

文章编号:1007-2780(2009)03-0356-011

非晶硅和非晶硅锗薄膜的金属诱导结晶

王光伟, 张建民, 倪晓昌, 李 莉

(天津师范大学 电子工程系, 天津 300222, E-mail: wgw1631@163.com)

摘 要: 分析了金属 Ni、Al 诱导非晶 Si 及非晶 SiGe 薄膜结晶的条件、特点和机理。简要介绍了金属诱导结晶相对于其它一些结晶工艺的优势及其在薄膜晶体管中的应用。概述了影响诱导结晶速率和薄膜微结构的诸多因素, 如热处理条件和外加电场等。对电场增强金属诱导横向结晶的相关问题进行了探讨, 指出适当强度的电场可显著加快横向诱导结晶的速率, 但更强电场则会降低该速率, 基于电迁移效应对该现象进行了解释。

关 键 词: 金属诱导结晶; 金属诱导横向结晶; 固相反应; 扩散; 电场增强横向诱导结晶; 成核激活能; 晶粒生长

中图分类号: TN304.055; TN304.8; TN321+.5 **文献标识码:** A

1 引 言

近年来, 非晶、纳米晶、微晶和多晶形态的硅及锗硅($\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$)薄膜的金属诱导结晶(MIC)成为非单晶半导体材料领域中的一个研究热点。这些形态的材料在微电子和光电子器件中有着广泛的应用, 如金属-氧化物-半导体场效应管(MOS-FET)、薄膜晶体管(TFT)、图像传感器、光电探测器和光伏电池等。对于这些器件而言, 高驱动电流和低漏电流都是至关重要的^[1]。提高沟道载流子迁移率一直是 MOSFET 追求的目标^[2], 而 MIC 方法结晶温度低, 得到的晶粒尺寸大, 是实现这一目标的较好选择。金属诱导横向结晶(MILC)是制作三维 CMOS 集成电路的技术之一^[3], 其优点是金属接触区周围的结晶区的金属污染少, 对器件性能有明显提升。自从 MIC 方法被提出以来, 人们对不同金属诱导非晶硅(a-Si)及锗硅($\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$)薄膜的结晶技术及理论进行了系统的研究, 其中尤以对 Al 和 Ni 诱导 a-Si 结晶的研究最为全面和深入^[4,5]。研究表明, MIC 方法与固相结晶方法(SPC)相比, 具有结晶温度低和结晶速率高的优点; 与准分子激光退火(ELA)结晶方法相比, 具有成本低、均匀性好、工艺重复性强以及产率高等优势。MIC 主要分为

两类: 第一类是金属与半导体发生固相反应, 生成充当结晶籽晶的金属硅化物, 如 Ni/Si 系列; 第二类是基于互扩散形成固溶体, 如 Al/Si 系列, 互扩散可降低 Si 非晶相向晶体相转化的激活能。这两类 MIC 均可分成两步: 第一步是金属/硅界面附近 Si 共价键的无序化; 第二步是 Si 共价键的断裂、重排以及新键生成。研究表明, 退火温度为 500 ℃ 时, Ni 和 Al 都可以有效诱导 a-Si 结晶^[6]。

a- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 薄膜的金属诱导结晶, 与 a-Si 存在许多相似之处, 但也有一些不同。a- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 薄膜中 Ge 的组分越高, 晶化温度就越低, 晶化速率就越快, 而且容易得到大晶粒^[7]。有研究表明, 当 Ge 含量较高时($x>0.4$), a-Si 和 a- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 薄膜金属诱导结晶后的结构不同, 说明两者的晶化机理存在差异^[8]。结晶过程中金属/锗硅之间发生的反应与金属/硅的反应也有所不同, 如反应 Ti/poly-SiGe 与 Ti/poly-Si 就有较大差异。

$\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 薄膜材料同现有硅集成电路工艺完全相容, 在半导体领域有重要的应用价值。当然, 工艺相容性对 Ge 含量的上限提出限制^[9]。Ge 的存在, 可以抑制超深亚微米 SiGe 沟道 MOS-FET 的短沟道效应(SCE)^[10]。多晶锗硅(poly- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, $x\leq 0.5$)除了作为 TFT 的有源层, 亦可用作 p-MOSFET 的栅极材料。其用作栅极材料

比多晶硅 (poly-Si) 具有更低的薄层电阻、更大的沟道跨导和驱动电流,更小的亚阈值摆幅、漏电和体效应以及更弱的多晶栅耗尽效应 (PED),并且改变 Ge 含量能够改变栅极金-半功函差,从而可调节其阈值电压^[11]。另一方面, $p^+-poly-Si_{1-x}Ge_x$ 用作 pMOS 栅极材料,经退火处理后,具有更强的抑制 B 离子穿透栅绝缘层的能力、更小的平带电压漂移和更大的工艺窗口^[12,13]。不论 $Si_{1-x}Ge_x$ 用作有源层还是栅极材料,提升其结晶度均能在一定程度上优化器件的性能。MIC 的出现距今只有短短 10 余年,随着技术的不断成熟, MIC 方法有可能成为一种低结晶温度、低成本且高产率的半导体材料晶化技术。

2 金属 Ni 和 Al 诱导 a-Si 薄膜结晶

2.1 Ni 诱导 a-Si 薄膜结晶

1993 年,张宏勇博士首次发现 Ni 对 a-Si 结晶的催化现象,提出了可实用的 MIC 技术,在低成本大面积玻璃基板上低温制备出了 poly-Si 薄膜材料,制得的低温多晶硅 (LTPS) 电子迁移率高达 $300\text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$,使玻璃基板上的系统集成 SOG(System on Glass)成为可能。随后,人们陆续发现另外一些金属,如 Co、Cu、Pd、Al、Sb、Au、Ag 和 Pt 等对 a-Si 均具有诱导结晶作用^[14]。将金属沉积在 a-Si 上或将金属离子注入到 a-Si 薄膜内部,都能够降低 a-Si 向 poly-Si 转变的温度。最初,对 Ni/a-Si:H 进行退火处理, a-Si:H 的晶化温度可降低到 $500\text{ }^\circ\text{C}$ 以下,这样就可可在玻璃基板上获得 poly-Si 薄膜,但由于存在金属污染而未能在 poly-Si TFT 制造业中得到应用。其后发展出的解决方案是金属诱导横向晶化 (MILC)。MILC 是在金属接触层外,沿着平行于层的方向上的结晶。采用动态吸杂工艺可以吸除诱导结晶前锋的 Ni,制成的 p 沟 TFT 的场效应迁移率达到 $88\text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ ^[15]。一般认为, MILC 没有方向性,可以减少孪晶的产生。镍硅化物的晶格常数与单晶硅相近,存在互溶性。在适当的相变温度下, a-Si 以硅化物作为籽晶,因异相成核而降低晶化激活能,故能在较低的温度下得到 poly-Si 薄膜。横向诱导结晶的 poly-Si 薄膜表面平整度较好,具有针状晶粒,长、宽分别达几个微米和数百纳米,并且晶界连续,晶界势垒高度 $E_B(N_G)$ 低于 SPC poly-Si 的晶界势垒高度。因此,金属诱导横

