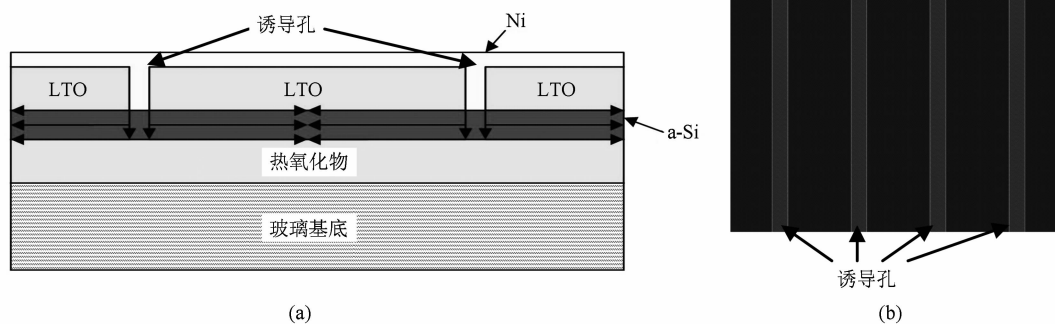


图 1 金属诱导横向晶化示意图 (a) 结构示意图, (b) 诱导口分布示意图

用高倍数光学显微镜测量不同退火时间的晶化长度, 计算出晶化速率. 采用时间飞行二次离子谱 (TOF-SIMS) 分析镍源层中的成分以及晶化后多晶硅薄膜中的镍残余量. 采用微区拉曼 (Micro-Raman) 测量多晶硅薄膜的晶化率. 采用原子力显微镜 (AFM) 测量多晶硅薄膜的表面粗糙度. 采用 Hall 测试仪测量多晶硅材料的电学性能. 最后对两种源的上述测试分析的结果进行分析比较.

3. 结果与讨论

3.1. 新型镍源对晶化速率的影响及其比较

对本实验中采用 10% 的镍硅合金靶溅射制备的新型镍源层进行薄膜晶化过程分析, 并与常规蒸发的纯镍源相比, 发现两者在晶化速率上存在很大差异. 图 2 所示为在退火条件相同的情况下, 不同镍源厚度对晶化率影响的比较, 其中 (a) 为纯金属镍源的厚度与晶化率关系, (b) 为本次实验制备的新型镍源厚度与晶化率的关系. 由图可以看出, 虽然晶化速率都随镍源厚度 (表明镍源的含量) 单调增大, 但是对纯金属镍源而言, 其晶化速率随着镍源厚度的增加呈缓慢单调近乎线性的增长趋势 (开始时稍快). 而本实验制备的新型镍源, 在 Ni 层厚度开始增大时晶化速率迅速增大, 随后很快趋近饱和,

之后即使镍源厚度增加几十倍, 晶化速率也没有明显的变化. 需要说明的是, 对图 2 (a) 和 (b) 两组数据不好直接比较, 因为制备源内镍的含量不同, 即使制备所得诱导源的厚度相同, 膜内所含镍量也不同. 此处我们关注的仅是它们所导致的晶化速率的变化趋势. 两种方法制备的镍源晶化速率随厚度的关系呈现如此大的差异, 与什么因素相关? 鉴于电子束蒸发的靶为高纯 Ni 金属片, 而溅射所使用的靶为 NiSi 合金, 经分析可知, 上述差异与沉积得到的源材料内的成分密切相关.

3.2. 本实验新型镍源的成分分析

采用 TOF-SIMS 和 X 射线光电谱 (XPS) 两种测试手段, 对用新型镍源诱导晶化完成后诱导口处进行了分析, 结果分别如图 3 和 4 所示. 图 3 (a) 显示该 Ni 层中 Si, Ni, ³⁰Si, SiO 和 O 等元素沿纵深方向的分布. 为清晰起见, 图 3 (b) 显示 SIMS 测试时对应样品的大致深度位置, 以了解元素分布在样品内的位置关系. 可以看出 Si, ³⁰Si, SiO 和 O 的分布在整个镍源层中较为均匀, 但是 Ni 分布的变化很大. 自表面起, Ni 量先增大, 到某个厚度 (此处约为全厚度的 1/3) 达到最大值, 随后又开始逐渐减小, 在底部与 LTO 的交界处达到最小值. 最大值处相对浓度计数超过 5×10^4 (任意单位), 最小值处的相对浓度计数约为 50 (任意单位), 两者相差三个量级.

