

氧化物薄膜晶体管研究进展

兰林锋 张鹏 彭俊彪

Research progress on oxide-based thin film transistors

Lan Lin-Feng Zhang Peng Peng Jun-Biao

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 65, 128504 (2016) DOI: 10.7498/aps.65.128504

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.65.128504>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2016/V65/I12>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

基于金属氧化物薄膜晶体管的高速行集成驱动电路

High speed gate driver circuit based on metal oxide thin film transistors

物理学报.2016, 65(2): 028501 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.65.028501>

内嵌 CuO 薄膜对并五苯薄膜晶体管性能的改善

Analysis of improved characteristics of pentacene thin-film transistor with an embedded copper oxide layer

物理学报.2015, 64(22): 228502 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.228502>

溶胶凝胶法制备以 HfO₂ 为绝缘层和 ZITO 为有源层的高迁移率薄膜晶体管

High mobility thin-film transistor with solution-processed hafnium-oxide dielectric and zinc-indium-tin-oxide semiconductor

物理学报.2015, 64(16): 168501 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.168501>

溶液酸碱性对低聚苯亚乙炔基分子结电输运性质的影响

Electronic transport properties of oligophenyleneethynylene molecular junctions in alkaline and acid solutions

物理学报.2014, 63(6): 068502 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.068502>

1,4-丁二硫醇分子器件电输运性质的力敏特性研究

Study on force sensitivity of electronic transport properties of 1,4-butanedithiol molecular device

物理学报.2014, 63(6): 068501 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.068501>

综述

氧化物薄膜晶体管研究进展*

兰林锋[†] 张鹏 彭俊彪

(华南理工大学, 发光材料与器件国家重点实验室, 广州 510640)

(2016年2月6日收到; 2016年3月13日收到修改稿)

氧化物半导体材料因其载流子迁移率高、制备温度低、电学均匀性好、对可见光透明和成本低等优势, 被认为是最适合驱动有机发光二极管的薄膜晶体管(TFT)的半导体有源材料之一. 目前氧化物TFT已成功应用在平板显示的驱动背板上. 本文从氧化物TFT的历史和发展状况出发, 先介绍了氧化物半导体材料及其载流子输运机理, 然后详细介绍了氧化物TFT的结构、制备方法以及电学稳定性, 接着介绍了近些年来氧化物TFT的应用情况, 最后总结了氧化物TFT存在的问题以及今后研究的方向.

关键词: 薄膜晶体管, 输运机理, 制备, 稳定性

PACS: 85.65.+h, 71.23.-k, 71.38.Fp

DOI: 10.7498/aps.65.128504

1 引言

自从日本东京工业大学细野秀雄(Hideo Hosono)课题组的Nomura等^[1]于2004年在《Nature》杂志上发表了基于非晶态氧化铟镓锌(InGaZnO, IGZO)薄膜晶体管(TFT)以来, 以氧化物半导体(oxide semiconductor)为有源层的TFT迅速引起了人们的广泛关注, 并得到了突飞猛进的发展. 近些年来, 国内对氧化物TFT的研究也逐渐步入了正轨^[2,3]. 与其他TFT相比, 氧化物TFT具有如下优点: 1) 载流子迁移率较高, 氧化物半导体的载流子迁移率一般为 $1\text{--}100\text{ cm}^2\cdot\text{V}^{-1}\cdot\text{s}^{-1}$, 这正好是驱动有机发光二极管(OLED)所需的迁移率范围, 因此氧化物TFT技术也被认为是为OLED而生的像素驱动技术; 2) 电学性能均一性好, 氧化物半导体的导带是由阳离子的s轨道组成, 其半径较大, 轨道之间通常相互交叠, 所以载流子迁移率受薄膜有序程度影响较小, 因此非晶态的氧化物TFT具有良好的电学均

一性; 3) 氧化物半导体薄膜能在较低温度下获得, 相比于p-Si, 氧化物半导体工艺温度相对较低(一般小于 $350\text{ }^\circ\text{C}$), 它可以与一些塑料柔性衬底兼容, 可为便携式柔性显示器开辟新途径; 4) 氧化物半导体薄膜对可见光透明, 可以用其制备全透明的TFT器件, 能大大提高显示器件的开口率, 显著改善解析度; 5) 制造成本低, 制造氧化物TFT无需离子注入和晶化设备, 并能与传统的非晶硅TFT工艺基本兼容; 6) 可以大面积制备, 与低温多晶硅(LTPS)不同, 氧化物半导体薄膜无需晶化工艺, 因此不会受到晶化设备对尺寸的限制.

与此同时, 氧化物TFT也有一些难题有待解决: 1) 氧化物半导体通常是n型导电(电子型)的, 难以获得p型导电特性, 因此在互补电路(CMOS)中的应用受到限制; 2) 目前, 氧化物TFT在光照下的负栅压应力稳定性依然不足, 通常需要增加挡光层或设计更为复杂的像素电路来补偿; 3) 氧化物半导体薄膜通常对酸敏感, 即便在弱酸下也能被快速腐蚀, 所以在氧化物半导体薄膜上用湿法刻蚀的方法图形化金属源漏电极层时很容易破坏氧化物半

* 国家高技术研究发展计划(批准号: 2014AA033002)、国家重点基础研究发展计划(批准号: 2015CB655000)和国家自然科学基金(批准号: 61204087, 51173049)资助的课题.

[†] 通信作者. E-mail: lanlinfeng@scut.edu.cn

导体层本身, 通常采用增加一层刻蚀阻挡层 (ESL) 来保护底下的氧化物半导体层, 但这种方法增加了一层薄膜, 并增加了一道光刻, 因此增加了工艺成本, 所以如何直接在氧化物半导体层上刻蚀源漏电极层, 获得背沟道刻蚀型 (BCE) 的氧化物 TFT 成为一个研究热点; 4) 氧化物半导体一般含有较昂贵的铟 (In), 所以开发无铟的氧化物半导体材料也是大家比较感兴趣的研究方向.

2 氧化物半导体材料

虽然氧化物 TFT 的兴起是近十几年的事, 但是把氧化物半导体材料应用到 TFT 的想法在很久之前就已经出现过. 实际上, 氧化物 TFT 最早可以追溯到 1964 年, Klasens 和 Koelmans [4] 提出了一种以蒸发方式制备的 SnO₂ 半导体为有源层的 TFT, 器件以 Al 作为源漏栅电极, 以 Al₂O₃ 作为栅绝缘层. 然而, 这种 TFT 在当时并没有引起太大的关注, 直到后来透明电子的兴起, 氧化物 TFT 才开始进入人们的视野. 2003 年 Hoffman 等 [5] 展示了利用溅射法制备的 ZnO 基的透明 TFT. 这类 TFT 的迁移率可达 2.5 cm²·V⁻¹·s⁻¹, 器件开关比

达 10⁷. 同年, 日本东京工业大学的 Nomura 等 [6] 在《Science》杂志上发表了单晶的 IGZO-TFT, 其迁移率高达 80 cm²·V⁻¹·s⁻¹; 虽然它是用外延方法制备的, 其制备温度高、难度大, 但是它让人们首次看到了一种能够与低温多晶硅 (LTPS) TFT 性能相媲美的 TFT. 一年后, Nomura 等 [1] 在《Nature》杂志上发表了基于柔性衬底 (PET) 的非晶态 IGZO 半导体的 TFT, 获得了 8.3 cm²·V⁻¹·s⁻¹ 的迁移率 (如图 1 所示), 并研究了其弯曲过程中的性能变化, 这种器件的制备方法简单, 采用脉冲激光沉积 (PLD) 的方法在室温下制备, 由此开创了低温、低成本、高迁移率 TFT 的先河. 此后, 大量的用于 TFT 的氧化物半导体材料被相继报道. 根据结构的组分, 氧化物半导体材料可以分为二元、三元、四元等体系材料.

2.1 二元氧化物半导体材料

二元氧化物半导体, 包括 ZnO [7-14], In₂O₃ [15], SnO₂ [16] 和 Ga₂O₃ 等 [17], 是最简单的氧化物半导体. 它们被认为是多元氧化物的基础材料. 这些二元氧化物大多具有较宽的禁带, 可以透

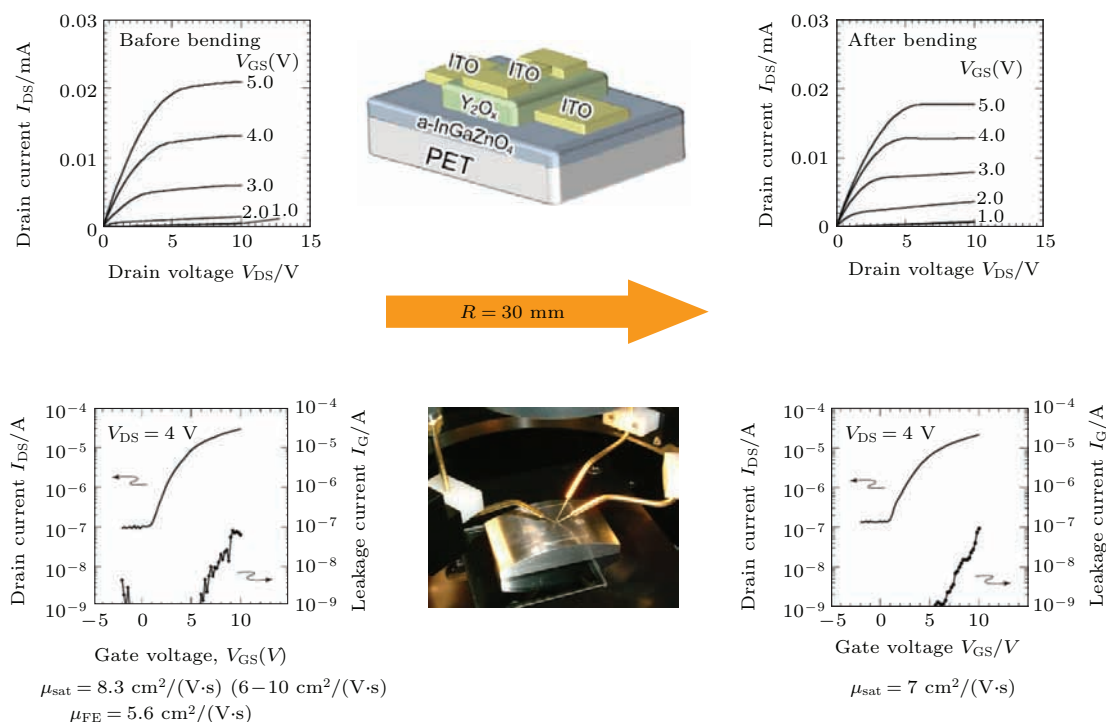


图 1 (网刊彩色) 柔性透明 IGZO-TFT 的结构及其性能 [1]

Fig. 1. (color online) Flexible and transparent TFT using IGZO fabricated on flexible PET substrate. Good TFT performance with saturation mobility above 7 cm²·V⁻¹·s⁻¹ is maintained even after a bending test with a curvature radius of 30 mm [1].

过可见光,除了ZnO之外,它们主要是以离子键结合在一起的.这些氧化物材料还有一个共同特点:他们金属阳离子均具有 $(n-1)d^{10}ns^0$ 的电子结构,这些空的s轨道具有球对称性.当 $n \geq 5$ 时(In_2O_3 和 SnO_2),相邻离子的s轨道还能相互交叠,形成电子通道,所以它们对晶格有序度比较不敏感.

2.1.1 ZnO 半导体材料

ZnO是一种最常用的二元氧化物半导体.ZnO通常具有六方纤锌矿结构,在这种结构中,每个

Zn原子都被4个O原子包围,每个O原子也被4个Zn原子包围,如图2(a)所示.ZnO的晶格常数如下: $a = 3.2475\text{--}3.2501 \text{ \AA}$, $c = 5.2042\text{--}5.2075 \text{ \AA}$, $c/a = 1.5930\text{--}1.6035$ ^[18].ZnO实验测量出来的直接带隙禁带宽度(E_g)是3.44 eV.然而,用未修正的局域密度近似(LDA)方法计算出来禁带宽度(E_g)只有0.23—1.15 eV^[19].使用高精度方法,例如最近发展起来的屏蔽交换项(sX)和混合密度泛函方法计算出来的禁带宽度(E_g)是3.41 eV^[20],这一数值非常接近实验数值,如图2(b)所示.

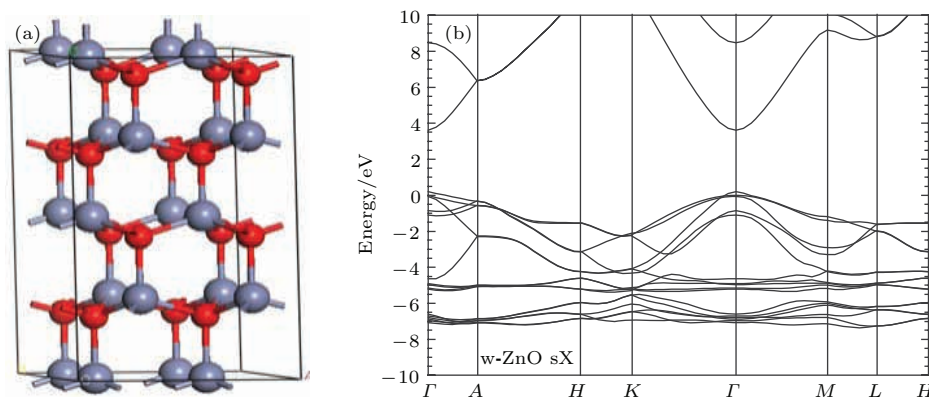


图2 (网刊彩色)(a) ZnO的六方纤锌矿结构;(b)使用sX泛函估算出来的ZnO六方纤锌矿结构的能带结构^[20]
Fig. 2. (color online) (a) Wurtzite structure of ZnO; (b) band structure of ZnO wurtzite structure estimated by using sX functional analysis^[20].