向结晶薄膜晶体管 (MILC TFT) 具有较高的开态电流而不必进行氢化处理。诚然,氢化处理通常可明显降低 TFT 栅绝缘层/有源层的界面态密度,不仅可以减小漏电,还能提升沟道载流子迁移率以及提高阈值电压的稳定性等^[16]。

根据 Ni/c-Si 研究结果, $Ni_2Si \rightarrow NiSi \rightarrow NiSi_2$ 过程具有器件应用上的意义。已知 $Ni_2Si \rightarrow NiSi$ 是扩散控制过程, $NiSi \rightarrow NiSi_2$ 是成核控制过程。这些结果对于 Ni/a-Si 诱导结晶研究有所启示。通常认为,金属 Ni 在 a-Si 薄膜表面形成诱导层,一定温度下, Ni 与 a-Si 在界面通过固相反应生成镍硅化物。假设 Ni 量有限,随着热处理温度的升高,镍硅化物的相序变化一般为 $Ni_3Si \rightarrow Ni_5Si_2 \rightarrow Ni_2Si \rightarrow Ni_3Si_2 \rightarrow NiSi \rightarrow NiSi_2$ 。诚然,在某一特定热处理温度下,可以多个物相同时共存,如图 1 给出的 Ni(50 nm)/a-Si 在 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 退火 60 min 后的 XRD 谱^[17]。

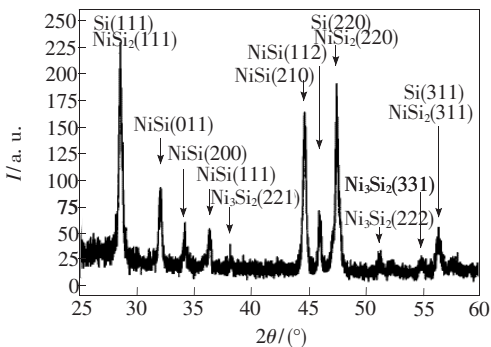


图 1 Ni(50 nm)/a-Si 在 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 退火 60 min 的 XRD 谱
Fig. 1 XRD spectra of Ni(50 nm)/a-Si annealed at $600\text{ }^\circ\text{C}$ for 60 min

从图 1 可见,在 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 退火条件下, NiSi 和 NiSi₂ 是占绝对优势的物相。这里以 NiSi₂ 为例加以说明。NiSi₂ 属立方晶系,为正八面体 (CaF₂ 结构),有 8 个 {111} 晶面,晶格常数 (0.5406 nm) 与 Si (0.543 nm) 接近,晶面间距也相近(故在图 1 中二者的衍射峰几乎重合)。利用镍硅化物的籽晶模版效应(即 Si 在 NiSi₂ {111} 晶面有外延倾向而优先结晶),以及硅化物释放的潜热和界面晶格失配而提供的格点位置, a-Si 在界面 NiSi₂ {111} 晶面上结晶,形成 Si 晶粒,如图 2 的扫描电镜照片 (SEM) 所示^[17]。随着热处理的进行, NiSi₂ 向 a-Si 推移,推移的驱动力是 a-Si 转变为 c-Si 的自由能之差。NiSi₂ 上的 Si 晶粒长大 (Coarsening) 并相互连接而形成 poly-Si 薄膜。这称为以 NiSi₂

为中介的结晶(NiSi_2 -mediated crystallization)。研究表明,Cu 诱导 a-Si 生长的 Si 晶粒,往往包含孪晶、层错和局部的晶格畸变,而这些孪晶和层错提供的台阶有助于晶核的形成和长大^[18]。

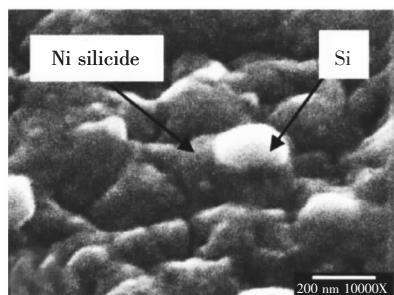


图 2 Ni 诱导 a-Si 结晶的 SEM 图像(550 °C, 10 min 退火)
Fig. 2 SEM image of crystallized a-Si induced by Ni (annealed at 550 °C for 10 min)

对 Ni/Si 体系,当热处理温度和 Ni 层厚度一定时,金属诱导的结晶度随热处理时间遵从 Avrami 公式。如果热处理条件相同,则 Ni 层越厚,得到的 poly-Si 平均晶粒尺寸越小^[19]。尽管 NiSi_2 可在 350 °C 生成,但如果 Ni 面密度低于 10^{13} atoms/cm²,即使在 500 °C 退火 a-Si 也不会发生结晶^[20]。在较高温度下(>600 °C), NiSi_2 由于团聚(Agglomeration)等原因而引入较多结构缺陷。Ni 原子在 NiSi_2 /c-Si 界面的自由能比其在 NiSi_2 /a-Si 界面的大,Ni 原子逐渐穿过 NiSi_2 层向 a-Si 迁移并发生反应,再形成 NiSi_2 ,如此反复直至 a-Si 层基本上全部晶化,其诱导结晶最佳温度一般约在 550 °C,晶化时间与薄膜自身特性(如制备方法、厚度等)有关。文献[21]指出,Ni 诱导 a-Si 晶化的优选晶向为 $\langle 111 \rangle$ 和 $\langle 220 \rangle$,而热退火的 a-Si 优选晶向一般为 $\langle 111 \rangle$ 。尽管理论上所有的 NiSi_2 晶粒均可充当 a-Si 成核的模版,但是 NiSi_2 的晶向决定了 a-Si 中针状晶沿 $\langle 111 \rangle$ 方向生长居多。

金属诱导 a-Si 晶化法制备的 poly-Si 薄膜具有均匀性好、成本低、金属覆盖区以外的 a-Si 也可以被晶化(MILC)、生长温度比 SPC 低等特点。然而,目前 MILC 晶化速率仍然较低。热处理温度一定时,MILC 速率基本恒定,随温度呈现指数上升。但长时间退火(几十小时)会使 a-Si 的 MILC 速率下降,其原因大概是 a-Si 自身有序度

的提升降低了 Ni 的扩散系数^[22]。假如适当提高 Ni 的面密度或者外加电场,诱导结晶的温度可以降低,但 poly-Si 中较高浓度的 Ni 会显著劣化载流子迁移率^[23]。

如果 MILC 和准分子激光晶化法(ELA)相结合,能实现 a-Si 薄膜在低温环境下快速横向晶化,并可获得比单纯 ELA 更高的结晶度^[24];从而得到高迁移率、低金属污染的 poly-Si 薄膜。用这样的薄膜制成的 TFT,其最大好处是可将包含高密度缺陷和较高 Ni 含量的结晶前锋移出沟道区,从而大幅提高 TFT 的驱动电流并降低漏电流。研究表明,基于 MILC-ELA poly-Si 的 TFT 比 MILC poly-Si TFT 的电学特性更好,原因是前者 poly-Si 的平均晶粒尺寸更大,缺陷密度更低^[25,26]。一个值得注意的问题是:退火气氛中的 O_2 对 Ni 横向诱导 a-Si 的生长速率无显著影响,但会迟滞 poly-Si 的成核时间^[27]。