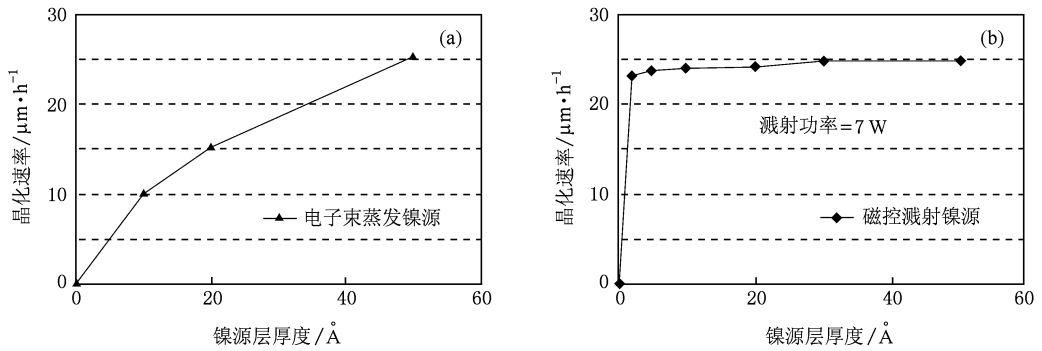


图2 镍源层厚度对晶化速率的影响 (a)常规镍源厚度关系,(b)新镍源厚度关系

以与 Si 生成镍硅氧化物的组态混合在氧化硅中. 其组分和仅用 Ar 气溅射得到的纯 Ni 层有很大区别.