把ZnO应用到TFT的想法早在1968年就已经报道了^[21],由于性能较差、制备难度较大、没有应用前景等原因,这种TFT在当时并没有引起太多的关注,直到2003年Hoffman等^[5]展示了利用溅射法制备的ZnO的透明TFT.这类TFT的迁移率达到 $2.5 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$,器件开关比达 10^7 ,这些性能均已超过了a-Si:H TFT的性能.从此,低成本、高迁移率的透明TFT就变得可行了.在2005年, Fortunato等^[22]发展了一种全透明的室温制备的ZnO-TFT,器件的迁移率为 $20 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$.然而,虽然它们在增强型模式下工作较好,但这类器件需要相对较高的栅压去开启. Lim等^[23,24]通过原子层沉积技术在沉积ZnO时使用 NH_4OH 作为N掺杂源实现N掺杂,从而调控阈值电压.实验表明N掺杂可以增强器件的迁移率和电学稳定性.报道的ZnO的霍尔迁移率最高可达到 $440 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ ^[25],远远高于所报道的ZnO-TFT的场效应迁移率,这有可能是由于难以制备出高质量的ZnO薄膜的原因.

由于ZnO薄膜通常是多晶结构,容易产生晶界缺陷,所以非掺杂ZnO-TFT器件的不均匀性以及不稳定性是把它们应用到AMOLED上的最大阻碍.

2.1.2 In_2O_3 半导体材料

In_2O_3 是另外一种常用的二元氧化物半导体材料.由于 In_2O_3 的高迁移率和高载流子浓度,通常被用作透明导电氧化物(TCO). In_2O_3 具有方铁锰矿结构,在这种结构中,O原子形成一个紧密堆积的晶格,而In离子则占据在六个氧原子和四个氧原子之间的间隙位. In_2O_3 晶胞是立方对称的,但是晶胞非常大,包含了40个原子. In_2O_3 的带隙宽度约为3.7 eV,比ZnO的带隙要宽一点.

尽管计算出来的 In_2O_3 的有效电子质量(m^*/m_e)是0.35^[26],比ZnO的0.28要大,但是报道的 In_2O_3 -TFT器件的场效应迁移率要远远高于ZnO-TFT器件的场效应迁移率,这可能是由于 In_2O_3 中s轨道的大量重叠导致了它对薄膜结

构的敏感度降低. 要获得场效应迁移率大于 $30 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ 的 In_2O_3 -TFT 比较容易 [27,28]. 实际上, 早在 2006 年, Wang 等 [29] 就通过把 In_2O_3 薄膜和纳米尺寸的有机介电材料结合在一起, 获得了迁移率高于 $120 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ 的 In_2O_3 -TFT, 这为开发一种优于 LTPS-TFT 的低成本、高性能 TFT 技术开启了一道大门. 在 2007 年, Wang 等 [30] 展示了柔性 In_2O_3 -TFT, 迁移率可高达 $160 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$. 最近, Nayak 等 [31] 展示了一种利用化学方法生长的氧化铝作为介电层、溶液加工制备的 In_2O_3 -TFT, 器件迁移率为 $127 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$, 开关比为 10^6 .

虽然 In_2O_3 具有较好的电子迁移率, 但是把它应用到 AMOLED 上还有一些困难. 这主要是由于 In_2O_3 薄膜的载流子浓度太大, 难以有效控制, 导致 TFT 器件难以关断. 此外, In_2O_3 -TFT 的电学稳定性和光学稳定性还需要进一步提高.

2.1.3 SnO_2 半导体材料

就成本和对环境友好这些方面来说, SnO_2 比 In_2O_3 更吸引人, 因为 Sn 元素比较便宜而且无毒. SnO_2 具有金红石结构, 每个 Sn 原子都被 6 个 O 原子以八面体的形式包围住, 而每个 O 原子都被 3 个 Sn 原子以共面的形式围住. SnO_2 的直接带隙禁带宽度是 3.6 eV.

SnO_2 是最早用作 TFT 有源层的氧化物半导体材料. 第一个 SnO_2 -TFT 最早可以追溯到 1964 年, Klasens 和 Koelmans 提出了一种以蒸发方式制备的 SnO_2 半导体为有源层的 TFT. 尽管 SnO_2 -TFT 比 ZnO -TFT 和 In_2O_3 -TFT 具有更悠久的历史, 但是关于 SnO_2 -TFT 的报道要比 ZnO -TFT 和 In_2O_3 -TFT 的文献少得多. 在 2004 年, Presley 等 [32] 展示了利用射频溅射方法制备的 SnO_2 薄膜作为有源层的透明 TFT, 器件的迁移率为 $2.0 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$. 在 2007 年, Lee 等 [33] 制备了喷墨打印的多孔 SnO_2 有源层 TFT, 迁移率为 $3.6 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$. 在 2009 年, Cheong 等 [34] 报道了一种顶栅结构的 SnO_2 透明 TFT, 器件迁移率为 $17.4 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$. 在 2013 年, Jang 等 [35] 展示了一种利用 SnO_2 凝胶状前驱体溶液加工制备的 TFT 器件, 器件的迁移率高达 $103 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$. 但是, 要获得高迁移率的 SnO_2 -TFT 需要较高的热处理温度, 并且工艺重复性较差, 另外, SnO_2 -TFT

器件的稳定性依然不足.

2.1.4 Ga_2O_3 半导体材料

虽然 ZnO , In_2O_3 和 SnO_2 具有相对较大的禁带宽度 (3.3—3.8 eV), 在某些情况下, 例如 UV 照射下, 这些禁带宽度还是不够大. 在这种情况下, 需要禁带宽度大于 4 eV 的氧化物半导体材料. 由于 Ga_2O_3 的禁带宽度是 4.52—4.9 eV [36,37], 它是一种比较好的选择. Ga_2O_3 具有更复杂的晶体结构, 例如 β - Ga_2O_3 结构, 它的禁带宽度为 4.8—4.9 eV, 在半导体的禁带宽度中仅次于金刚石的禁带宽度. β - Ga_2O_3 的晶体结构属于单斜晶系, 晶格常数 $a = 1.223 \text{ nm}$, $b = 0.304 \text{ nm}$, $c = 0.580 \text{ nm}$, $\beta = 103.7^\circ$, 它的空间群属于 $C2/m$ [38]. Ga 原子可以与六个氧原子配位, 也可以与四个氧原子配位.

第一个 Ga_2O_3 三极管是由 Matsuzaki 等 [39] 制备出来的, 但是迁移率只有 $5 \times 10^{-2} \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$. 在 2012 年 Higashiwaki 等 [40] 报道了一种利用单晶 Ga_2O_3 制备的金属半导体场效应三极管, 三极管的击穿电压超过 250 V, 估算出来的迁移率约为 $100 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$.

2.1.5 其他二元氧化物半导体材料

其他二元氧化物半导体包括 Cu_2O , SnO , TiO_2 和 CdO 等, Cu_2O 和 SnO 是典型的 p 型半导体, CdO 具有小的有效质量, 但是它的带隙宽度相对比较窄 (2.1 eV), 另外, CdO 具有毒性, 而且价格比较昂贵. 因此, 把 CdO 应用到 AMOLED 上不是一个好的选择.

虽然二元氧化物 TFT 的性能有了很大的提高, 而且它们的迁移率甚至能超过 LTPS-TFT, 但是它们也具有一些明显的缺点, 例如电学均匀性和稳定性不足. 因此, 对它们进行掺杂是改善性能的一个重要方向.

2.2 三元氧化物半导体材料

想要获得良好均匀性以及优秀的电学稳定性的材料的一个方法是把具有不同晶格结构的多组分材料混合在一起, 形成非晶态材料. 例如, In_2O_3 和 ZnO 分别具有方铁锰矿结构和纤锌矿结构. 另外, 它们具有不同的 O 配位数, 所以把它们掺在一起通常就形成非晶态的氧化铟锌 (InZnO , IZO). IZO 是三元氧化物半导体材料的代表, 它既能应

用到电极上, 作为透明导电氧化物, 也能应用到 TFT 上, 作为半导体层. 通过改变成分和制备的条件, IZO 的电阻率可以在大范围可调, 从 $10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}$ 到 $10^8 \Omega \cdot \text{cm}$ [41]. 总的来说, 器件的迁移率和载流子浓度随着 In/Zn 比例的增加而增加. 然而, 当 $\text{In}/(\text{In}+\text{Zn})$ 原子比例超过 0.8 时, IZO 薄膜会成多晶体结构, 具有高的导电性. 然而也有些例外情况, 早在 2007 年, Fortunato 等 [42] 利用 $\text{In}_2\text{O}_3\text{-ZnO}$ (9 : 1) 氧化物陶瓷靶材制备了一种常关型的底栅型 IZO-TFT, IZO 薄膜为非晶态结构, 最高迁移率为 $107.2 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$. 最近, Park 等 [43] 通过采用一种自对准共面顶栅结构以及利用 N_2O 等离子体修饰 IZO 的表面, 获得了非晶态薄膜器件的 $157 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ 的迁移率, 但是器件是常开型.

虽然 IZO-TFT 具有优异的电子迁移率性能, 但是如何控制 IZO 的氧空位和载流子浓度、提高开关比、提高负栅压光照应力 (NBIS) 稳定性以及提高器件的可重复性是 IZO-TFT 面临的主要问题.

氧化锌锡 (ZnSnO , ZTO) 是另外一种研究较多的三元氧化物材料 [44–51]. Sn^{4+} 是一种后过渡族重金属元素, 符合 $(n-1)d^{10}ns^0$ ($n \geq 5$) 这一原则. ZTO 要获得较高的迁移率需要较高的热处理温度. 与 IZO 相比, ZTO 具有材料成本低的优势, 因为 ZTO 中不含有昂贵的铟. 但目前总体来说 ZTO 的迁移率相对较低、稳定性较差, 可能原因是 Sn 的价态较多, 容易形成各种亚稳态缺陷, 如 Sn^{2+} 等, 需要相对较高的退火温度 (通常要达到 600°C) 以消除或减少这些缺陷才能提高迁移率. 此外, ZTO 具有很强的抗酸性, 难以通过湿法刻蚀的方法图形化.

近些年来, 随着平板显示向大面积、高分辨率、高帧频和 3D 方向发展, 对 TFT 载流子迁移率提出了越来越高的要求, 如图 3 所示 [52]. 例如: 在 240 Hz 的 8k4k AMOLED 显示中需要 TFT 的载流子迁移率在 $30 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ 以上. 此外, 迁移率的提高也可以降低功耗. 因此, 研究人员开始致力于开发高迁移率 ($> 30 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$) 的氧化物半导体材料, 其中以 In_2O_3 为基体的三元氧化物材料受到较多关注. 华南理工大学彭俊彪教授课题组报道的 NdInO-TFT [53–55], 迁移率可达 $46 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$. 日本国家材料科学研究所报道的 InWO , InSiO 以及 InTiO , 迁移率也可达 $17\text{--}39 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ [56–58]. 然而, 这些器件的均

匀性和稳定性还有待进一步验证.

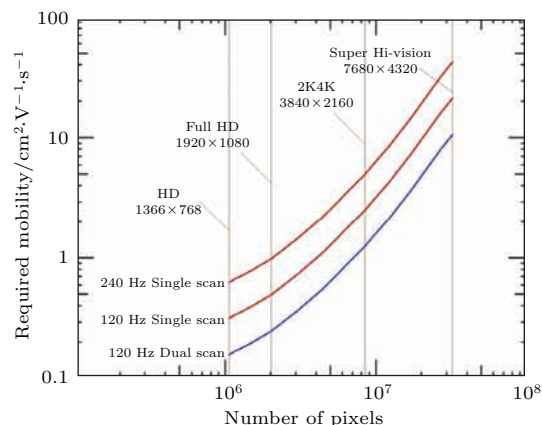


图 3 (网刊彩色) 显示屏的分辨率和帧频对 TFT 迁移率的要求 [52]

Fig. 3. (color online) Graphical summary of required carrier mobility for future displays [52].

2.3 四元氧化物半导体材料

四元氧化物半导体材料的代表就是前面提到的 IGZO. 与前面提到的 IZO 所不同的是, IGZO 的载流子浓度可以低于 10^{17} cm^{-3} , 而迁移率仍然保持在较高水平. 如图 4 所示, IGZO 的导带是由 In 离子 5s 轨道的重叠形成的, 由于 5s 轨道的球对称性, 使得 IGZO 材料对结构的变形不敏感以及半导体材料在非晶态时仍然保持高迁移率. 而 Si 属于 sp^3 杂化轨道, 键的微小变化会对载流子迁移率产生较大影响. 实际上, Si 材料的迁移率可以从单晶态的数千 $\text{cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ 减少到非晶态的低于 $1 \text{ cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$. IGZO 载流子浓度低归因于 Ga^{3+} 的高离子势, 使得 Ga^{3+} 可以与氧离子紧紧地结合在一起, 有利于抑制氧空位的生成, 从而减少自由电子浓度. 可控 IGZO 载流子浓度是氧化物 TFT 领域的一个突破性进展, 使其具有高迁移率、高均匀性、低温制备、低成本的特性, 可用于 AMOLED 显示.