2. 2 Al 诱导 a-Si 薄膜结晶

Al 和 a-Si 的共晶温度为 577 °C。如果退火温度高于共晶温度,Al 和 a-Si 之间存在液相,液相转变为固相的过程中会发生结晶。因此,Al 诱导 a-Si 的退火温度须低于共晶温度。只要结晶能够发生,退火温度越低,得到的 poly-Si 晶粒尺寸就越大。CVD 法制备的 a-Si 都含有一定量的 H(即 a-Si:H),H 含量越高,固相结晶速率越低^[28]。Al 诱导 a-Si:H 结晶是否有此问题需要进一步研究。文献[29]报道:Al 诱导 a-Si 在 180 °C 下结晶得到了 poly-Si。过去数年中,人们对 Al 诱导 a-Si 结晶做了不少工作^[30,31],但尚有一些问题有待于深入研究,比如 Al 诱导结晶(AIC)中 Al 层与 Si 层的互换(ALILE)。一般认为,Al 在 Al 中有较大的溶解度和扩散系数,这可能是基于 Si 对 Al 晶粒间界的浸润效应(Wetting Effect)而产生的一种驱动力^[32]。故 AIC 以 Al 和 Si 的互扩散为基础,是获得大晶粒 poly-Si 的有效手段。AIC 过程中,Al 向 Si 中的扩散是一种 p 型掺杂,通常无固相反应,而是形成固溶体或合金。如图 3 所示的 Al/a-Si:H/Al/c-Si 在 200~500 °C 退火 10 min 的 XRD 图^[33]。文献[34]指出,像 Al 一样能诱导 a-Si 结晶,又不与 a-Si 发生反应的金属还有 Au、Sb、In 等。虽然有文献报道 Al 与 a-Si 在 440~575 K 之间存在亚稳态化合物^[35],但本文认定 Al 与 a-Si 无稳定的化合物存在。

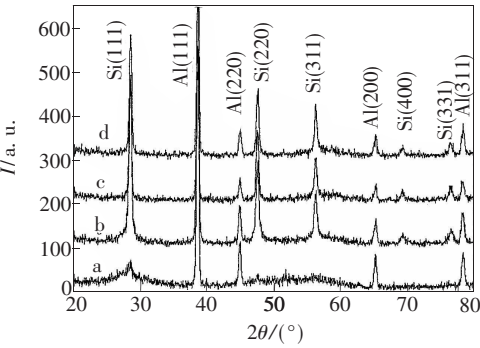


图 3 Al/a-Si:H/Al/c-Si 在 200~500 °C 退火 10 min 的 XRD 图

Fig. 3 XRD spectra of a-Si/Al/a-Si annealed for 10 min from 200 °C to 500 °C

由图 3 可见,AIC 得到的 poly-Si 有强烈的 (111) 结晶取向,且结晶度随退火温度的升高而提升。这与许多文献的报道相同。AIC 的基本驱动力和一般 MIC 相同,即 a-Si 向 poly-Si 转变过程中系统自由能的降低。当 a-Si 与某种金属接触时,根据 Hiraki 的屏蔽模型,电子对 a-Si 中 Si-Si 共价键的屏蔽作用弱化了键强度,降低了金属与硅之间互扩散激活能,从而使得 MIC 在低于固相结晶温度下发生^[36]。有文献报道:在 a-Si/Al 界面,由于 Si 与 Al 原子的电负性不同,且界面存在应力场以及 Al 在 a-Si 间隙的扩散,致使 Si-Si 键的解离能降低,从而 Si 原子可以在较低的温度下重排,使得诱导结晶在低于固相结晶的温度下进行^[37]。除了退火温度和时间外,a-Si 与 Al 的层叠结构、厚度比、a-Si/Al 界面以及 Al 层的物相微结构对 AIC 结果有较大影响。如 Si 晶粒大小对退火温度和时间敏感,晶粒大小的分布往往依赖于 a-Si/Al 界面以及 Al 层的晶粒分布。具体地说,Al 层的晶粒越小,a-Si 成核速率越快,得到的 poly-Si 的平均晶粒尺寸越小^[38]。还有,Al 层的结构缺陷和晶粒间界可能是 Si 晶核形成的有利位置^[39]。另外,a-Si/Al 界面还与 a-Si 的成核激活能有关。一般说来,AIC 生成的晶粒,尺寸较小时,内部结构接近单晶;而尺寸较大时(>5 μm),存在着晶向的无规分布,宏观上表现为枝晶,枝晶实际上是许多晶粒堆砌而成。如图 4 所示的 AIC 光学显微镜图^[39]。按照热力学理论,Al 诱导 a-Si 结晶也可分为成核和晶核长大两个阶段,并且成核速率和晶核生长速率都是 Si 原子过饱和度 S 的函数, $S \equiv C_{Si}/C_s$ 。其中, C_{Si} 和 C_s

分别是 Si 原子浓度和饱和浓度。对 Si 原子来说,存在一个临界浓度 C^* , $C^* = S^* C_s$, S^* 为临界过饱和度。当 $C_{Si} < C^*$ 时,晶核生长占据主导;当 $C_{Si} > C^*$ 时,成核占据主导^[40]。由于晶核必须大于临界尺寸方能稳定存在,故晶核在达到临界尺寸之前,必须有充足的 Si 原子供应,而 Si 在 Al 中较大的溶解度和扩散系数能够确保这种供应的实现。AIC 存在的一个问题是 Al 的氧化会降低诱导结晶的能力。

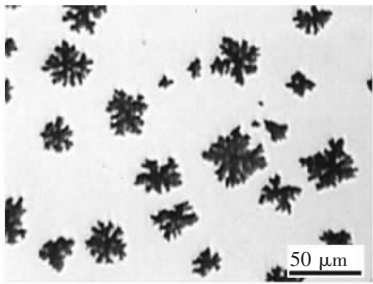


图 4 Al 诱导 a-Si 在 425 °C 结晶的光学显微镜图
Fig. 4 Optical microscope of Al-induced crystallization of a-Si at 425 °C

在玻璃衬底上 a-Si 的 AIC 过程,Al 原子的运动与晶化 poly-Si 的表面粗糙度密切相关。poly-Si 薄膜的表面粗糙度又直接影响 TFT 的沟道载流子迁移率。研究表明,在同样的 AIC 条件下,玻璃衬底上晶化得到的 poly-Si 的表面粗糙度比单晶硅(c-Si)衬底上的要大,这可能部分归因于玻璃具有较大的热膨胀系数和 a-Si 在热处理过程中微结构的变化^[33]。根据薄膜电子学理论,退火温度越高,poly-Si 表面粗糙度越大。如图 5 所示