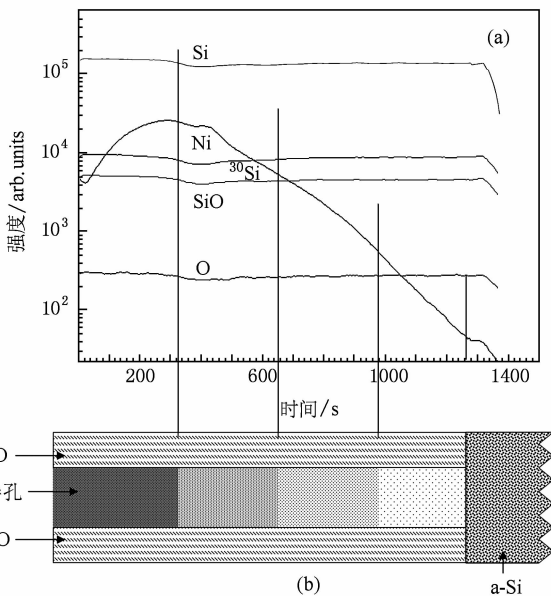


图3 镍源层成分分析 (a)各种成分纵向分布图,(b)Ni 含量分布示意图

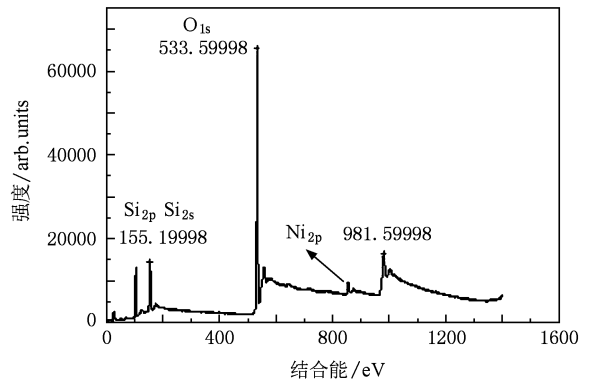


图4 自缓释镍源层的 XPS 分析结果

在图 4 的 XPS 结果中可以观察到,镍源中的 Ni_{2p} 的电子束缚能对应的峰位于 852 eV, O_{1s} 的电子束缚能对应峰位于 533 eV, Si_{2p} 和 Si_{2s} 的电子束缚能对应的峰位分别为 103 和 155 eV. 图中显示该 Ni 层中 O, Si 和 Ni 的原子数之比为 64.18: 34.19: 1.63, 简约后原子比为 40: 21: 1. 按照元素组成关系, 可以看成溅射镍硅合金所得镍源的组分可能为 $19SiO_2 : Si_2NiO_2$ 的结构. 从 XPS 谱可知, 单质 Si 的 Si_{2p} 束缚能的标准峰应为 99 eV, 但从图中显示 Si_{2p} 对应的束缚能为 103 eV. 鉴于难于查到 Si_2NiO_2 中 Ni 峰的具体数值, 查得 Ni_2SiO_4 中 Ni 峰对应 102.9 eV, $NiSiO_3$ 中 Si 的峰值是 103.3 eV, 与测试的数值 103 eV 都很近, 说明以上溅射所得材料的结构可能是 $19SiO_2 : Si_2NiO_2$ 的假设是合理的. 因此, 该 Ni 层内应该是 Ni

表1 原子浓度表

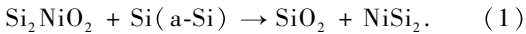
原子	原子百分比/%
O_{1s}	64.18
Si_{2p}	34.19
Ni_{2p}	1.63

由上面 TOF-SIMS 结果得知, 以 9:1 组分制成的硅镍靶在 Ar/O 混合气体溅射下得到的 Ni 层中含有大量的硅的氧化物, 主要是以 SiO_2 形式存在. 而 Ni 则是以氧化状态的硅镍氧化物“镶嵌”于 SiO_2 之中, Ni 的含量非常低, 约小于 5%. 正因为新镍源内存在这样的原子结构, 根据双原子键强大小及其成分的分析, 我们认为本实验获得新型镍源, 在晶化过程中有着与纯金属镍源不同的反应. 以此为前提, 探讨这种新镍源的作用机理.

对纯镍源而言, 在合适的温度下 Ni 与之接触的 a-Si 的反应是 Ni 在 a-Si 内迁徙的过程中, 与硅逐步

由高镍硅化物到生成低镍硅化物的诱导媒质的反应过程. 而以新型氧化物镍源诱导的晶化过程, 则是镍的硅氧化物与 a-Si 交界处的反应及其迁徙过程.

从 Ni 和 Si 的氧化物的键的强度 (Bond Strength) 数据^[14], Ni—O 键强为 93.6 ± 0.9 kcal/mol, 小于 Si—O 的键强 (190.9 ± 2 kcal/mol). Si—Ni 键强更小, 仅为 76 ± 4 kcal/mol. 因此 a-Si 中的 Si 原子, 有能力夺取镍硅氧化物内的氧而自身氧化成 SiO_2 , 生成镍硅化物 NiSi_2 去进行诱导晶化. 其反应可用下式表示



在随后的晶化过程中, 伴随着这种镍源中的镍硅氧化物 (或称氧化的镍硅化物) 和硅发生的反应, 直接生成镍硅化物, 以其作诱导源不断与前驱物 a-Si 发生反应, 推进晶化的完成.

鉴于氧化物镍源是靠氧化反应而继续进行的, 提供镍源的多少决定着推进晶化进程的速率, 而 Ni 量与反应需求相关. 如图 2(b) 所示, 晶化速率与镍源厚度开始关系明显, 而后几乎不随厚度增加. 其可能的原因在于反应的自限定性. 即上述反应开始时, 随 a-Si 对 Ni 反应的需求, 要求镍源的不断供应. 因此随镍源厚度的增加 Ni 量增多, 从而加快了反应的进程, 使得反应速率增快, 晶化速率增大. 但随后的晶化过程

是靠晶化多晶硅内部形成的硅化物的继续推移. 已知, a-Si 通过 NiSi_2 的诱导晶化成多晶硅是因为非晶态中 Ni 的自由能比晶态低, 因此 Ni 容易从已晶化成晶态的多晶硅中析出, 而析出的 Ni 自身再和前方的 a-Si 形成新的 NiSi_2 的晶化媒质^[15]. 这种推移, 不断放出 Ni, Ni 再与前方的 a-Si 形成 NiSi_2 , 而在其后沿留下多晶硅, 使得多晶硅沿与晶粒周边相邻的 a-Si 方向辐射式前进. 此时, 晶化的进程不再依赖于镍源处的 Ni 与 a-Si 在界面处的氧化反应. 可认为是一种“晶化初始阶段的镍量自限定作用”, 镍源厚度的继续增加, 也不会对晶化速率有多大贡献, 速率增长趋于缓慢直至饱和. 晶化速率自限定的大小取决于氧化物镍源内镍硅之比.