为了提高器件的性能, IGZO-TFT 中对于阳离子成分的优化被广泛地研究. 在 IGZO 中, In, Ga, Zn 均符合 $(n-1)d^{10}ns^0$ 的电子结构, 然而它们的作用却是不同的, In 的离子较大 ($n = 5$), 相邻离子容易产生 s 轨道交叠, 因此 In 主要起到有利于载流子传输 (提高迁移率) 的作用; 而 Ga 和 Zn 的离子半径较小 ($n = 4$), 其中 Zn 的作用是抑制薄膜结晶, 因为 ZnO 的晶胞结构与 In_2O_3 和 Ga_2O_3 完全不同 (见前面二元氧化物半导体材料部分); Ga 的

作用则是抑制自由电子的产生, 因为Ga³⁺有高原子势, 不容易形成氧空位. In, Ga, Zn含量对IGZO薄膜的迁移率和载流子浓度的影响如图5所示^[59]. In/(Ga+Zn)的比例越大, 载流子浓度越大, 电子迁移率也越大, 但高的载流子浓度会使TFT器件越

难关断(开启电压, V_{on}, 越负). 另一方面, Ga离子与氧离子的结合键较Zn与O的结合键更强, 所以随着Ga含量的增加, IGZO中的氧空位会减少, 从而使载流子浓度降低, 因此增加Ga元素的含量可以使TFT开启电压往正向移动.

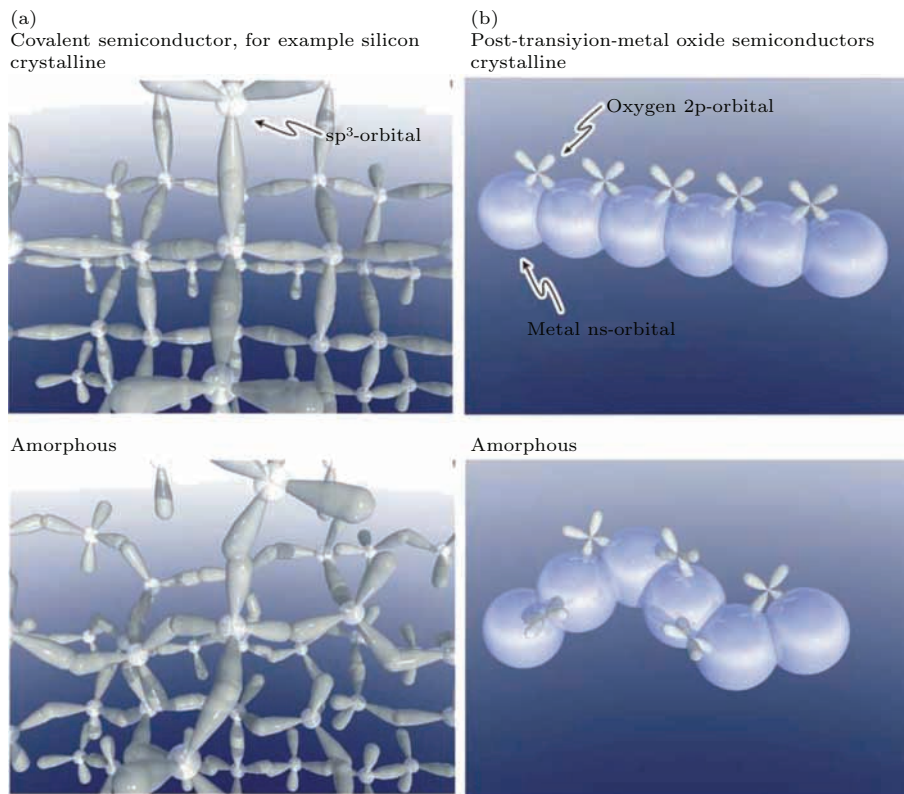


图4 (网刊彩色) 导电底的轨道结构示意图^[1] (a) Si; (b) 氧化物半导体

Fig. 4. (color online) Schematic orbital drawings for the carrier transport paths (conduction band bottoms) in crystalline and amorphous semiconductors^[1]: (a) Si; (b) oxide semiconductors.

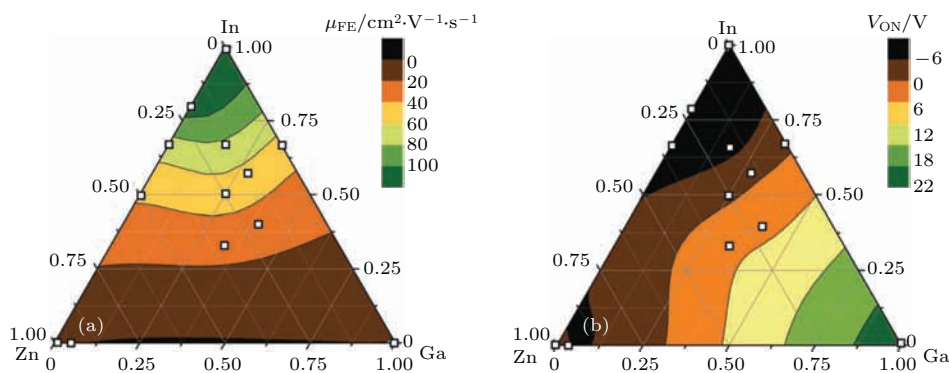


图5 (网刊彩色) 在IGZO体系中不同氧化物半导体成分下的(a)迁移率, (b)开启电压^[59]

Fig. 5. (color online) The mobility (a) and turn-on voltage (b) obtained for TFTs with different oxide semiconductor compositions, in the gallium-indium-zinc oxide system^[59].

另外, 有学者研究使用一些低电负性的材料来取代Ga元素, 例如, Al^[60,61], Hf等^[62,63], Zr^[64], Ta^[65,66], La^[67]. 这些元素可以作为强力的氧元素粘合剂以及载流子抑制剂, 从而提高TFT器件的

偏压稳定性.

与IGZO类似, 有研究者尝试过往ZTO中掺杂其他元素, 例如Al或Zr等^[68,69], 形成四元或更多元的氧化物半导体材料. 近年还报道了A位或B位

取代的钙钛矿半导体材料.

2.4 氧化物半导体材料的载流子运输机理

与单质硅不同, 氧化物半导体属于化合物, 其成分、缺陷、杂质要比单质硅的复杂得多, 因此研究氧化物半导体的载流子运输机理也比单质硅的要难得多. 如前所述, 氧化物半导体大多数呈现 n 型导电特征, 这对于掺杂氧化物半导体 (如 IZO, IGZO 等) 来说不难理解, 因为半导体内的部分 Zn 会被 In 取代而使电子富余. 然而对于未掺杂的二元氧化物半导体 (如 ZnO, In₂O₃ 等), 其 n 型导电特性的机理就比较难理解了, 其中最普遍的一种解释是氧空位掺杂 [70-72], 如图 6 所示, 各种计算结果均表明氧空位在费米能级较高时具有较低的形成能. 虽然大量的实验证明氧化物半导体薄膜中的氧

含量对其电导率和载流子浓度起着决定性的作用, 然而理论计算却表明氧空位缺陷属于深能级的施主态 [73], 难以通过场效应的方式将其激发至导带. 图 7(a) 所示为不同计算方法得出的 In₂O₃, SnO₂ 以及 ZnO 的氧空位在禁带中的能级位置, 可以看出无论用哪种计算方法, ZnO 的氧空位的能级都非常深 (靠近价带顶, 而又处于施主态, 所以是深施主能级), 这与氧空位属于浅施主态的设想相矛盾. 后来, 有人提出非有意掺入的氢杂质 (unintentional hydrogen impurity) 是氧化物半导体 n 型导电的原因 [74,75], 计算表明, 大部分的氢杂质都具有较低的形成能, 如图 7(b) 所示, 并且氢杂质在浅施主态, 与设想相符. 然而, 无论是氧空位还是氢杂质导电机理都无法完全合理地解释为什么高纯的 In₂O₃ 单晶依然具有很高的电导率. 因此一些其他模型例

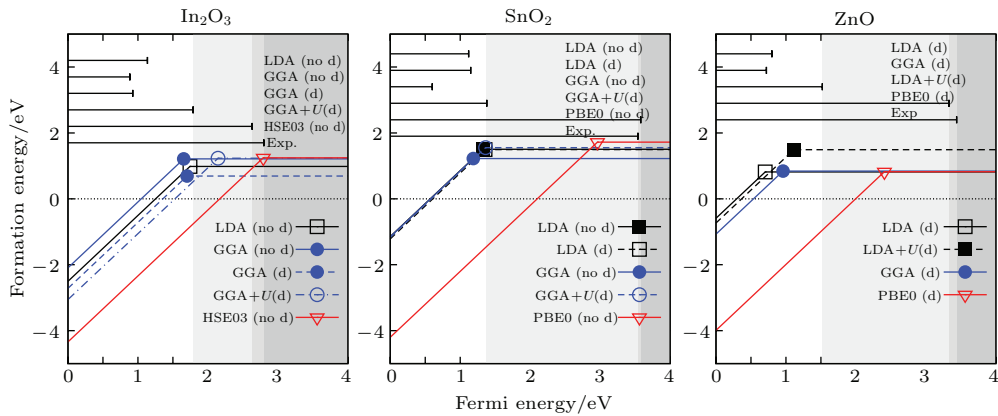


图 6 (网刊彩色) 使用不同计算方法得出的 In₂O₃, SnO₂ 以及 ZnO 的氧空位形成能 [73]

Fig. 6. (color online) Formation energy of oxygen vacancy of In₂O₃, SnO₂ and ZnO obtained by different calculation methods [73].

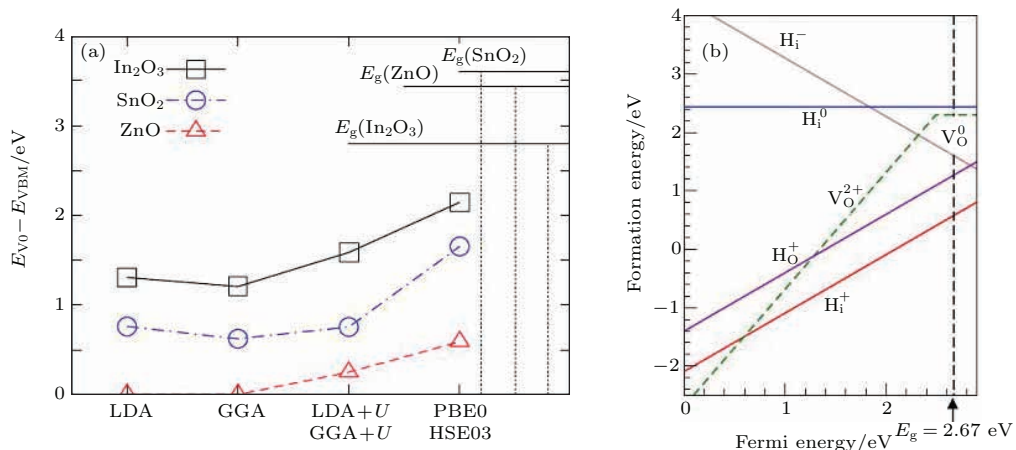


图 7 (网刊彩色) (a) 使用不同计算方法得出的 In₂O₃, SnO₂ 以及 ZnO 的氧空位在禁带中的能级位置; (b) 各种氢杂质的及氧空位的形成能

Fig. 7. (color online) (a) The energy level of oxygen vacancied of In₂O₃, SnO₂ and ZnO by different calculation methods; (b) oxygen vacancy formation energy of various hydrogen impurities.