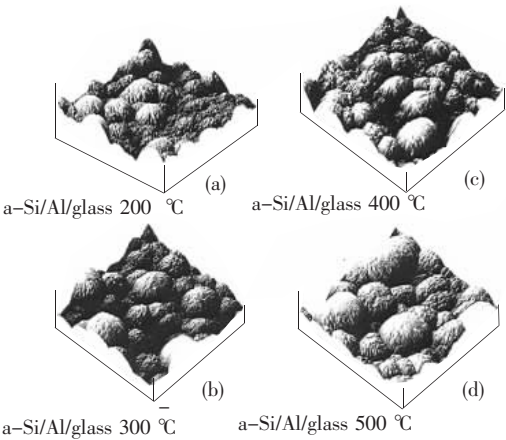


图 5 a-Si/Al/glass 在 200~500 °C 退火温度下的 AFM 图
Fig. 5 AFM images of a-Si/Al/glass annealed from 200~500 °C

的 a-Si/Al/glass 在不同热处理温度下的原子力显微图(AFM)^[33]。

3 金属 Ni 和 Al 诱导 a-Si_{1-x}Ge_x 薄膜结晶

3.1 Ni 诱导 a-Si_{1-x}Ge_x 薄膜结晶

21 世纪以来, Ni 诱导锗硅薄膜结晶成为微电子材料中备受关注的专题之一。当前, 非单晶锗硅薄膜大都由化学气相沉积(CVD)、蒸发或溅射等方法制备。这些工艺制备的锗硅薄膜的结晶度通常较低。因此, 通过 Ni 诱导锗硅薄膜结晶来提升其结晶度, 进而提升锗硅器件的性能, 便成为研究者的共识。

与 a-Si 类似, Ni 诱导 a-Si_{1-x}Ge_x 结晶要求 Ni 含量和热处理温度都必须高于某一临界值, 结晶方可发生, 但结晶温度比 a-Si 的要低, 且 Ge 含量越高, 结晶温度越低。同 SPC 相比, Ni 诱导 a-Si_{1-x}Ge_x 的结晶温度更低, 速率更快。例如, 500 ℃退火 6 h, a-Si_{1-x}Ge_x 基本无结晶; 而同样退火条件下的 Ni 诱导 a-Si_{1-x}Ge_x 则出现了明显的结晶。图 6 所示为 Ni(5 nm)/a-SiGe 诱导结晶对比固相结晶的 XRD 谱^[41]。

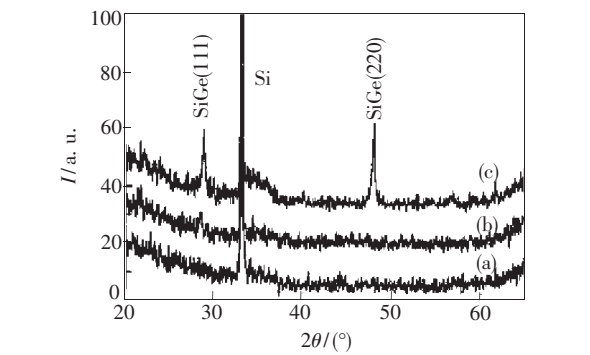


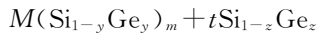
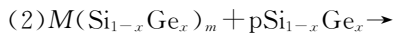
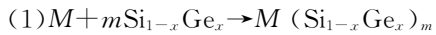
图 6 (a) a-SiGe(50 nm) 样品经 500 ℃退火 6 h; (b) Ni(5 nm)/a-SiGe(50 nm) 样品未退火; (c) Ni(5 nm)/a-SiGe(50 nm) 样品经 500 ℃退火 6 h 的 XRD 谱。

Fig. 6 XRD patterns for different samples. (a) a-SiGe(50nm) sample annealed at 500 ℃ for 6 h; (b) Ni(5 nm)/a-SiGe(50 nm) sample not annealed; (c) Ni(5 nm)/a-SiGe(50 nm) sample annealed at 500 ℃ for 6 h.

Ni 诱导 a-Si_{1-x}Ge_x 的机理是: Ni 扩散进入 Si_{1-x}Ge_x, 在一定温度下反应生成 Ni 的锗硅化物[如 NiSi_{1-x}Ge_x 或 Ni(Si_{1-x}Ge_x)₂]晶粒, 继续与 Si_{1-x}Ge_x 反应生成 NiSi_{1-y}Ge_y 或 Ni(Si_{1-y}Ge_y)₂

晶粒, Ge 在反应过程中分凝出来并富集在 Ni 的锗硅化物与 Si_{1-x}Ge_x 界面, 在界面处形成 Si_{1-z}Ge_z, 有 $y < x < z$ 。

有文献认为, 一些过渡金属 *M* 与 Si_{1-x}Ge_x 薄膜的固相反应大致分成两步进行。即



镍的锗硅化物充当 Si_{1-x}Ge_x 结晶的籽晶模板, 然后, 按照与 Ni 诱导 a-Si 结晶类似的方式进行下去。由于 MIC 的最大优势是结晶温度低, 并且高于 600 ℃时, NiSi_{1-y}Ge_y 容易发生团聚而造成薄膜粗糙度和薄层电阻的上升, 因此本文主要关注 600 ℃及以下退火时, Ni 与 a-Si_{1-x}Ge_x ($x = 0.13$) 的固相反应情况, 具体物相见图 7^[42]。

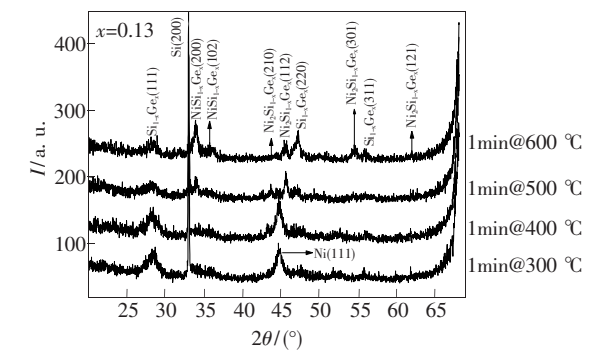


图 7 Ni/Si_{1-x}Ge_x ($x = 0.13$) 在 300~600 ℃快速热退火 1 min 的 XRD 谱

Fig. 7 XRD spectra of Ni/Si_{1-x}Ge_x ($x = 0.13$) annealed from 300 ℃ to 600 ℃ for 1 min

由图 7 可见, 300~400 ℃退火, Si_{1-x}Ge_x (111) 衍射峰很明显; 随退火温度上升, Si_{1-x}Ge_x (311) 衍射峰强度增强, 说明 Si_{1-x}Ge_x 薄膜的结晶度在变大, 这可归结为 Ni 诱导 Si_{1-x}Ge_x 结晶。因为图 6 已指明, 若没有 Ni 诱导, 500 ℃退火 a-Si_{1-x}Ge_x 无结晶。但从图 7 看不出 Ge 的分凝, 即 $y \approx x$ 。更精细的研究表明, 确实存在 $y < x$ 的情况, 但二者非常接近, 详情参见文献^[43]。

3.2 Al 诱导 a-Si_{1-x}Ge_x 薄膜结晶

Al 与 Ge 的共晶温度为 420 ℃, Al 诱导 a-Si_{1-x}Ge_x 结晶温度须低于此值, 这样的温度可容许 a-Si_{1-x}Ge_x 结晶在玻璃衬底上进行。MIC 是一种固相行为, 热处理过程要避免液相的产生。如同 Al 诱导 a-Si 结晶一样, Al 诱导 a-Si_{1-x}Ge_x