这种源中的 Ni 是通过镍源与 a-Si 之间的氧化还原反应而不断释放出来以补充晶化前峰中 Ni 的消耗, 保障晶化的持续进行. 这种释放是按照反应需求提供所需要的 Ni 量, 因此我们又称这种氧化物镍源为“自缓释镍源”, 即按需自动缓慢释放 Ni. 而其余的 Ni 仍以氧化物形式存储在氧化物镍源内, 不会过多地进入硅膜中, 因此有利减少膜中残存的 Ni 含量. 总的来说, 该镍源有两个明显功能, 即晶化过程初始阶段的 Ni 量自限定作用和随后的 Ni 自缓释作用. 晶化速率对 Ni 层厚度不敏感, 晶化对工艺条件要求不苛刻, 因此制备窗口较宽.

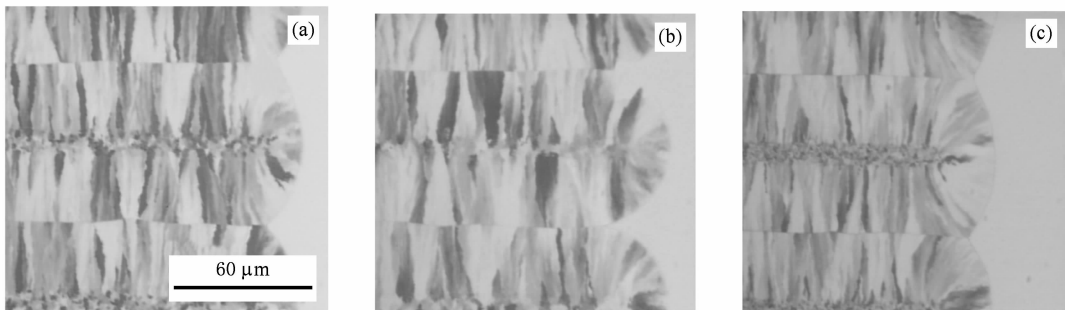


图 5 3 种多晶硅材料的光学显微照片 (a) 溅射新源 3 min (样品 A), (b) 溅射新源 1 h (样品 B), (c) 电子束蒸发 50 Å 的 Ni (样品 C)

3.3. 晶化多晶硅表面形貌

为了观察不同种类以及不同厚度镍源的影响, 本实验中又制备了以下 3 种样品, 厚度为 0.2—0.4 nm 的自缓释镍源样品 A, 自缓释镍源厚度约为 6.2 nm 的样品 B 和 5.0 nm 纯金属镍源的样品 C.

图 5 是 3 种源晶化后的多晶硅材料经过 25% TMAH 溶液腐蚀后的光学显微照片. 由于 TMAH 溶液对硅不同晶向腐蚀速率不同, 腐蚀后的多晶硅可

反映出晶粒的结构^[16]. 从图中可以看出晶粒的晶向都是由诱导孔向外横向扩展的长条形晶粒. 晶化速率如表 2 所示. 可以看出, 在所选退火晶化温度与时间条件下, 3 种样品的晶化速率基本一致.

表 2 样品 A, B 和 C 的晶化速率

样品	晶化速率/ $\mu\text{m} \cdot \text{h}^{-1}$
(A) 溅射 3 min (2—4 Å)	24
(B) 溅射 1 h (~62 Å)	25
(C) 电子束蒸发 50 Å	25

3.4. 多晶硅材料的晶化率

图 6 为上述 3 种样品微区的 Raman 测试结果. 为达到微区效果, 针对本文研究的晶粒大小可达几十微米量级, 所以氦氛激光束测试光斑的尺寸选择聚焦到 $5 \mu\text{m}$ 以下. 测试系统使用 c-Si 材料的 520 cm^{-1} 峰作为参照, 3 个样品的拉曼谱均为 518.44 cm^{-1} 附近的很尖锐的谱峰, 而丝毫未探测到位于 480 cm^{-1} 代表 a-Si 的特征峰.