如复合缺陷^[76,77]、表面态^[78]也被提出。但目前各种机理还处于争论之中, 尚未有一种机理能够为大家所公认, 至少还缺少充足的实验证据证明哪一种机理是最合理的。

对于掺杂氧化物半导体特别是非晶态氧化物半导体(AOS), 如非晶态IGZO(a-IGZO), 其载流子的运输规律就更加复杂, 但也有一些笼统的理论, 这些理论是以a-IGZO的两个公认的特性为出发点的: 一是a-IGZO与单晶IGZO的最高迁移率差别很小; 二是a-IGZO的迁移率随着载流子浓度的提高而增大。

对于第一个特性的笼统解释是: IGZO中的In符合 $(n-1)d^{10}ns^0$ ($n \geq 5$)的电子结构, 相邻5s电子轨道交叠产生电子通道, 而且5s电子是球对称的, 对方向不敏感, 故各离子排列的有序度对电子

的运输影响小。图8(a)给出了IGZO的分波态密度图^[79], 可以看出CBM是由In 5s轨道贡献的, 而不是由Zn 4s或Ga 4s贡献的, 这与上述设想相符。图8(b)和图8(c)分别给出了单晶和非晶态IGZO的能带图^[80], 可以看出它们的导带能级带宽比较相似, 意味着它们的迁移率不会相差很大。经计算, 单晶和非晶态的IGZO的有效质量比较接近, 分别为 $0.18m_e$ 和 $0.2m_e$ ^[81], 因此它们的迁移率也比较接近。IGZO的这个特性与Si形成鲜明对比, 图8(d)—图8(f)分别给出了非晶Si的态密度分布示意图、非晶Si的能带分布图以及单晶Si的能带分布图, 可以看出, Si从单晶到非晶其能带发生了巨大的变化, 能级的带宽大幅减小, 意味着有效质量增大、迁移率减小, 这是因为能级间的离散被 sp^3 杂化轨道的强烈空间限制性制约的缘故, 如图4所示。

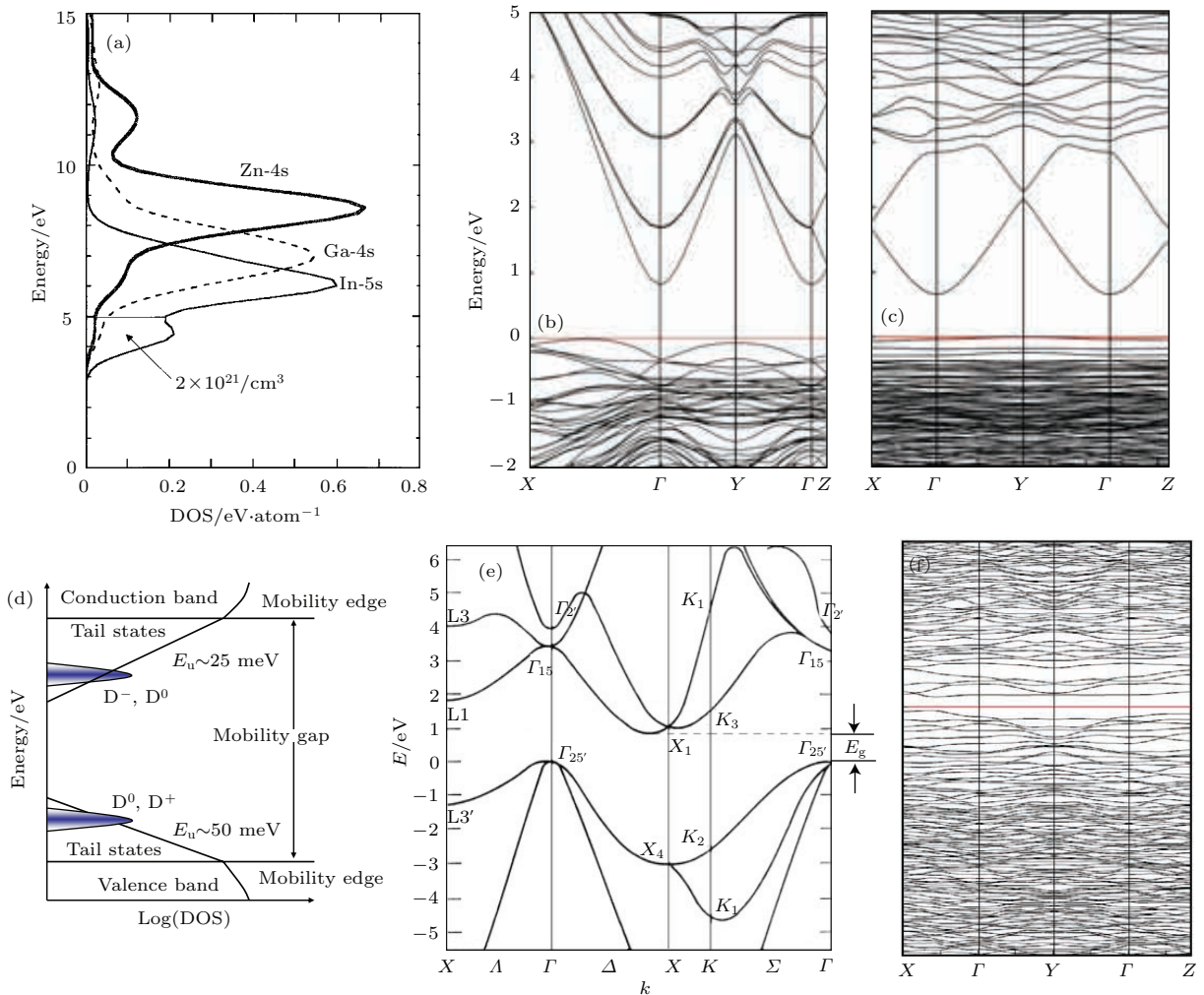


图8 (网刊彩色) (a) 单晶IGZO的分波态密度; (b) 单晶IGZO的能带图; (c) 非晶IGZO的能带图; (d) 非晶Si的态密度示意图; (e) 单晶Si的能带图; (f) 非晶Si的能带图

Fig. 8. (color online) (a) Partial density of states of single crystal IGZO; pseudo-band structures of (b) single crystal and (c) amorphous IGZO; (d) Schematic models of subgap DOS in amorphous silicon; pseudo-band structures of (e) single crystal and (f) amorphous silicon.

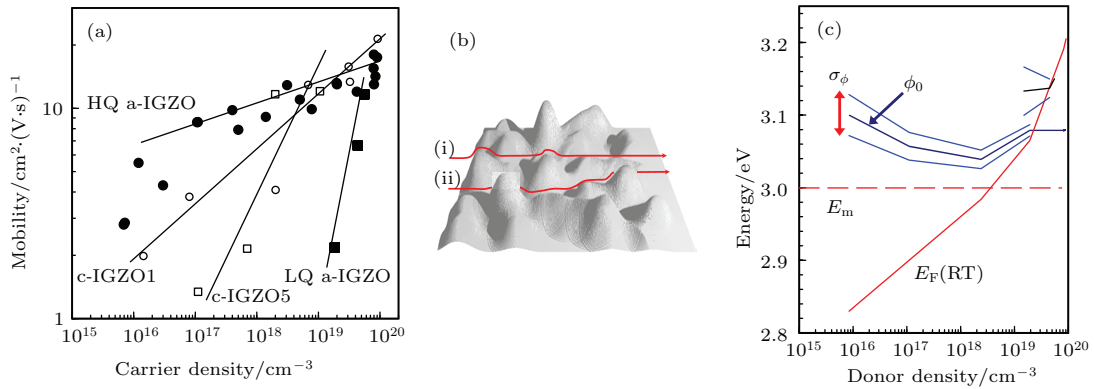


图9 (网刊彩色) (a) 各种 IGZO 薄膜的迁移率与载流子浓度的关系; (b) 渗透导电模型示意图; (c) IGZO 薄膜的势垒分布以及 E_F 与载流子浓度的关系

Fig. 9. (color online) (a) Relationship between mobility and carrier concentration of various IGZO thin films; (b) schematic diagram of the percolation conduction model; (c) electronic structure in the conduction band of IGZO.

在传统半导体理论里, 如果载流子浓度升高, 意味着散射的概率增大、自由程减小, 从而迁移率降低. 而氧化物半导体却相反, 无论是晶态还是非晶态, IGZO 的电子迁移率均随着电子浓度的升高而升高, 如图 9(a) 所示, 这与传统的半导体理论相矛盾. 采用渗透导电模型, 可以很好地解释 IGZO 的迁移率随载流子浓度的升高而升高的现象^[82-84]. 如图 9(b) 所示, 由于结构的无序, 会在 a-IGZO 的迁移率边 (E_m) 之上形成势垒. 在高温时, 电子可以越过势垒经较短的路径 (i) 输运; 在温度较低时, 电子无法越过势垒而只能经较长的路径 (ii) 输运. 在渗透模型中, 势垒高度的分布是通过中心能量 (ϕ_0) 和分布宽度 (σ_ϕ) 来定义的, 如图 9(c) 所示. 这种势垒的分布导致了电导率和温度 ($\sigma-T$) 的关系曲线偏离了阿利纽斯关系 (Arrhenius plot), 而更倾向于 $\ln \sigma \propto T^{-1/4}$ 的关系. 这种变化的根源在于结构的无序造成的载流子的弱局域化. 从图 9(b) 可以看出, 载流子浓度越高, a-IGZO 的中心能量 (ϕ_0) 与 E_F 越近, 分布宽度 (σ_ϕ) 越窄, 这样载流子所需越过的势垒高度就越低, 迁移率就越高.

3 氧化物 TFT

3.1 氧化物 TFT 的器件结构

3.1.1 刻蚀阻挡层 (etch-stopper layer, ESL) 结构

与硅基 TFT 一样, 氧化物 TFT 也是三极场效应器件, 其工作原理为通过栅极电压调控源极和漏

极之间的半导体层内的电荷流动. 从理论上讲, 氧化物 TFT 的工艺与传统的 a-Si:H TFT 的工艺是通用的, 然而, 由于氧化物半导体薄膜通常对酸敏感, 即便在弱酸下也能被快速腐蚀, 所以在氧化物半导体薄膜上用湿法刻蚀的方法图形化金属源漏电极层时很容易破坏氧化物半导体层本身, 所以通常采用增加一层 ESL 来保护底下的氧化物半导体层. 在源漏电极图形化之前增加一层 ESL (如图 10(a) 所示), 目的是在源漏电极的刻蚀过程中保护沟道. 要想获得高稳定性的氧化物 TFT, ESL 的准备是一个非常关键的因素. 传统的由等离子体增强型化学气相沉积 (PECVD) 法制备的一层 SiN_x , 由于其较高的氢含量不适合做刻蚀阻挡层. 作为替代选择, 对氧化物 TFT 来说 PECVD 法沉积的 SiO_2 是最常用的刻蚀阻挡层, 但是离子损伤和氢掺杂也严重损害了 TFT 器件性能. 因此, SiO_2 ESL 应该在低温 ($< 250^\circ\text{C}$) 下制备以减少氢含量. 到目前为止, ESL 结构已经在氧化物 TFT 背板的生產上.

3.1.2 背沟道刻蚀型 (back-channel etched, BCE) 结构

ESL 结构的 TFT 需要增加一层保护薄膜, 并增加一道光刻, 显然增加了工艺成本. 因此, 如何直接在氧化物半导体层上刻蚀源漏电极层, 获得背沟道刻蚀型 (如图 10(b) 所示) 的氧化物 TFT 成为进一步降低氧化物 TFT 背板生产成本的关键. 通过干法刻蚀图形化源漏电极的方法可以获得 BCE 结构的氧化物 TFT, 但干法刻蚀需要真空设备, 成本较高, 并且干法刻蚀中的离子轰击和残

余的离子如 Cl^- 或 F^- 将会导致器件性能变差. 此外, 也可以采用剥离 (lift-off) 法^[85] 图形化源漏电极来获得 BCE 结构的氧化物 TFT, 但这种方法比较难控制刻蚀剖面, 而且不可避免地会在上面产生残留物, 将 lift-off 法用于显示器的制作是一个挑战, 尤其是在大尺寸、高分辨率的显示器中更是如此.

最近, 文献^[86, 87] 通过改变刻蚀液配方成功制备出了 BCE 结构的氧化物 TFT. 源漏电极层的刻蚀液采用对 IZO 具有较高选择性的双氧水和碱的混合溶液, 这种刻蚀液对金属钼 (Mo) 和 IZO 的

刻蚀选择比可以高达 4×10^4 , 因此它几乎不会对 IZO 有源层造成损伤. 同时, 由于双氧水有较强的氧化性, 所以还可以起到减少氧空位的作用, 使 TFT 器件由常开型转为常关型 (开启电压大于等于 0 V). 后来, 文献^[88, 89] 又采用在氧化物半导体层上面增加碳纳米粒子的方法实现了 BCE 结构的氧化物 TFT, 这种方法可以使用传统的刻蚀液刻蚀源漏电极层, 能够减少刻蚀残留和消除源漏电极边缘的氧化现象, 并且所制备的 TFT 器件在不同温度下显示出良好的稳定性, 如图 11 所示.

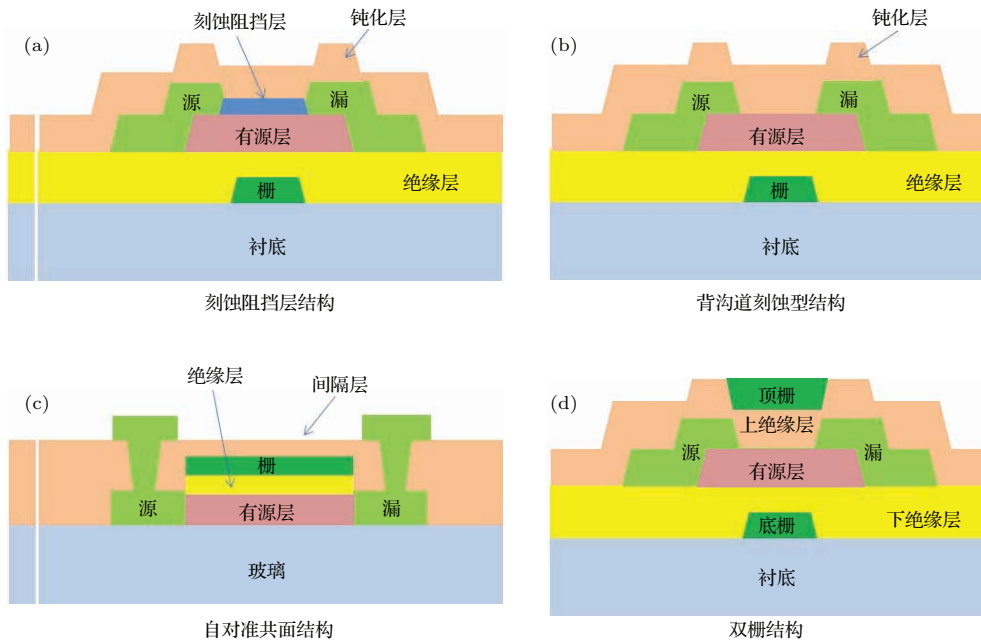


图 10 (网刊彩色) 氧化物 TFT 的器件结构 (a) ESL 结构; (b) BCE 结构; (c) 自对准共面结构; (d) 双栅结构
 Fig. 10. (color online) Device structures of oxide TFT: (a) Etch-stopper Layer structure; (b) back-channel etched structure; (c) self-aligned coplanar structure; (d) double-gate structure.