结晶也存在 ALILE。由于 ALILE 是热激活的,但热处理温度不能高于 420 ℃,这隐含着热处理时间必须足够长才能完成 ALILE。图 8 示出了在 417 ℃,168 h 退火时,Al 诱导 a-Si_{1-x}Ge_x 结晶得到 poly-Si_{1-x}Ge_x 的 Raman 谱^[44]。Raman 光谱是一种非接触的快速分析手段,对样品的组成、应力和声子相干长度敏感,是研究 Si_{1-x}Ge_x 薄膜结晶的有力工具。图 8 表明:同样的热处理条件下,Si-Si 振动峰强度随 Ge 含量的上升而下降,而 Ge-Ge、Si-Ge 振动峰恰好相反。由于 Raman 峰强度反映了薄膜的结晶度,图 8 表示提高 Ge 含量可提升 Al 诱导 a-Si_{1-x}Ge_x 的结晶度。文献^[45]报道了 Al 诱导结晶得到的 poly-Si_{1-x}Ge_x 的光学及电学特性。

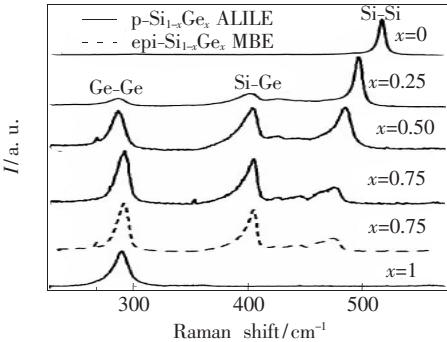


图 8 Al 诱导 a-Si_{1-x}Ge_x 结晶的 Raman 谱(417 ℃,168 h 退火)

Fig. 8 Raman spectra of the crystallized Si_{1-x}Ge_x samples induced by Al(annealed at 417 ℃ for 168 h)

纳米级的金属层与半导体之间的界面通常存在应力,但界面应力在诱导结晶中的研究有待于深入。一般认为,界面应变能越高,诱导结晶速率越快。如 p-Ge 诱导 a-Si_{1-x}Ge_x,界面应变为 0.05%时,结晶可在 180 ℃发生;而界面应力弛豫后,同样温度下则不发生结晶^[46]。理论计算表明:如果只考虑单轴应力,a-Si 沿〈111〉晶向的应变能密度最高,诱导结晶速率最快,容易出现〈111〉取向的针状晶体。这与本文前面的有关讨论是一致的。

4 外电场对金属诱导横向结晶的影响

最近几年来,基于 Ni 催化效应,利用电场提升 Ni/a-Si 横向结晶速率的研究引起了人们的高度重视。研究表明:a-Si 固相结晶的激活能——形核

能和晶粒生长能分别约为 5 eV 及 2.5~3 eV^[47],而金属诱导 a-Si 结晶的激活能为 2~3 eV,Ni 在诱导结晶中的催化作用是基于成核和晶粒生长的激活能随 Ni 含量的提高而降低,故在场强一定时,电场辅助横向结晶(FALC)的速率随着 Ni 含量的升高而提高^[48]。对 Ni 诱导 a-Si 结晶的研究表明,外电场为 80 V/cm,退火温度为 500 ℃时,结晶时间由 25 h 缩短到 10 min,得到的 poly-Si 薄膜场效应迁移率达 58 cm²/V·s^[49]。如在 Ni (2 nm)/a-Si 系统加 360 V/cm 的电场,晶化温度可降低到 380 ℃^[50]。电场增强 Ni/a-Si 系统结晶的机理在于,在电场作用下,Ni 原子的场致迁移率提高,根据爱因斯坦关系($D=kT\mu/q$),其扩散系数 D 亦增大。类似地,在 MILC 中,电场在增大 Ni 原子扩散系数的同时,提升了 Ni-Si 反应生成镍硅化物的速率^[51],镍硅化物(如 NiSi₂)的成核模板效应对 a-Si 的结晶有极大促进作用,从而增强诱导结晶^[52]。如图 9 示出的在 500 ℃,30 min 退火时,Ni 诱导 a-Si 横向生长速率与场强的关系^[20]。

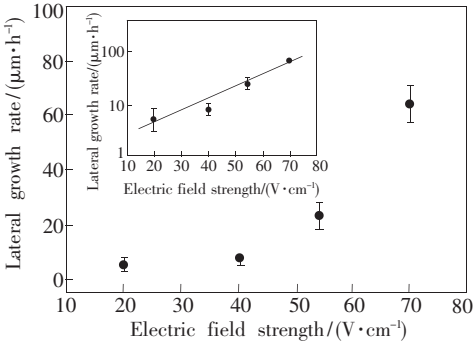


图 9 Ni 诱导 a-Si 横向生长速率与场强的关系(500 ℃,30 min 退火)

Fig. 9 Lateral crystallization rate of a-Si as a function of electric field strength(annealed at 500 ℃ for 30 min)

由图 9 可见,在一定范围内,MILC 速率随场强的增强而增大。文献^[20]认为,MILC 速率与场强 ζ 的关系为 $r(T, \zeta) \approx r_0(T) \exp(0.022\zeta)$, $r_0(T)$ 是与温度有关的参量。但文献^[53]研究的结果是 MILC 速率与场强 ζ 为线性关系,如方程(1):

$$dx/dt = 12K_0 \exp\left(-\frac{E_{AK}}{kT}\right) + \left[12YD_0 \exp\left(-\frac{E_{AD} + E_{AK}}{kT}\right)\right] \frac{q\zeta}{kT} \quad (1)$$

方程 $r(T, \zeta) = r_0(T) \exp(0.022\zeta)$ 与方程 (1) 并不矛盾。因为当场强 ζ 较小时, $r(T, \zeta) \approx r_0(T) (1 + 0.022\zeta)$, 此式与方程 (1) 无实质区别。然而, 许多研究表明, MILC 速率并非随场强单调增加, 若场强超出一定的数值, MILC 速率反而下降, 其情形示于图 10^[54]。

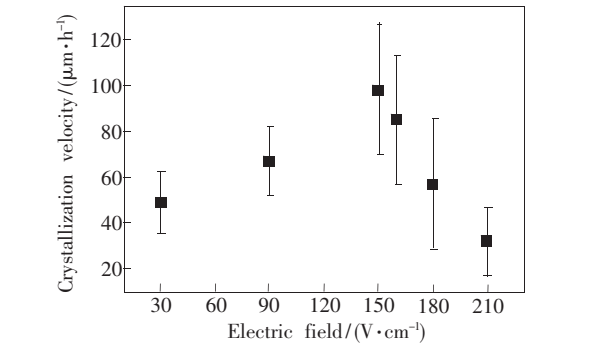


图 10 电场增强 a-Si 横向结晶速率与场强的关系 (500 ℃退火)

Fig. 10 Dependence of static electric field aided lateral crystallization velocity of a-Si on electric field strength (annealing at 500 ℃)