硅基薄膜的拉曼谱, 一般会观察到位于 520 cm^{-1} 处对应 c-Si 横向光学模式 (TO 模) 和由晶粒内晶格应变而导致晶体硅 TO 峰的位移 ($\sim 510 \text{ cm}^{-1}$) 的成分, 以及位于 480 cm^{-1} 处 a-Si 的 LA 模的成分. 一般位于 520 cm^{-1} 和 $\sim 510 \text{ cm}^{-1}$ 的成分被认为是表征结晶的成分. 晶化率即指晶化薄膜中晶粒成分所占的百分比, 用符号 X_c 表示. 这个比值可以通过对 Raman 散射谱按 Gauss 分布做三峰拟合, 从拟合出的晶粒成分的面积 $A_{520} + A_{510}$ 与三峰面积之比来表征, 即 $X_c = (A_{520} + A_{510}) / (A_{520} + A_{510} + A_{480})$. 上述 3 个样品的 Raman 结果, 只观察到晶态硅的特征峰, 而没有观察到 a-Si 的特征峰, 因此可以判定 a-Si 已经完全晶化成为晶化硅了.

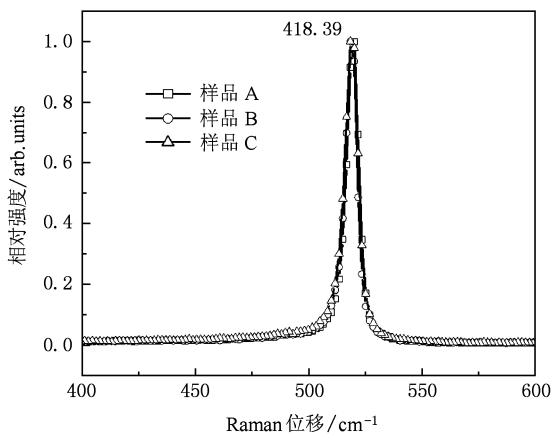


图 6 3 种多晶硅材料的微区 Raman 测试结果

3.5. 多晶硅材料电性能的比较

将上述 3 种镍源晶化的多晶硅薄膜光刻加工成 $6 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ 的方块, 并在不同区域进行硼离子注入, 注入剂量为每平方米 5×10^{14} 原子, 注入能量为 47 keV . 注入之后在氮气气氛下 $450 \text{ }^\circ\text{C}$ 退火

30 min 进行掺杂活化处理, 测试其电学特性, 结果如表 3 所示. 可以看出 3 种多晶硅材料的 Hall 迁移率、载流子浓度和方块电阻都处于同一个量级, 相差不多.

表 3 三种多晶硅材料的电学性能测试结果

样品	迁移率 $/\text{cm}^2 \cdot (\text{V} \cdot \text{s})^{-1}$	载流子浓度 $/10^{19} \text{ cm}^{-3}$	方块电阻 $/10^3 \Omega$
(A) 溅射 3 min ($2\text{--}4 \text{ \AA}$)	27.2	3.08	1.49
(B) 溅射 1 h ($\sim 62 \text{ \AA}$)	27.1	3.05	1.52
(C) 电子束蒸发 50 \AA	26.4	3.03	1.56

3.6. 多晶硅材料表面粗糙度的比较

使用 AFM 在 $2 \mu\text{m} \times 2 \mu\text{m}$ 的微区范围内, 对上述多晶硅薄膜进行表面粗糙度测试. 其表面的三维照片如图 7 所示, 3 种样品的表面粗糙度分别为 $0.359, 0.339$ 和 0.348 nm , 非常接近.