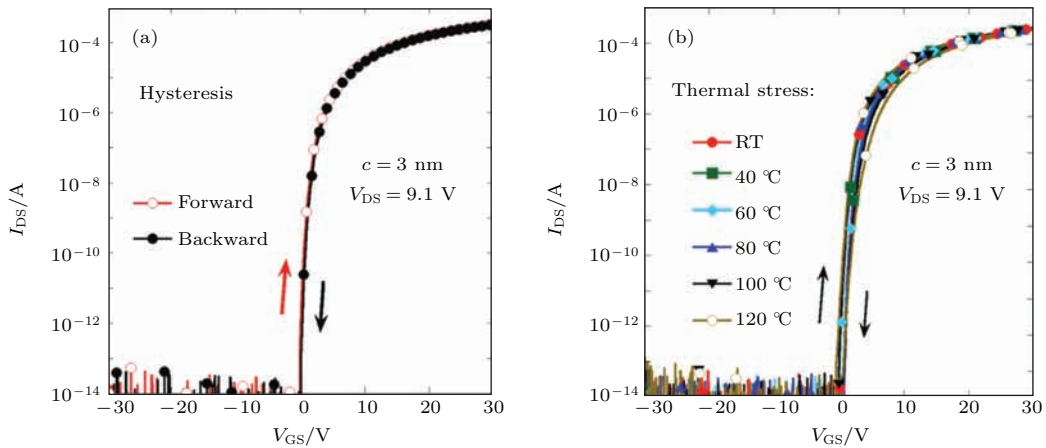


图 11 (网刊彩色) 采用增加碳纳米粒子的方法实现的 BCE 结构的氧化物 TFT 的 (a) 正扫和回扫的转移特性曲线, (b) 在不同温度下的转移特性曲线^[88]
 Fig. 11. (color online) Transfer curves of the IZO-TFTs with 3 nm-thick C barrier layer obtained from reliability testing for (a) hysteresis and (b) thermal stress^[88].

3.1.3 自对准共面 (self-aligned coplanar, SAC) 结构

SAC是一种顶栅结构,如图10(c)所示.它在TFT中因具有一些特殊的优点而广受关注.众所周知,在底栅结构中,TFT的源漏电极与栅极之间必然会有一些的交叠,从而产生寄生电容.当TFT器件“开”,“关”转换时,会在像素上产生一个瞬间压降,造成画面闪烁或产生线残像,称为“反冲效应”.SAC利用栅极作掩膜(自对准),对有源层的源漏区域做掺杂处理,形成高导区域.这样,源漏区域和栅极就没有交叠,理论上不会有寄生电容的存在.

SAC结构还有一些其他的优点,例如,可以选择一些特殊的衬底,采用外延法制备氧化物半导体有源层,获得高迁移率器件;上层的栅电极和栅绝缘层可以保护沟道层,无需增加刻蚀阻挡层.

除了上面提到的几种传统的氧化物TFT结构外,还有一些其他的特殊结构,如双栅极结构,如图10(d)所示.在这种结构中,额外的栅电极能够有效控制半导体层体内垂直方向上的一大部分载流子.Lim等^[90]获得了迁移率比单栅极TFTs高两倍,亚阈值摆幅比单栅极TFTs约低一半的双栅极TFTs.而且,双栅极TFTs被报导具有优秀的器件稳定性^[91].双栅极结构器件的主要缺点是增加了制造成本.

3.2 氧化物TFT的制备

氧化物TFT的制备过程包括栅电极、栅绝缘层、氧化物半导体、刻蚀阻挡层、源/漏电极等的制备.这些层中除了半导体有源层外其制作流程与a-Si类似.与a-Si薄膜采用PECVD法制备不同的是,氧化物半导体薄膜通常采用溅射、PLD或溶液旋涂法制备.由于氧化物半导体的组成相比Si更为复杂,其薄膜的沉积条件更加难控制.例如,大家最为广泛研究的半导体IGZO,是由In, Ga, Zn和O四种元素组成.其中任何一种组分的偏差都会影响到IGZO薄膜完美的化学计量比,继而影响器件的性能.

氧含量是影响TFT性能的关键因素,因为氧含量决定了氧空位的数量,进而决定了载流子的浓度、氧空位缺陷态密度(影响到迁移率和稳定性).通过优化控制氧含量,不仅可以获得高的电

开关比(10^9),而且还可以获得较高的电子迁移率($46\text{ cm}^2\cdot\text{V}^{-1}\cdot\text{s}^{-1}$)^[92],主要原因是能够有效减少氧空位缺陷和界面缺陷.此外,在光照条件下不希望有的亚阈光电流,可以通过优化沉积过程中的溅射功率和 O_2/Ar 气流比来降低^[93],这主要是因为溅射功率过高会有较强的离子轰击造成较多的空位、间隙、断键等缺陷,而溅射功率较低又会影响到薄膜的致密性和界面的接触.Park等^[94]用 N_2O 等离子处理的办法来减少氧空位和控制自由载流子,因为 N_2O 具有相对较强的氧化性.最近,发现可以通过氮掺杂(溅射的过程中引入含氮的气体)来增强器件稳定性^[95],因为掺氮时,氮能够填充部分的氧空位,甚至可以将价带顶(VBM)拉高至氧空位缺陷能级之上,大大减小氧空位缺陷对TFT器件稳定性的影响.

合适的后续退火可以提高器件的迁移率和改善器件的稳定性.Barquinh等^[96]研究氧气氛退火(改变退火温度范围最高达 $500\text{ }^\circ\text{C}$)对射频磁控溅射IZO-TFT的影响,发现在 $250\text{ }^\circ\text{C}$ 具有较好的综合性能,认为这是IZO/ATO界面改善的缘故.Hosono等^[97]发现,PLD制备的a-IGZO-TFT在 $300\text{ }^\circ\text{C}$ 以上退火,带尾态密度($210\text{--}317\text{ eV}$)显著减小,同时TFT的迁移率明显增加,该温度比退火结晶温度($500\text{ }^\circ\text{C}$)低得多,X射线吸收精细结构光谱(EXAFS)结果表明金属阳离子的配位数和阳离子-氧键长没有明显变化,说明退火过程未发生薄膜结构的松弛.这样,退火过程不但未发生薄膜结构的松弛,不会影响到离子轨道的交叠程度,而且减小了带尾态密度,降低了载流子的散射概率,因此迁移率得到提高.Suresh等^[98]对PLD制备的 $\text{InGaO}_3(\text{ZnO})_5$ 在低温下氧气氛中退火可使薄膜的电导率降低4个数量级,但Hall迁移率的变化不大,说明在氧气氛下退火可以有效减少载流子浓度.Chiang等^[99]对IGZO TFT在有源层溅射沉积之后,在 $200\text{--}800\text{ }^\circ\text{C}$ 之间及 N_2 或空气中进行后续退火,在 $500\text{ }^\circ\text{C}$ 以下,场效应迁移率随退火温度的增加而增加,最大达约 $16\text{ cm}^2\cdot\text{V}^{-1}\cdot\text{s}^{-1}$,其原因是退火改善了半导体/绝缘层界面,在界面处发生原子重排、化学键的有序性增强;但当退火温度高于 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 时,随着温度的增加迁移率减小,其原因可能与有源层的晶化和分相有关;对于 V_{on} (开启电压,是指在源漏电流对应于栅极电压的对数坐标曲线中,源漏电流开始单向增大时的栅极电压的值),

在 400 °C 以下退火, V_{on} 随退火温度增加而减小且为负值, 高于 400 °C 退火, V_{on} 值在 0—10 V 之间; 在 400 °C 以上退火, 温度对 TFT 的 I - V 特性的影响起主要作用, 这时有源层沉积参数如氧气含量和功率的影响甚微.

除了上述介绍的方法以外, 氧化物 TFT 还可以通过溶液法制备^[100-102]. 相比于真空制备技术, 溶液法具有成本低、化学成分易于调控等优点. 溶胶-凝胶法是溶液法制备氧化物半导体薄膜的最常见的方法, 它采用氧化物前驱体溶液制备氧化物前驱体薄膜, 再加热退火使前驱体分解形成氧化物薄膜. 然而这种方法通常需要较高的退火温度才能将前驱体完全分解, 这与现有的 TFT 工艺不兼容, 更与大部分柔性衬底不兼容. 此外, 溶胶-凝胶法不可避免地有较多的碳残留以及引入其他的杂质, 这就造成了器件性能(迁移率和稳定性)的退化. 虽然近年在提高迁移率、降低工艺温度方面取得了很大的进展, 但是在器件稳定性方面始终与真空制备的相比有很大的差距. 因此, 解决溶液法氧化物 TFT 的稳定性问题是实现其应用的关键.

3.2.1 氧化物 TFT 的稳定性

在平板显示特别是 AMOLED 显示中, TFT 的长期稳定性是最重要的问题, 因为 TFT 工作时不可避免地经历正负栅偏压. 而且, TFT 将不可避免地经受背光源、像素光或环境光的照射. 因此, 高稳定性 TFT 器件应该在各种条件如栅偏压应力, 光照以及热、湿度等条件下被证实.

3.2.2 氧化物 TFT 的偏压稳定性

在 AMOLED 显示像素驱动中, 至少要包括两个 TFT 管, 分别称作选址管和驱动管, 如图 12 所示. 选址管起选址的开关作用, 驱动管起控制流经 OLED 电流的大小. 由于氧化物 TFT 大多只显示 n 沟道特征, 所以其在正栅压时呈开启状态, 负栅压时呈关闭状态(当氧化物半导体载流子浓度较大时, 会出现常开的状态, 即需要一个负栅压才能将其完全关断). 在每个扫描周期中选址管只打开一次, 其余时间都处于关闭状态, 因此选址管在负栅偏应力(negative bias stress, NBS)下的稳定性则显得极为重要了; 驱动管的源极是与 OLED 直接相连的, 只要 OLED 发光, 就要有一定大小的电流流经驱动管的源漏电极, 因此驱动管基本处于开启状态, 其在

正栅压应力(positive bias stress, PBS)下的稳定性则显得较为重要. 氧化物 TFT 在栅压应力下将表现出阈值电压(V_{th})漂移现象. 研究表明, 驱动管的 V_{th} 漂移 0.1 V 可导致 OLED 发光亮度改变 20%. 因此, 相比于 LCD, AMOLED 对 TFT 的稳定性提出了更高的要求.

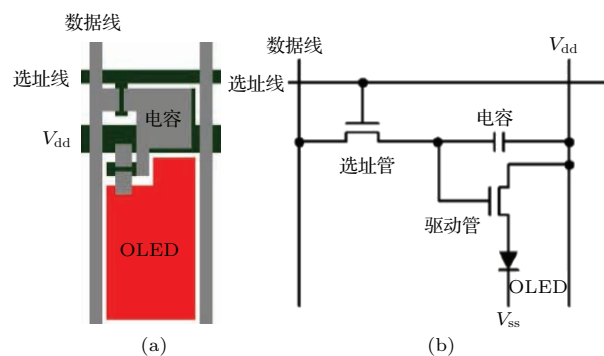


图 12 (a) AMOLED 的最简单像素设计; (b) 像素的等效电路图

Fig. 12. (a) Easiest pixel design for AMOLEDs; (b) the corresponding circuit diagram of pixels in (a).

Cross 和 de Souza^[103]研究了溅射的 ZnO 作为沟道层的 TFT 在栅偏压力下的稳定性. 他们发现 PBS 导致 V_{th} 正向漂移, 但亚阈值摆幅(subthreshold swing, SS)没有变化. 通常认为这种不稳定性是由于负电荷被俘获在有源层/栅绝缘层界面处或者负电荷注入到栅绝缘层体内引起的, 这两种模型的区别在于负电荷注入到栅绝缘层体内需要更大的解离势垒, 因此负电荷俘获相对更容易发生. 电荷俘获模型可以用下面的拉伸-指数方程(stretched-exponential equation)进行描述^[104]:

$$\Delta V_{th} = \Delta V_{th0} \left\{ 1 - \exp \left[- \left(\frac{t}{\tau} \right)^\beta \right] \right\}, \quad (1)$$

这里 ΔV_{th0} 是无限时间范围的 ΔV_{th} , t 是应力时间, τ 松弛时间常数, β 是拉伸-指数型指数. IGZO-TFT 的松弛时间常数 τ 约为 10^4 s.

PBS 下氧化物 TFT 的不稳定性主要源于器件制备造成的缺陷, 也包括氧化物半导体材料的本征缺陷, 如氧空位、表面态、焦耳-热效应等. 随着器件制备水平的不断提高, 目前氧化物 TFT 在 PBS 稳定性基本可以控制在实际应用中可以接受的水平.

通常, 由于大多数氧化物半导体是 n 型的, 在 NBS 下几乎没有载流子产生. 因此, NBS(没有光照)的稳定性通常要比 PBS 的更好.