图 10 的解释涉及到 FALC 的机理。一些实验证实, FALC 在负极处发生, 以较快结晶速率朝着正极推进^[52]。这说明 Ni 原子在 a-Si 中所带的有效电荷是负的 ($Z_i^* < 0$)。但也有研究者认为 Ni 原子所带的有效电荷是正的 ($Z_i^* > 0$)^[53]。Ni 与 Si 的电子亲和能 (电子从导带底跃迁到真空能级所需的能量) 分别是 1.155 eV 和 1.385 eV, 理论上好像 Ni 在其硅化物中的有效电荷是正的, 故而 Ni 应该朝负极迁移。然而, 实验却给出了相反的结果, 即 Ni 的有效电荷是负的 ($Z_i^* < 0$)。这隐含着 Ni 原子在 a-Si 中除受电场力外, 还受到一个与电场力方向相反的作用力。文献^[54]认定这个作用力与引起电迁移的“电子风力”相同。从半导体科学知道, 当电流密度非常高时, 大量定向运动的电子通过动量交换可以推动 Ni 朝着与电场相反的方向运动, 这就是电迁移。因此, 被大量电子包围的 Ni 的表观电荷 (有效电荷) 可以是负的 ($Z_i^* < 0$)。文献^[54]指出, 当带有表观电荷 Z_i^* 的 Ni (记作 Ni^*) 在 a-Si 中迁移所引起的电流密度为:

$$J_i = -D_i \nabla C_i - (D_i C_i / kT) q Z_i^* (\nabla \phi) \quad (2)$$

其中,

$$Z_i^* = Z_{i\text{wind}}^* + Z_{i\text{drift}}^* \quad (3)$$

式 (2) 中的第一项是扩散项, 第二项是总漂移项。式 (3) 表示 Ni 有效电荷, $Z_{i\text{wind}}^* < 0$, 为电子风力项; $Z_{i\text{drift}}^* > 0$, 为电场漂移项。如果 $|Z_{i\text{wind}}^*| > |Z_{i\text{drift}}^*|$, 必有 $Z_i^* < 0$ 。

从理论上分析, 在 a-Si 中应该有足够高的电流面密度来引发 Ni 电迁移。因为在较高的退火温度下, a-Si 的本征载流子浓度指数上升, a-Si 转化为 poly-Si 降低了电阻率, 故可引起较大的电流密度。如 510 ℃下退火, 电压为 100 V 时, 电流密度可达 100 A/cm²。在这样大的电流密度下, 完全可以引发 Ni 电迁移。这样, 图 10 便可由 Ni^* 所受的电子风力和电场力之间的竞争来解释。 Ni^* 同时受到电场力和电子风力的作用, 二力方向相反 (见图 11)。在场强较小时, 电流密度很小, Ni 电迁移可忽略, 电场促进 Ni^* 扩散, 故能提高诱导结晶的速率; 当场强增大到一定数值, 电子风力很强时, 发生 Ni^* 电迁移。此时 Ni^* 的表观电荷是负的, 电子风力与电场力合力的方向同外电场相反, 但数值已经不大, 致使 Ni^* 扩散系数减小, 故结晶速率下降。当然, 如果场强较大, 但未达到引发 Ni 电迁移的临界值, 此时的结晶速率最大。这样就较好地解释了图 10 的结果。

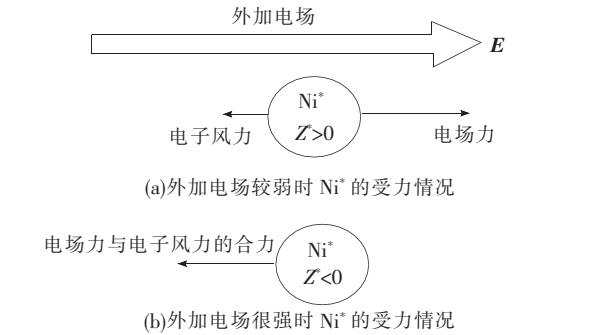


图 11 Ni^* 电迁移效应示意图

Fig. 11 Schematic diagram of electromigration of Ni^*

FALC 得到的 poly-Si 比 MILC 制得的 poly-Si 的表面粗糙度低。栅介质/沟道之间的界面对 TFT 性能有强烈影响。因此, FALC 制成的 TFT (FALC TFT) 具有比 MILC TFT 更好的电学特性。其电学参数的比较见表 1^[52]。从表 1 可见, FALC TFT 的沟道载流子迁移率更高, 阈值电压更小, 具有更大的电流开关比和更低的关态电流。最近有文献证实: 基于电场辅助 Ni 诱导横向结晶的 p 沟道 poly-Si TFT, 最大开关比为 5×10^6 ,

空穴迁移率可达 $65\text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}^{[50]}$ 。文献[55]报道了电场增强金属诱导非晶 SiGe(绝缘衬底上)的结晶,以其制作的 TFT 具有肖特基源、漏结构,为下一代 TFT 性能的提升奠定了基础。

表 1 FALC TFT 与 MILC TFT 主要电学特性的比较
Table 1 Primary electrical characteristics comparison of FALC TFT with that of MILC TFT

	MILC TFT	FALC TFT
实验条件	500 ℃, 5 h	500 ℃, 5 h, $E=8\text{ V/cm}$
宽长比	8/8	8/8
迁移率 ($\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$)	21.74	34.78
阈值电压(V)	3.7	2.1
电流开关比	6.40×10^4	8.82×10^5
关态电流(A)	6.79×10^{-9}	1.79×10^{-11}
$(V_g=-10\text{ V})$		

5 结 论

金属 Ni 和 Al 诱导非晶 Si 及 SiGe 薄膜的结晶度通常随热处理温度的上升和时间的延长而提升。Ni 诱导结晶,主要是借助于固相反应生成的硅化物(或锗硅化物)作为 Si 及 SiGe 异相成核的媒介,降低了结晶激活能,从而使得诱导结晶在低于固相结晶温度下发生;Al 诱导结晶则是通过互扩散弱化了半导体的共价键,使之更易于断裂和重排,Al 层中的结构缺陷(如晶界等)容易成为成核中心,故可在较低温度下实现结晶。电场可提升金属横向诱导结晶速率,主要是基于电场增大了金属原子的扩散系数。由于电迁移效应,强电场下横向诱导结晶速率反而下降。基于电场增强横向诱导结晶的 TFT 与普通横向诱导结晶的 TFT 相比,具有明显优越的电学性能,已成为 TFT 技术的发展方向之一。

参 考 文 献:

[1] Matsumura M, Chang H O. Advanced excimer-laser annealing for quasi single-crystal silicon thin-film devices [J]. *Thin Solid Films*, 1999, 337(1-2):123-128.

[2] Sawano K, Fukumoto Y, Hoshi Y, *et al.* Strained Si n-channel metal-oxide-semiconductor field-effect transistors formed on very thin SiGe relaxed layer fabricated by ion implantation technique [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2007, 90 (20):202101(1-3).

[3] Chan V W C, Chan P C H, Chan M, *et al.* Three-dimensional CMOS SOI integrated circuit using high-temperature metal-induced lateral crystallization [J]. *IEEE Trans. Electron Device*, 2001, 48(7):1394-1399.

[4] Gall S, Muske M, Sieber I, *et al.* Aluminum-induced crystallization of amorphous silicon [J]. *J. Non-Crystalline Solids*, 2002, 299-302(part 2):741-745.