3.7. 3 种晶化样品内残留 Ni 量的比较

我们使用 Cameca Ims-4F 平台对多晶硅材料中的 Ni 分布进行 SIMS 分析, 得到的结果如图 8 所示. 该图显示上述 3 种样品横向晶化部位内残留 Ni 量纵向分布 (先去除表层的 LTO, 在距离诱导口附近的 Si 薄膜表面选点, 从上表面往下直至与衬底的界面处). 图中原点为多晶硅上表面. 实验发现, Ni 含量从多晶硅材料上表面由表及里的分布状况是: 在表面的 Ni 分布较少而后逐渐增多, 靠近多晶硅底面的一定位置达到极大, 而后再慢慢减少. 我们还可以发现 3 种样品的 Ni 纵深方向的分布状况基本类似, 只是样品 A (Ni 层仅 $0.2\text{--}0.4 \text{ nm}$) 和 B (Ni 源层厚约 6.2 nm) 两者 Ni 分布的峰高比 C 诱导晶化多晶硅膜中峰高处的 Ni 含量小倍数. 这充分说明具有自缓释性能的氧化物镍源诱导晶化的多晶硅膜中, Ni 的残余量小得多. 可见采用纯金属镍源的诱导晶化技术, 膜内 Ni 残余量要远高于本实验制备的氧化物自缓释镍源诱导所得多晶硅膜内的镍残余含量.

溅射 A 和 B 两样品诱导源厚度差异近 20 倍, 但两者的差异在误差范围以内, 这说明了该类镍源由工艺起伏所导致材料特性的差异不会非常明显. 这种宽容限的制备工艺的显示出自缓释氧化物

镍源在作为诱导源时的宽容限特色,对该技术的产业化推广非常有利.

实际上在晶化的初始阶段只有镍源层和 a-Si 层接触面附近的 Ni 能与 a-Si 进行反应,并迅速扩散到 a-Si 中起到晶化的作用.也就是说,通过控制溅射靶中 Ni 和 Si 的比例可以控制晶化的初始 Ni 量,从而控制晶化速度和晶化后多晶硅中的 Ni 残余量.这就是该种镍源的 Ni 初始量自限定作用.

在随后的晶化过程中,镍源层中的 Ni 会连续、微量地向 a-Si 中进行释放,以补充晶化前峰向前移动造成的 Ni 的消耗,这是一个动态平衡的过程.这时镍源层中释放 Ni 的速度相比晶化初始阶段界面处 Ni 向 a-Si 中扩散的速度要小得多,这样既能保证晶化前峰的移动速度,完成金属诱导晶化的整个过程,又能有效地减少晶化以后残留在多晶硅薄膜中的 Ni 含量.这就是该种镍源的自缓释作用.

而在采用纯金属镍源层的方法中,退火过程开始时镍源层中的金属 Ni 原子在高温下以很快的速

度直接扩散到 a-Si 中.又由于纯 Ni 起着“无限源”的作用,它的扩散速度不会受到起始处 Ni 量消耗的影响,故而可提供均衡且相当大的扩散能力,使得膜内 Ni 含量增加.当以 Ni 含量相对较高的多晶硅作为 TFT 的有源沟道时,制备出来的 TFT 器件缺陷态密度高、易于击穿且漏电较大,长时间工作下会出现电学性能的漂移,还会降低大面积范围内的均匀性.由图 2 纯金属镍源的晶化速率随 Ni 层厚度的关系看出,这样会直接影响晶化的速率和晶化后获得多晶硅中的 Ni 残余量.在工业生产中不同批次之间存在的工艺参数差异会直接影响获得的多晶硅薄膜的质量,从而使工艺窗口变窄.

上述分析可知,金属源和氧化物镍源在电导等电学特性上没有太大差异,这是由镍源自身的性质决定的.但是氧化的 Ni 较纯金属镍源却有着其他的优点,即首先能降低膜内残余 Ni 量,有利改善 TFT 器件的性能与稳定性^[17],更重要的是能改善工艺冗限性,有利于放宽器件设计与工艺窗口,利于推广.