3.2.3 光辐照对氧化物 TFT 性能的影响

因为 TFT 不可避免地受到光的照射 (这些光来自环境光、LCD 面板的背光源或 AMOLED 产生的自发光), 为了将它们应用于实际显示器中, 氧化物 TFT 的光敏感性应该被降到最低. 理论上, 氧化物 TFT 由于其宽带隙 (对可见光透明) 在光照条件下应该是稳定的. 然而事实上, 氧化物 TFT 在可见光光照条件下稳定性特别是负栅压光照应力 (negative bias illumination stress, NBIS) 下的稳定性依然不足. Shin 等 [105] 报道了 ZnO-TFT 在可见光光照情况下器件的偏压稳定性. 在 PBS, NBS 以及正偏压光照应力 (positive bias illumination stress,

PBIS) 情况下, 如图 13 所示, 转移曲线几乎没有变化, 而在 NBIS 条件下, 阈值电压表现出很大的负向漂移. 大量的实验表明, NBIS 不稳定性几乎是氧化物 TFT 的通病. 因此, 研究氧化物 TFT 在 NBIS 条件下的不稳定性成为最近几年的热门课题. 归纳起来, 氧化物 TFT 在 NBIS 条件下的不稳定性机理包括如下几种解释: 1) 光生空穴的俘获, 2) 氧空位的电离或迁移, 3) 亚稳态的过氧化离子 O_2^- 的形成, 4) 与不可控的氢掺杂有关, 5) 背沟道的水氧吸附-解吸作用. 在实际中, NBIS 的不稳定性往往是多种机理共同作用的结果. 图 13 给出在正、负栅偏压下有光照下的转移特性曲线之比较.

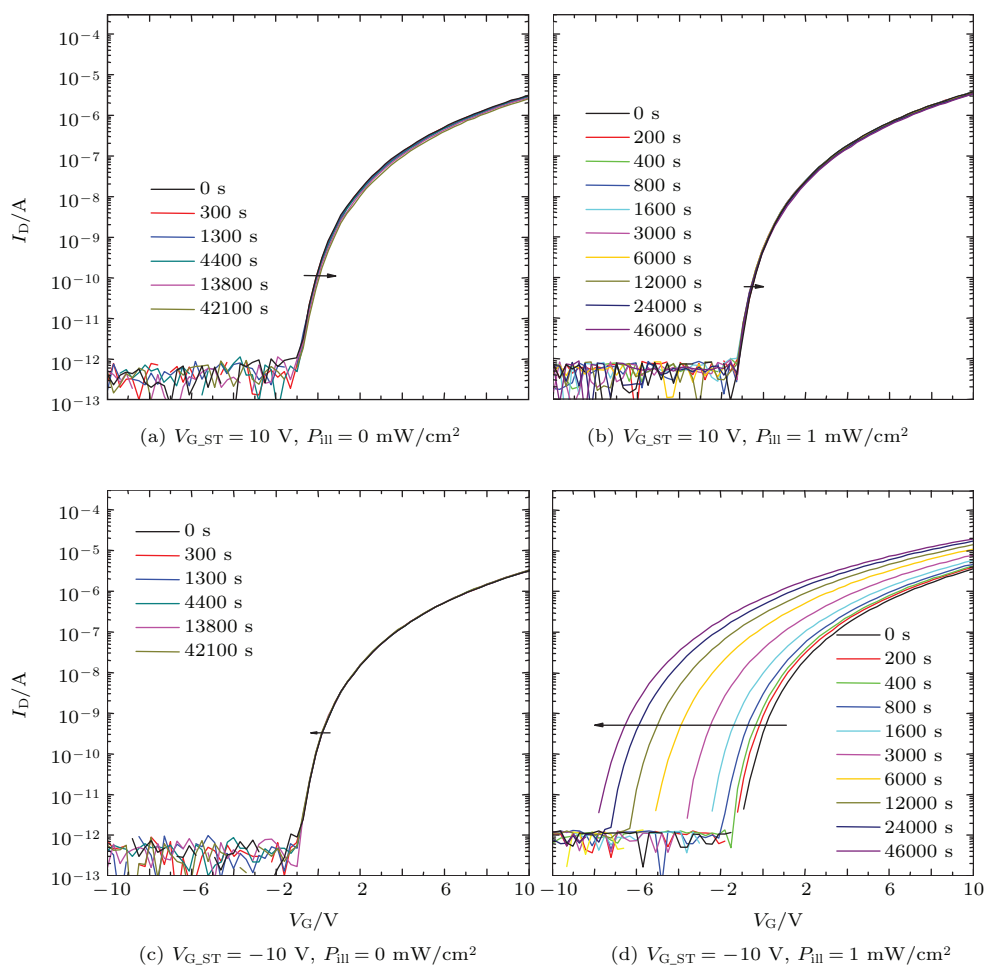


图 13 (网刊彩色) (a) 没有光照和 (b) 有光照的 PBS 稳定性; (c) 没有光照和 (d) 有光照的 NBS 稳定性 [105]

Fig. 13. (color online) The PBS stability of TFTs without (a) and with (b) light illumination; the NBS stability of TFTs without (c) and with (d) light illumination [105].

光生空穴的俘获模型的出发点是: 光照作用产生了光生电子-空穴对. 这时如果栅极同时加 PBIS, 会在有源层/栅绝缘层界面处产生大量电子而屏蔽了电场, 从而减弱了半导体有源层上的感生电场, 这样光生电子-空穴对就不会移动; 当应

力撤销后电子会马上复合 (如图 14 (a) 和图 14 (c) 所示), 因此 TFT 器件在 PBIS 条件下的 V_{th} 漂移现象不明显; 如果栅极同时加 NBIS, 由于氧化物半导体是 n 型导电的, 所以在栅极加负偏压时半导体有源层处于耗尽状态, 这时半导体有源层的上下

表面之间会产生压降, 造成空穴往有源层/栅绝缘层界面移动, 而电子往相反方向移动, 空穴移动到有源层/栅绝缘层界面处会被俘获或者会进入栅

绝缘层体内, 这样当应力撤销之后电子无法与空穴复合 (如图 14 (b) 和图 14 (d) 所示), 从而造成 V_{th} 负漂 [106].

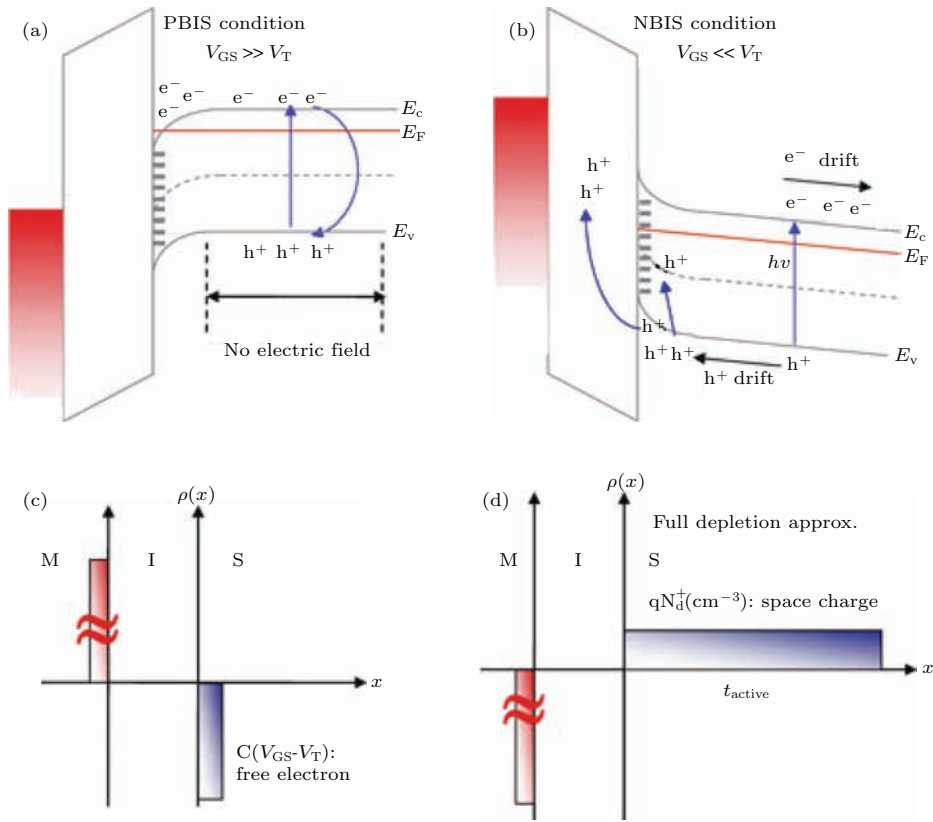


图 14 基于光生空穴-电子对理论的 (a) PBIS 和 (b) NBIS 的能带结构图; 相应的 (c) PBIS 和 (d) NBIS 的电荷分布图 [106]

Fig. 14. Energy band structure of PBIS (a) and NBIS (b) based on photogenerated holes-electron theory [106], and charge distribution of PBLIS (c) and NBIS (d).

众所周知, 要在半导体内产生电子-空穴对需要满足光子能量大于半导体的禁带宽度的条件 ($h\nu \geq E_g$). 然而, 实验表明氧化物 TFT 在能量小于禁带宽度的可见光 ($h\nu < E_g$) 的照射下依然出现了严重的 V_{th} 漂移现象, 如图 13 所示 (图中用于 NBIS 的光源是波长约为 540 nm 的绿光). 毫无疑问, 这与氧化物半导体内的带间缺陷态密度有关. Chowdhury 等 [107] 的研究发现, 钝化的 Hf-In-ZnO (HIZO) TFT 在负偏压光照压力下 V_{th} 持续负漂, 并且需要很长的时间才能恢复. 他们认为氧空位的离子化是持续光导产生的原因. 光生空穴载流子被局域在氧空位处, 其能量在 HIZO 价带顶以上 2.3 eV 处, 氧空位在光照条件下变成了单电离的 V_O^+ 或双电离的 V_O^{2+} , 这反过来贡献了与持续光导性有关的自由电子. 因此, 通过减少沟道内以

及界面处的氧空位浓度有望能提高氧化物 TFT 的光照稳定性. Oh 等 [108,109] 也研究了 IGZO-TFT 在 NBIS 下的不稳定性机理, 他们也认为在 NBIS 条件下产生了 V_O^{2+} , V_O^{2+} 可作为深能级的空穴陷阱从而提供自由电子, 造成阈值电压的负漂. 图 15 给出了氧空位在不同价态下的弛豫模型, 可以看出在中性氧空位 (V_O) 附近的四个相邻的 Zn 离子收缩了 12%, 而带两个正电荷的氧空位 (V_O^{2+}) 附近的四个相邻的 Zn 离子膨胀了 23%. 它们的形成能与费米能级 (E_F) 的关系如图 15 (d) 所示 [110], 可以看出, 当 E_F 靠近导带时, V_O 的形成能较低; 而当 E_F 靠近价带时, V_O^{2+} 的形成能较低. 值得注意的是, 带一个正电荷的氧空位 (V_O^+) 是不稳定的, 因为它是一个负的库仑能 (Coulomb energy, U) 中心. 理论计算发现, V_O 态处于价带顶上方约 1.1 eV 处 [111], 态

密度较大; 而 V_O^{2+} 态处于导带下方约 0.2—0.3 eV 处, 态密度较小, 如图 16 (a) 所示. 由于氧化物半导体通常是 n 型的, 在正常的状态下, E_F 靠近导带, V_O 占据主导; 当栅极加 NBS 时, 有源层/栅绝缘层界面的能带上翘, 造成 E_F 向价带靠近, 有利于形成 V_O^{2+} . 这时如果再加 NBIS, 就会有更多的 V_O 失去两个电子转化为 V_O^{2+} , 如图 16 (b) 所示. 这样, 导带上的电子浓度就增加了, 当 NBIS 撤除之后, 由于 V_O^{2+} 获得电子回到 V_O 依然需要克服 0.2—0.3 eV 的势垒, 所以这些新增的电子载流子不会很快被俘获, 造成 V_{th} 负漂.

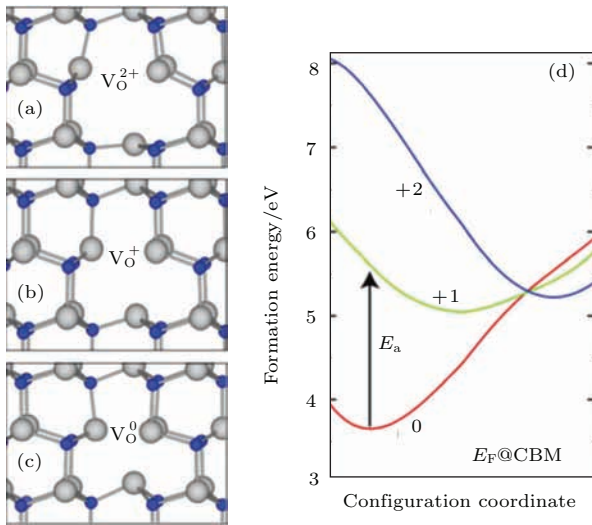
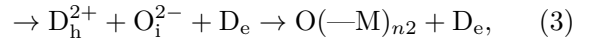
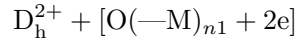
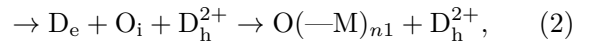
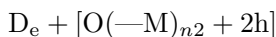


图 15 (网刊彩色)(a) 带两个正电荷, (b) 带一个正电荷以及 (c) 中性的氧空位周围的原子弛豫模型; (d) 相应的各种氧空位的形成能, 图中“0”表示 V_O , “+1”表示 V_O^+ , “+2”表示 V_O^{2+} [110]

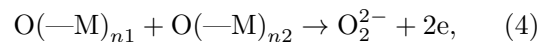
Fig. 15. (color online) Atomic relaxation models around (a) V_O , (b) V_O^+ , and (c) V_O^{2+} ; (d) the corresponding formation energy of different kinds of oxygen vacancies [110].