[5] Miyasaka M, Makihira K, Asano T, *et al.* In situ observation of nickel metal-induced lateral crystallization of amorphous silicon thin films [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2002, 80(6):944-946.

[6] Pereira L, Aguas H, Martins R M S, *et al.* Polycrystalline silicon obtained by metal induced crystallization using different metals [J]. *Thin Solid Films*, 2004, 451-452:334-339.

[7] Hiroshi K, Isao T, Atsushi K, *et al.* Ge-fraction-dependent metal-induced lateral crystallization of amorphous $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0\leq x\leq 1$) on SiO_2 [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2003, 83(13):2148-2150.

[8] Sadoh T, Toko K, Kanno H, *et al.* Nucleation-controlled metal-induced lateral crystallization of amorphous $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ with whole Ge fraction on insulator [J]. *Jpn. J. Appl. Phys.*, 2008, 47(3):1876-1879.

[9] Hellberg P E, Zhang S L, Peterson C S. Work function of boron-doped polycrystalline $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$ films [J]. *IEEE Electron Device Lett.*, 1997, 18(9):456-458.

[10] 邹晓,徐静平,李艳萍,等. SiGe 沟道 pMOSFET 阈值电压模型 [J]. 固体电子学研究与进展, 2006, 26(2):148-156.

[11] Lee W C, King Y C, King T J, *et al.* Investigation of poly- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ for dual-gate CMOS technology [J]. *IEEE Electron Device Lett.*, 1998, 19(7):247-249.

[12] Salm C, Klootwijk J H, Ponomarev Y, *et al.* Gate current and oxide reliability in p^+ poly MOS capacitors with poly-Si and poly- $\text{Ge}_{0.3}\text{Si}_{0.7}$ gate materials [J]. *IEEE Electron Device Lett.*, 1998, 19(7):213-215.

[13] Lee W C, King T J, Hu C M, Observation of reduced boron penetration and gate depletion of poly- $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ gated

- PMOS devices [J]. *IEEE Electron Device Lett.*, 1999, 20(1):9-11.
- [14] Knaepen W, Detavernier C, Van Meirhaeghe R L, *et al.* In-situ X-ray diffraction study of metal induced crystallization of amorphous silicon [J]. *Thin Solid Films*, 2008, 516 (15):4946-4952.
- [15] 孟志国,郭海成,吴春亚,等. 125 mm 彩色 AMOLED 的多晶硅 TFT 基板 [J]. *半导体学报*, 2006, 27(8):1514-1518.
- [16] 金仲和,王跃林. MILC 超薄沟道多晶硅薄膜晶体管 [J]. *电子学报*, 2001, 29(8):1068-1071.
- [17] Elena A G, Wayne A A. Study of dynamics and mechanism of metal-induced silicon growth [J]. *J. Appl. Phys.*, 2001, 89(8):4648-4656.
- [18] Lee S B, Choi D K, Lee D N. Transmission electron microscopy observation of Cu-induced directional crystallization of amorphous silicon [J]. *J. Appl. Phys.*, 2005, 98(11):114911-1-(1-7).
- [19] Pereira L, Barquinha P, Fortunato E, *et al.* Influence of metal induced crystallization parameters on the performance of polycrystalline silicon thin film transistors [J]. *Thin Solid Films*, 2005, 487 (1-2):102-106.
- [20] Kim K H, Kim A Y, Park S J, *et al.* Electric-field effect on metal induced crystallization of amorphous silicon [J]. *Thin Solid Films*, 2004, 451-452:320-323.
- [21] 黄金英,赵玉环,张志伟,等. Ni 金属诱导非晶硅(a-Si:H)薄膜 [J]. *液晶与显示*, 2005, 20(5):397-400.
- [22] 金仲和,王跃林. 金属诱导非晶硅横向结晶机理研究 [J]. *电子学报*, 2001, 29(8):1079-1082.
- [23] Jang J, Park S J, Kim K H, *et al.* Polycrystalline silicon produced by Ni-silicide mediated crystallization of amorphous silicon in an electric field [J]. *J. Appl. Phys.*, 2005, 88(5):3099-3101.
- [24] 廖燕平,邵喜斌,吴渊,等. 用金属诱导-准分子激光晶化法制备多晶硅薄膜 [J]. *液晶与显示*, 2005, 20(2):128-131.
- [25] Park K C, Lee J H, Song I H, *et al.* Poly-Si thin film transistors fabricated by combining excimer laser annealing and metal induced lateral crystallization [J]. *J. Non-Crystalline Solids*, 2002, 299-302(part2):1330-1334.
- [26] Brendel K, Nickel N H, Lengsfeld P, *et al.* Excimer laser crystallization of amorphous silicon on metal coated glass substrates [J]. *Thin Solid Films*, 2003, 427 (1-2):86-90.
- [27] Lin Y D, Wu Y S, Chao C W, *et al.* Effects of oxygen on the growth of Ni induced lateral crystallization of amorphous silicon films [J]. *Mater. Chem. Phys.*, 2003, 80(3):577-580.
- [28] Kim H Y, Choi J B, Lee J Y. Effects of silicon-hydrogen bond characteristics on the crystallization of hydrogenated amorphous silicon films prepared by plasma enhanced chemical vapor deposition [J]. *J. Vac. Sci. Technol. A*, 1999, 17(6):3240-3245.
- [29] Haque M S, Naseem H A, Brown W D. Aluminum-induced crystallization and counter-doping of phosphorous doped hydrogenated amorphous silicon at low temperatures [J]. *J. Appl. Phys.*, 1996, 79 (10):7529-7536.
- [30] Ashtikar M S, Sharma G L. Silicide mediated low temperature crystallization of hydrogenated amorphous silicon in contact with aluminum [J]. *J. Appl. Phys.*, 1995, 78(2):913-918.
- [31] Maugis P, Hopfe W D, Morral J E, *et al.* Degeneracy of diffusion paths in ternary, two-phase diffusion couples [J]. *J. Appl. Phys.*, 1996, 79(10):7592-7595.
- [32] Wang J Y, He D, Zhao Y H, *et al.* Wetting and crystallization at grain boundaries: Origin of aluminum-induced crystallization of amorphous silicon [J]. *J. Appl. Phys.*, 2006, 88:061910(1-3).
- [33] Kishore R, Shaik A, Naseem H A, *et al.* Atomic force microscopy and x-ray diffraction studies of aluminum-induced crystallization of amorphous silicon in Al/ α -Si:H/Al, and Al/ α -Si:H/Al thin film structures [J]. *J. Vac. Sci. Technol. B*, 2003, 21(3):1037-1047.
- [34] Radnoci G, Robertsson A, Hentzell H T G, *et al.* Al induced crystallization of a-Si [J]. *J. Appl. Phys.*, 1991, 69(9):6394-6399.
- [35] Hentzell H T G, Robertsson A, Hultman L, *et al.* Formation of aluminum silicide between two layers of amorphous silicon [J]. *J. Appl. Phys. Lett.*, 1987, 50(14):933-934.
- [36] Hiraki A. A model on the mechanism of room temperature interfacial intermixing reaction in various metal-semiconductor couples; what triggers the reaction? [J]. *J. Electrochem. Soc.*, 1980, 127(12):2662-2665.
- [37] 祁菁,金晶,胡海龙,等. Al 诱导 a-Si:H 薄膜的晶化 [J]. *真空科学与技术学报*, 2005, 25(1):57-60.
- [38] Nast O, Hartmann A J. Influence of interface and Al structure on layer exchange during aluminum-induced crystallization of amorphous silicon [J]. *J. Appl. Phys.*, 2000, 88(2):716-724.