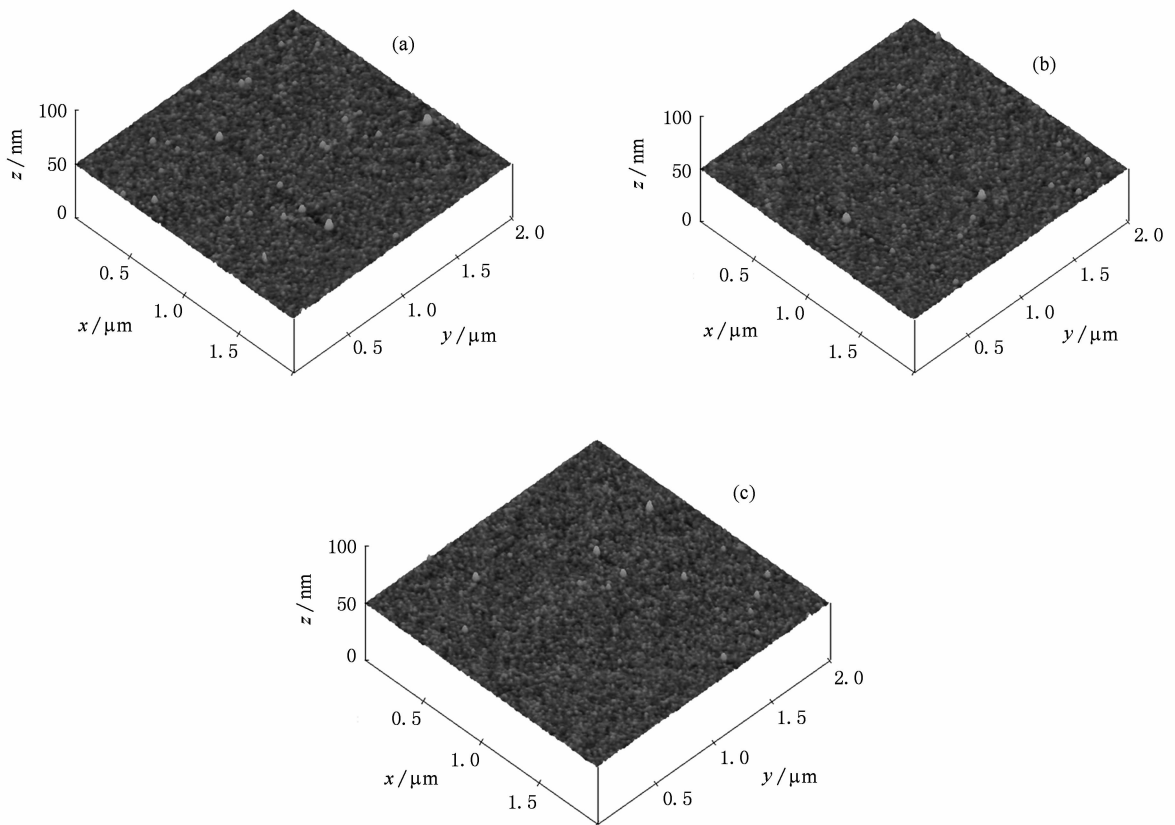


图 7 3 种多晶硅材料的 AFM 测试结果(立体图) (a)溅射 3 min(样品 A), (b)溅射 1 h(样品 B), (c)电子束蒸发 50 Å(样品 C)

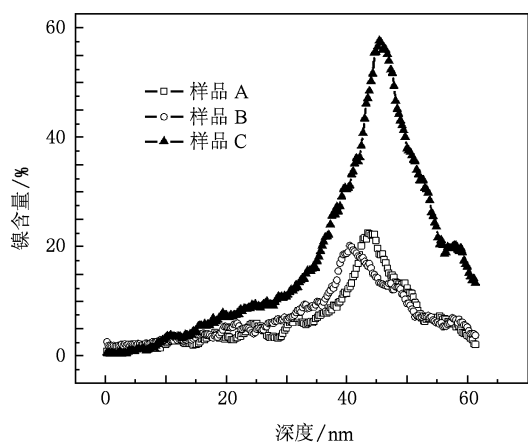


图8 横向晶化多晶硅中 Ni 含量沿纵向分布比较示意图. 样品 A, B 和 C 的意义与图 7 所示相同

4. 结 论

本文提出了一种适用于金属诱导横向晶化的新型镍源——氧化物镍源. 对该镍源的制备方法以及诱导晶化作用机理进行了分析. 证明其在金属诱导横向晶化过程中具有初始 Ni 量自限定和自缓释的作用. 通过两类镍源诱导晶化多晶硅薄膜内残余 Ni 量的分析发现, 新型氧化物镍源能够在保证多晶硅的晶化速率和晶化质量的前提下, 大大减少薄膜中残余的 Ni 量, 具有较宽的工艺冗余度. 这为制备稳定性高的多晶硅薄膜晶体管提供了有利条件.