随着研究的不断深入, 人们发现难以从理论上合理地解释为什么 NBIS 的恢复需要很长的时间, 也就是说为什么 V_O^{2+} 是处于一种亚稳态. 如果按照前面提到的理论, V_O^{2+} 获得电子回到 V_O 依然需要克服 0.2—0.3 eV 的势垒, 那么 NBIS 撤销之后, V_{th} 过一段时间又会回到原始的位置. 然而, 实际上 NBIS 撤销数天后也难以完全回复到原始位置, 这说明 V_O^{2+} 是处于一种亚稳态. 最近, 在氧空位理论的基础上进一步衍生出另一种模型——氧空位的迁移模型 [111]. 该模型认为, 氧空位缺陷是可以移动的, 并可通过氧间隙 (O_i) 这个势垒态实现 D_e (V_O) 和 D_h^{2+} (V_O^{2+}) 态之间的转换:



其中 $O(-M)_n$ 为邻近氧空位的配位数为 n 的氧原子. 在 (2) 式中, 1 个与 V_O 邻近的晶格氧原子 $[O(-M)_{n2}]$ 与 2 个空穴作用可以生成 1 个 O_i 和 1 个 V_O^{2+} , 然后 O_i 迁移至 V_O 处填补了原来的空位, 而在原来的 $O(-M)_{n1}$ 处形成 V_O^{2+} , 这样就相当于 V_O 通过 O_i 中间相迁移至邻近的位置形成 V_O^{2+} (如图 17 (a) 所示). 在公式 (3) 中, 1 个与 V_O^{2+} 邻近的晶格氧原子 $[O(-M)_{n1}]$ 与 2 个电子作用可以生成 1 个 O_i^{2-} 和 1 个 V_O , 然后 O_i^{2-} 迁移至 V_O^{2+} 处填补了原来的空位, 而在原来的 $O(-M)_{n2}$ 处形成 V_O , 这样就相当于 V_O^{2+} 通过 O_i^{2-} 中间相迁移至邻近的位置形成 V_O (如图 17 (b) 所示). 如此一来, 在没有光照的 PBS 条件下, 由于有源层上有大量的电子积累, 所以 (3) 式的反应容易发生, 而 (2) 式的反应被抑制 (因为几乎没有空穴), 这样俘获电子就造成 V_{th} 正漂; 而在没有光照的 NBS 条件下, 由于有源层上的电子被耗尽, 同时又无法反型形成空穴载流子, 所以 (2) 式和 (3) 式的反应都被抑制, 这样 V_{th} 漂移就不明显; 只有在 NBIS 条件下, 由于能够产生空穴, 同时电子又被耗尽, 使 (2) 式的反应容易发生, 而 (3) 式的反应被抑制, 这样当 NBIS 撤销后由于电子无法与空穴复合而使 V_{th} 负漂. 而 NBIS 的恢复需要越过 O_i 这个中间相势垒 (对 IGZO 来说, 这个中间相势垒高度高达 0.65—0.75 eV), 所以需要较长的时间恢复. 因此, 氧空位迁移模型能够较好地解释氧化物 TFT 的大部分不稳定现象.

上述的氧空位模型能够解释大部分的氧化物 TFT 的不稳定现象, 但是它在解释一些特殊的现象时又遇到了困难. 例如, Jang 等 [112] 发现, 有源层/栅绝缘层界面的空穴浓度越小, IGZO-TFT 的 NBIS 稳定性反而越差, 如图 18 所示, 这与氧空位理论是相对立的. 他们采用了过氧根 (O_2^{2-}) 缺陷来解释这种现象. 他们认为提高溅射功率会增加施主型价带尾态 (g_{TD}) 的缺陷态密度, 而 g_{TD} 不会通过氧空位的形式转化为浅施主能级 (g_{SD}) 而是会形成 O_2^{2-} 缺陷, 亦即



生成的 O_2^{2-} 处于亚稳态 [113], 当光照撤除后, 需要较长时间才能恢复.

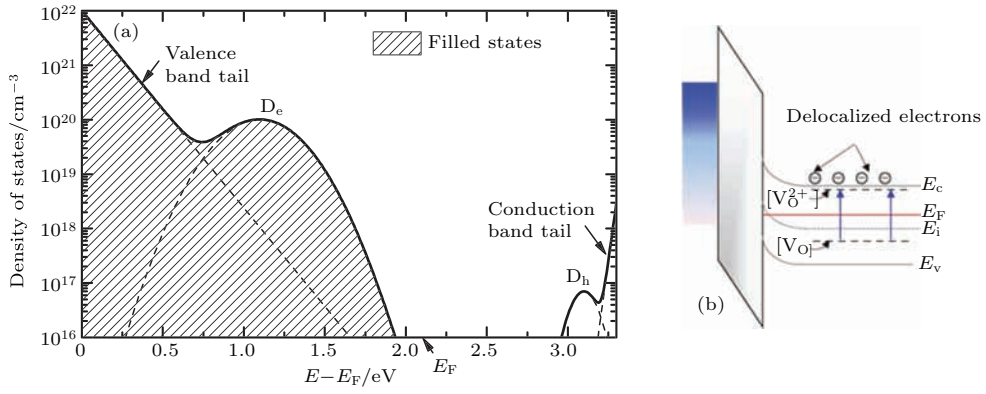


图 16 (网刊彩色) (a) IGZO 中 V_O (D_e) 和 V_O^{2+} (D_h) 的态密度及位置; (b) 相应的 IGZO 中的 V_O 和 V_O^{2+} 的能带图
Fig. 16. (color online) (a) The density of states of V_O (D_e) and V_O^{2+} (D_h) in IGZO; (b) energy band diagram of V_O and V_O^{2+} in IGZO.

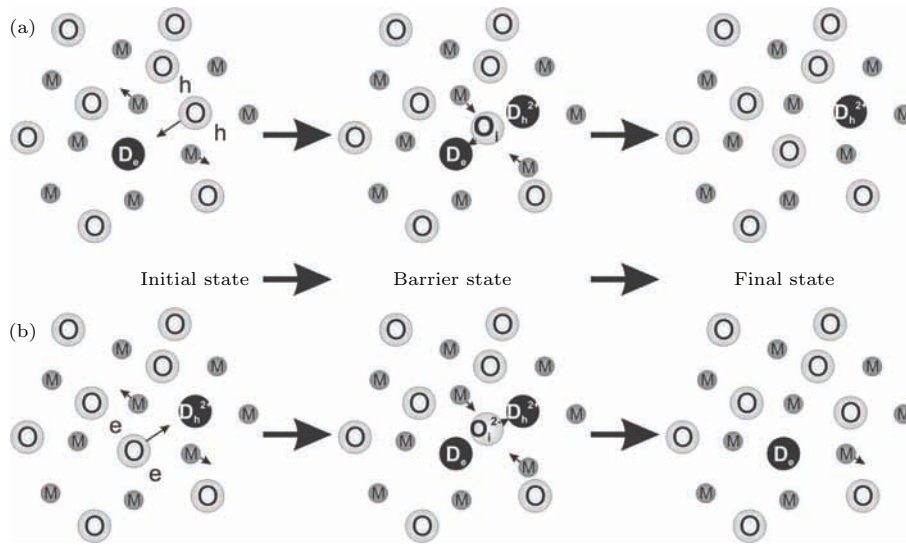


图 17 (网刊彩色) (a) (2) 式和 (b) (3) 式对应的氧空位的迁移示意图 [111]

Fig. 17. (color online) Schematic diagram of oxygen vacancy migration for formula (2) and (3) [111].

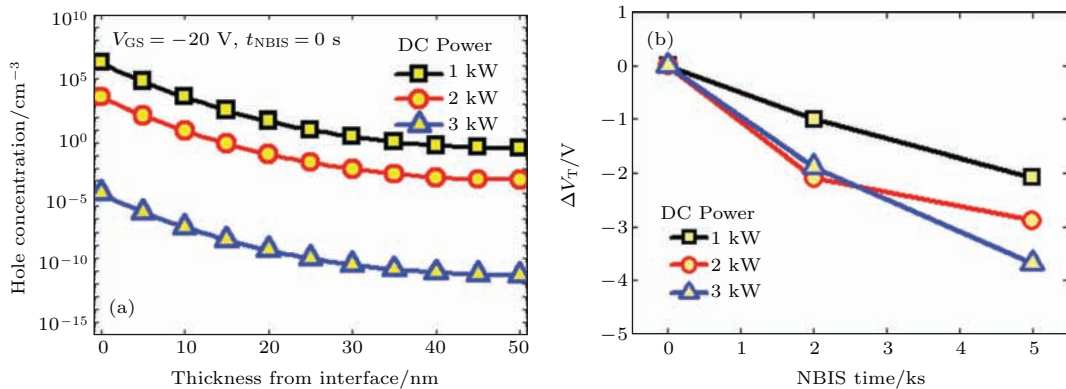
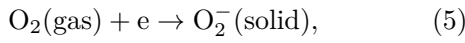


图 18 (网刊彩色) (a) IGZO 的空穴浓度与溅射功率的关系; (b) IGZO-TFT 的 NBIS 稳定性与溅射功率的关系 [112]
Fig. 18. (color online) (a) The relationship between hole concentration of IGZO and sputtering power; (b) the relationship between NBIS stability of IGZO-TFT and sputtering power [112].

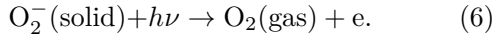
除了与氧有关的缺陷外, 氢杂质也是影响氧化物 TFT 的稳定性一个不可忽视的因素 [114]. 氢

对氧化物 TFT 的稳定性的影响也得到了一些实验的证实 [115,116].

此外, 背沟道的水氧的吸附-解吸现象也是氧化物 TFT 不稳定性的一个原因 [117,118]. 当氧化物 TFT 的背沟道暴露在空气中时, 空气中的氧会吸附在背沟道上(如图 19(a)所示):



而在光照的条件下, 吸附的氧又会解吸附:



这样, 当氧被吸附时会俘获电子, V_{th} 正漂; 而当氧

解吸时, 会释放电子, V_{th} 负漂. 空气中的水气与氧化物 TFT 的作用较为复杂, 它既能作为施主, 又可作为受主 [119,120]. 虽然水气对氧化物 TFT 稳定性的影响是非常大的, 但水与氧化物半导体的具体反应机理依然不是很清楚, 可能是与氧空位共同作用的影响(如图 19(b)所示):

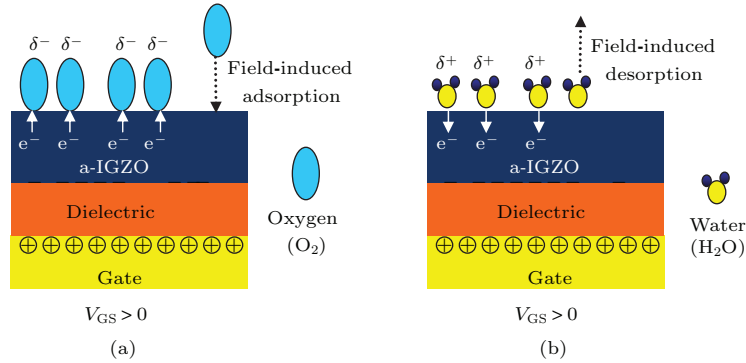
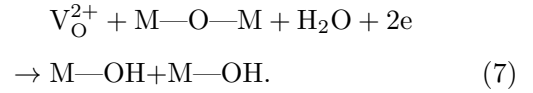


图 19 (网刊彩色) IGZO 背沟道与 (a) 氧和 (b) 水的吸附反应 [117]

Fig. 19. (color online) IGZO back channel adsorption reaction with oxygen (a) and water (b) [117].