- [39] Nast O, Wenham S R. Elucidation of the layer exchange mechanism in the formation of polycrystalline silicon by aluminum-induced crystallization [J]. *J. Appl. Phys.*, 2000, 88(1):124-132.
- [40] Schneider J, Klein J, Muske M, *et al.* Depletion regions in the aluminum-induced layer exchange process crystallizing amorphous Si [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2005, 87:031905(1-3).
- [41] 段鹏,屈新萍,刘萍,等. Ni 诱导非晶 SiGe 结晶 [J]. *半导体学报*, 2004, 25(11):1453-1457.
- [42] Wang G W, Ru G P, Qu X P, *et al.* Schottky contact properties of Ni/n-poly-Si_{0.87}Ge_{0.13}/n-Si (100) heterostructure [J]. *Mater. Lett.*, 2004, 58(15):2082-2086.
- [43] Jarmar T, Seger J, Ericson F, *et al.* Morphological and phase stability of nickel-germanosilicide on Si_{1-x}Ge_x under thermal stress [J]. *J. Appl. Phys.*, 2002, 92(12):7193-7199.
- [44] Gjukic M, Buschbeck M, Lechner R, *et al.* Aluminum-induced crystallization of amorphous silicon-germanium thin films [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2004, 85(11):2134-2136.
- [45] Gjukic M, Lechner R, Buschbeck M, *et al.* Optical and electrical properties of polycrystalline silicon-germanium thin films prepared by aluminum-induced layer exchange [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2005, 86(11):062115(1-3).
- [46] Hekmashoar B, Shahrjerdi D, Mohajezadeh S, *et al.* Low-temperature stree-assisted germanium-induced crystallization of silicon-germanium alloys on flexible polyethylene terephthalate substrates [J]. *J. Vac. Sci. Technol. A*, 2004, 22(3):856-858.
- [47] Masaki Y, LcComber P G, Fitzgerald A G. Solid phase crystallization of thin films of Si prepared by plasma-enhanced chemical vapor deposition [J]. *J. Appl. Phys.*, 1993, 74(1):129-134.
- [48] Kim H Y, Kim B, Bae J U, *et al.* Kinetics of electric-field-enhanced crystallization of amorphous silicon in contact with Ni catalyst [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2002, 81(27):5180-5182.
- [49] Jang J, Oh J Y, Kim S K, *et al.* Electric-field-enhanced crystallization of amorphous silicon [J]. *Nature*, 1998, 395:481-483.
- [50] Zeng X B, Wang H J, Sun X W, Li J F. Electric field-enhanced metal-induced lateral crystallization and p-channel poly-Si TFTs fabricated by it [J]. *Microelectron. J*, 2008, 39(10):1189-1194.
- [51] Murakami H, Ono K, Takai H. Effect of electric field on silicide formation [J]. *Appl. Surf. Sci.*, 1997, 117-118:289-293.
- [52] Jun S I, Yang Y H, Lee J B, *et al.* Electrical characteristics of thin-film transistors using field-aided lateral crystallization [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1999, 75(15):2235-2237.
- [53] Izmajlowicz M A T, Flewitt A J, Milne W I, *et al.* Directional nickel-induced fielded aided lateral crystallization of amorphous silicon [J]. *J. Appl. Phys.*, 2003, 94(12):7535-7541.
- [54] Choi D K, Kim H C, Kim Y B. Mechanism of field-aided lateral crystallization of amorphous silicon [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 2005, 87(6):063108-(1-3).
- [55] Miyao M, Kanno H, Sadoh T, *et al.* Electric field assisted low-temperature growth of SiGe on insulating films for future TFT [J]. *Proceedings of SPIE*, 2008, 6984:L9840-L9840.

Metal-Induced Crystallization of Amorphous Silicon and Silicon Germanium Films

WANG Guang-wei, ZHANG Jian-min, NI Xiao-chang, LI Li

(Department of Electronic Engineering, Tianjin University of Technology and Education,
Tianjin 300222, China, E-mail: wgw1631@163.com)

Abstract

The conditions, specialties and mechanism of amorphous Si and SiGe films crystallization induced by Ni and Al were analyzed systematically. Advantages of metal-induced crystallization over other

crystallizing techniques and its application in thin film transistor fabrication were briefly introduced. And some influencing factors on crystallization velocity as well as the microstructure of the films, such as thermal process conditions and external electric field and etc, were recapitulated. Also, problems existing in electric field-aided metal-induced lateral crystallization were discussed. It was demonstrated that there exists a critical electric field strength, below which, the velocity of metal-induced lateral crystallization increases remarkably with the increase of field strength, while above which the velocity will decrease instead. This phenomenon can be interpreted fairly well in terms of electromigration effect.

Key words: metal-induced crystallization; metal-induced lateral crystallization; solid phase reaction; diffusion; electric field aided lateral crystallization; nucleation activation energy; grain coarsening

作者简介:王光伟(1971—),男,山东滨州人,博士,副教授,主要研究方向为半导体薄膜材料与集成电路工艺技术。



欢迎订阅《液晶与显示》

《液晶与显示》是中国最早创办的液晶学科专业期刊,也是中国液晶学科和显示技术领域中惟一的综合性专业学术期刊。它由中国科学院长春光学精密机械与物理研究所、中国光学光电子行业协会液晶分会和中国物理学会液晶分会主办,科学出版社出版。

《液晶与显示》以创新性、综合性、实用性为办刊特色,内容丰富,涵盖面广,信息量大,可读性强,既是启迪科技人员开拓创新思路的参考期刊,又是从事液晶和显示技术与开发的广大科技人员、大专院校师生及相关领域的科技工作者进行学术交流的论坛,也是图书、情报等部门必不可少的信息来源。

《液晶与显示》为双月刊,国内定价 30.00 元,全年 180.00 元,国内外公开发行。国内邮发代号:12—203,国内读者可在当地邮局订阅;也可通过“全国非邮发报刊联合发行部”订阅(地址:天津市大寺泉集北里别墅 17 号,邮编 300385),本刊的代号为:5074。国外读者可通过中国国际图书贸易总公司订阅(地址:北京 399 信箱,邮编:100044),国外发行代号:4868BM。同时,《液晶与显示》编辑部将竭诚为广大读者服务,随时办理订阅。

地 址:长春市东南湖大路 3888 号 中国科学院长春光学精密机械与物理研究所	
《液晶与显示》编辑部	邮 编:130033
电 话:0431-86176059 0431-84613406	传 真:0431-84695881
E-mail: yjxs@ciomp. ac. cn; yjyxs@126. com	http://www. yjyxs. com