- [1] Park S J, Kang S H, Ku Y M 2005 *J. Appl. Phys.* **31** 165
- [2] Hong C H, Park C Y, Kim J H 1992 *J. Appl. Phys.* **71** 5427
- [3] Ryoichi I S, Paul C, Wilt V 2003 *Thin Solid Films* **427** 77
- [4] Zhao Y W, Wang W J, Yun F 2000 *Sol. Energ. Mat. Sol. C.* **62** 143
- [5] Yuen C Y, Poon M C, Chan W Y 2002 *J. Appl. Phys.* **92** 6291
- [6] Wang W, Meng Z G 2003 *Acta Electron. Sin.* **31** 663 (in Chinese) [王 文、孟志国 2003 电子学报 **31** 663]
- [7] Oh J H, Kim S H, Jang J 2006 *The Society for Information Display 2006 International Symposium Digest* Los Angeles, USA, June 4—9, 2006 p262
- [8] Chang Y J, Kim Y L, Shim S H, Shim S H, Park S, Ahn K W, Song S C, Choi J B, Min H K, Kim C W 2006 *The Society for Information Display 2006 International Symposium Digest* Moscone, USA, June 4—9, 2006 p1276
- [9] Wang M, Meng Z G, Wong M 2000 *IEEE T. Electron. Dev.* **47** 2061
- [10] Maekawa M, Nakamura Y, Hijikigawa M 2000 *Electrochem. Soc. Proc.* **31** 111
- [11] Meng Z G, Wang M X, Wong M 2000 *IEEE T. Electron Dev.* **47** 404
- [12] Toshio M, Junko S M, Toyonobu Y 2004 *IEEE T. Electron Dev.* **51** 204
- [13] Zhao S Y, Wu C Y, Liu Z J, Li X D, Wang Z, Meng Z G, Xiong S Z 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 6095 (in Chinese) [赵淑云、吴春亚、刘召军、李学东、王 中、孟志国、熊绍珍 2006 物理学报 **55** 6095]
- [14] Weast R, Astle M J 1960 *Handbook of Chemistry and Physics* (Boca Raton: CRC Press) p F224
- [15] Jang J, Yoon S Y 2000 *Int. J. High Speed Electron. Syst.* **10** 13
- [16] Paranjape M, Pandy A, Brida S L 2000 *J. Vac. Sci. Technol. A* **18** 2
- [17] Meng Z G, Liu Z J, Zhao S Y, Wu C Y, Wong M, Kwok H S, Xiong S Z 2008 *Proceedings of International Meeting on Information Display* Los Angeles, USA May 18—23, 2008 p985

Crystallized poly-silicon thin film laterally induced by the Ni/Si oxide source^{*}

Liu Zhao-Jun¹⁾²⁾ Meng Zhi-Guo¹⁾ Zhao Sun-Yun²⁾ Kwok Hoi Sing²⁾ Wu Chun-Ya¹⁾ Xiong Shao-Zhen^{1)†}

1) (*Institute of Photo-electronics, College of Information Science, Nankai University, Tianjin 300071, China*)

2) (*Department of Electronic and Computer Engineering, Hong Kong University of Science and Technology, Hong Kong, China*)

(Received 9 January 2009; revised manuscript received 30 July 2009)

Abstract

With a Nickel-Silicon alloy as a target of magnetron-sputtering under Ar/O₂ mixed gases, a new type of Ni/Si oxide source called self-released nickel source is fabricated. This kind of nickel source is different with the pure nickel source at both crystallized phenomenon and remainder of Ni. Low temperature poly-Silicon crystallized by self-released nickel source has lower nickel-residua and a controllable crystallization rate related without the thickness of Ni source. That is useful for widen process window. The relations of surface roughness and electrical characters of poly-Si crystallized by different source have been studied and discussed.

Keywords: tardily self-release, metal induced lateral crystallization, poly-silicon thin film, low temperature preparation and annealing treatment

PACC: 7360F, 8140G, 8115H, 6822

^{*} Project supported by the Key Program of the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 60437030) and the Natural Science Foundation of Tianjin, China (Grant No. 05YFJMJC01400).

[†] Corresponding author. E-mail: xionsz@nankai.edu.cn