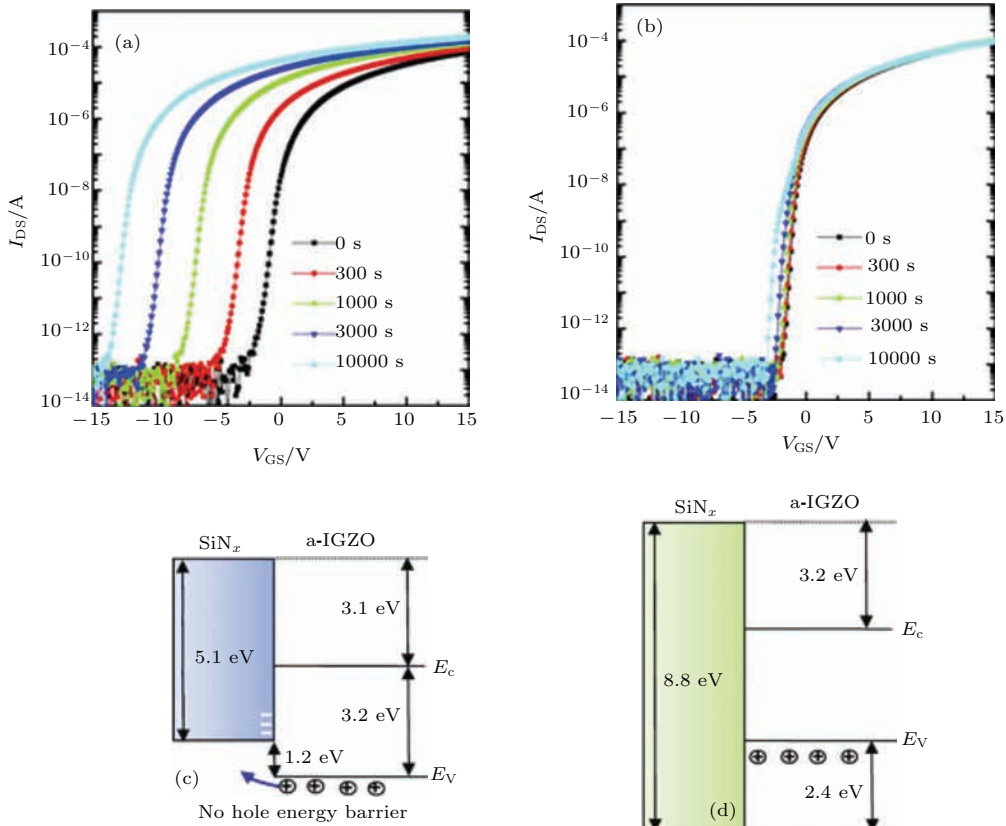


图 20 (网刊彩色) 基于 (a) SiN_x 和 (b) SiO_2 的 IGZO-TFT 的 NBIS 稳定性; 基于 (c) IGZO/ SiN_x 和 (d) IGZO/ SiO_2 的能带结构图 [121]

Fig. 20. (color online) The NBIS stability of IGZO-TFT based on SiN_x (a) and SiO_2 (b); band structure diagram based on IGZO/ SiN_x (c) and IGZO/ SiO_2 (d) [121].

当然, TFT 器件的结构和制备方法对器件的 NBIS 稳定性也有很大的影响. 除了需要有适合的钝化层或刻蚀阻挡层来阻隔空气外, 栅绝缘层与有源层的能带势垒也起着重要的作用. 例如, 采用 SiN_x 作栅绝缘层的 IGZO-TFT 的 NBIS 稳定性要比采用 SiO_2 的差很多 [121], 其中一个原因是 SiN_x 的带隙较窄, 其价带与 IGZO 的价带之间的势垒较低 (如图 20 所示), 空穴容易越过此势垒进入到绝缘层而造成 V_{th} 漂移. 因此提高氧化物 TFT 的 NBIS 稳定性要求栅绝缘层的带隙尽可能宽.

提高 NBIS 稳定性可以通过高压退火 [122]、长时间退火 [123]、臭氧处理 [124]、掺入宽带隙氧化物或增加缓冲层 [125] 来改善. 但目前, NBIS 稳定性依然是氧化物 TFT 在稳定性方面的最大挑战. 在工业应用上通常采用增加遮光层或通过像素电路补偿的方法来改善氧化物 TFT 的 NBIS 稳定性, 然而这是以牺牲成本或牺牲开口率为代价的. 因此, 找出 NBIS 不稳定性的根源, 对于从根本上解决氧化物 TFT 的 NBIS 不稳定性问题具有重要的意义.

3.2.4 温度对氧化物 TFT 的影响

氧化物 TFT 在实际工作时会受到环境温度、

器件发热等因素的影响, 所以真实的稳定性应该是在一定的温度下测试的, 一般设定为 60—100 °C, 由于温度升高时缺陷态具有更高的活性, 这导致了更为严重的阈值电压漂移. 研究表明, 通过在氧化物半导体中掺入 N 可以改善负偏压加热应力 (NBTS) 的稳定性 [95].

4 氧化物 TFT 的应用

氧化物 TFT 的应用主要集中于显示领域, 包括大面积高清 AMLCD、电子纸、AMOLED、透明显示、柔性显示等. 氧化物 TFT 在显示领域最早应用出现在 2005 年, 杜邦印刷公司首次报道基于氧化物 TFT 的黑白电子纸. 紧接着, LGE 于 2006 年报道了第一台基于氧化物 TFT 的 AMOLED 显示器. 从 2008 年开始, 基于氧化物 TFT 的 LCD 或 AMOLED 显示开始向大面积、高清方向发展, 记录不断被刷新. 国内的京东方和华星光电也于近一两年在 SID 会议上陆续展出了基于氧化物 TFT 的大面积显示样机. 继 LG 和夏普之后, 京东方已经于 2013 年在重庆开工建设基于氧化物 TFT 的 8.5 代生产线.



图 21 近年来世界柔性 AMOLED 显示屏主要研究成果

Fig. 21. The flexible AMOLED demos in recent years.

在小尺寸 AMLCD 或 AMOLED 显示领域, 氧化物 TFT 受到了传统的 LTPS-TFT 的挑战, 因为小面积的激光晶化技术已经十分成熟. 但在大尺寸的显示领域, 氧化物 TFT 则展现出其独特的魅力, 因为其无需晶化工艺, 不会受到晶化设备的限制. 除此之外, 氧化物 TFT 因为其工艺温度

低, 在柔性显示领域也展现出其独特的魅力. 如今, 基于氧化物 TFT 的曲面电视已经面世. 而在可卷曲的柔性显示方面, 这几年也有很大的突破. 国际上对于柔性 AMOLED 的研究取得突破性进展, 陆续有多家科研机构和公司对自己在柔性 AMOLED 方面的科研成果进行了报道和

展示. 比如, 2010年, SMD公司采用IGZO作为TFT有源材料, 以PI为衬底, 开发出一款6.5 in 柔性全彩色AMOLED显示屏(图21(a)), 分辨率 $160 \times \text{RGB} \times 272$, 85 ppi, 开口率为53%, 厚度小于0.1 mm. 同年, LG公司也展示了其采用超薄不锈钢衬底制备的4.3 in 柔性AMOLED显示屏(图21(b)), 分辨率达到 $480 \times \text{RGB} \times 320$, 134 ppi, 厚度小于0.25 mm. 2011年, 日本的NHK放送技术研究所展出了5 in、分辨率为 324×240 的柔性AMOLED显示屏(图21(c)), 该柔性AMOLED显示屏的背板采用了PEN+IGZO的组合. 2012年, 日本的东芝公司也开发出一款采用IGZO-TFT技术的柔性AMOLED显示屏(图21(d)), 显示尺寸达到了11.7 in, 分辨率为 $960 \times \text{RGB} \times 540$. 特别是韩国的三星公司在2013年的美国CES展会上展出了其世界上首款采用柔性AMOLED(称为“Youm”)显示屏的概念性手机(图21(e)). 在2015年的SID会议上华南理工大学和广州新视界光电科技有限公司联合展出了超薄的基于氧化物TFT的柔性AMOLED显示, 厚度仅为0.01 mm, 是普通A4纸的1/7, 如图21(f)所示.

5 结 论

氧化物TFT由于其迁移率高、电学均一性好、与一些塑料柔性衬底兼容, 越来越受到研究人员的青睐. 与此同时, 氧化物TFT的工艺所需温度低、无需晶化工艺(成本低)、对可见光透明并且能够应用于大尺寸的显示领域等诸多优点, 也使其有望成为一种极具研究潜力的TFT有源层材料.

虽然目前氧化物TFT性能相比传统材料得到了很大的优化, 但是很多机理却不能得到统一的共识. 氧化物TFT在偏压、光辐照、温度等条件的长期稳定性问题也需要得到进一步的优化. 目前, NBIS稳定性依然是氧化物TFT在稳定性方面的最大挑战, 例如通过增加遮光层或通过像素电路补偿的方法来改善氧化物TFT的NBIS稳定性的方法是以牺牲成本或牺牲开口率为代价的. 因此, 找出NBIS不稳定性的根源, 这也是未来从根本上解决氧化物TFT的NBIS不稳定性问题的研究方向.

参考文献

- [1] Nomura K, Ohta H, Takagi A, Kamiya T, Hirano M, Hosono H 2004 *Nature* **432** 488
- [2] Zhang L R, Ma X X, Wang C F, Li G M, Xia X H, Luo D X, Wu W J, Xu M, Wang L, Peng J B 2016 *Acta Phys. Sin.* **65** 028501 (in Chinese) [张立荣, 马雪雪, 王春卓, 李冠明, 夏兴衡, 罗东向, 吴为敬, 徐苗, 王磊, 彭俊彪 2016 物理学报 **65** 028501]
- [3] Liu Y, Wu W J, Li B, En Y F, Wang L, Liu Y R 2014 *Acta Phys. Sin.* **63** 098503 (in Chinese) [刘远, 吴为敬, 李斌, 恩云飞, 王磊, 刘玉荣 2014 物理学报 **63** 098503]
- [4] Klasens H A, Koelmans H 1964 *Solid-State Electron.* **7** 701
- [5] Hoffman R L, Norris B J, Wager J F 2003 *Appl. Phys. Lett.* **82** 733
- [6] Nomura K, Ohta H, Ueda K, Kamiya T, Hirano M, Hosono H 2003 *Science* **300** 1269
- [7] Faber H, Burkhardt M, Jedaa A, Kälblein D, Klauk H, Halik M 2009 *Adv. Mater.* **21** 3099
- [8] Sun B, Sirringhaus H 2005 *Nano Lett.* **5** 2408
- [9] Norris B J, Anderson J, Wager J F, Keszler D A 2003 *J. phys. D: Appl. Phys.* **36** L105
- [10] Ong B S, Li C, Li Y, Wu Y, Loutfy R 2007 *JACS.* **129** 2750
- [11] Li C S, Li Y N, Wu Y L, Ong B S, Loutfy R O 2009 *J. Mater. Chem.* **19** 1626
- [12] Pal B N, Trotman P, Sun J, Katz H E 2008 *Adv. Funct. Mater.* **18** 1832
- [13] Lee D H, Chang Y J, Herman G S, Chang C H 2007 *Adv. Mater.* **19** 843
- [14] Schneider J J, Hoffmann R C, Engstler J, Soffke O, Jaegermann W, Issanin A, Klyszcz A 2008 *Adv. Mater.* **20** 3383
- [15] Jiao Y, Zhang X, Zhai J, Yu X, Ding L, Zhang W 2013 *Electron. Mater. Lett.* **9** 279
- [16] Yabuta H, Kaji N, Hayashi R, Kumomi H, Nomura K, Kamiya T, Hosono H 2010 *Appl. Phys. Lett.* **97** 072111
- [17] Kwon J Y, Son K S, Jung J S, Kim T S, Ryu M K, Park K B, Lee S Y 2008 *IEEE Electron Device Lett.* **29** 1309
- [18] Özgür Ü, Alivov Y I, Liu C, Teke A, Reshchikov M, Doğan S, Morkoc H 2005 *J. Appl. Phys.* **98** 041301
- [19] Usuda M, Hamada N, Kotani T, van Schilfgaarde M 2002 *Phys. Rev. B* **66** 125101
- [20] Clark S J, Robertson J, Lany S, Zunger A 2010 *Phys. Rev. B* **81** 115311
- [21] Boesen G F, Jacobs J E 1968 *Proc. IEEE* **56** 2094
- [22] Fortunato E M, Barquinha P M, Pimentel A C M B G, Gonçalves A M, Marques A J, Pereira L M, Martins R F 2005 *Adv. Mater.* **17** 590
- [23] Lim S J, Kwon S J, Kim H, Park J S 2007 *Appl. Phys. Lett.* **91** 183517
- [24] Lim S J, Kim J M, Kim D, Kwon S, Park J S, Kim H 2010 *J. Electrochem. Soc.* **157** H214
- [25] Tsukazaki A, Ohtomo A, Kawasaki M 2006 *Appl. Phys. Lett.* **88** 152106
- [26] Ellmer K 2001 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **34** 3097
- [27] Zhang H, Cao H, Chen A, Liang L, Liu Z, Wan Q 2010 *Solid-State Electron.* **54** 479

- [28] Zhang H Z, Liang L Y, Chen A H, Liu Z M, Yu Z, Cao H T, Wan Q 2010 *Appl. Phys. Lett.* **97** 122108
- [29] Wang L, Yoon M, Lu G, Yang Y, Facchetti A, Marks T 2006 *Nat. Mater.* **5** 893
- [30] Wang L, Yoon M H, Facchetti A, Marks T J 2007 *Adv. Mater.* **19** 3252
- [31] Nayak P K, Hedhili M N, Cha D, Alshareef H N 2013 *Appl. Phys. Lett.* **103** 033518
- [32] Presley R, Munsee C, Park C, Hong D, Wager J, Keszler D 2004 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **37** 2810
- [33] Lee D H, Chang Y J, Stickle W, Chang C H 2007 *Electrochem. Solid-State Lett.* **10** K51
- [34] Cheong W S, Yoon S M, Hwang C S, Chu H Y 2009 *Jpn. J. Appl. Phys.* **48** 04C090
- [35] Jang J, Kitsomboonloha R, Swisher S, Park E, Kang H, Subramanian V 2013 *Adv. Mater.* **25** 1042
- [36] Ueda N, Hosono H, Waseda R, Kawazoe H 1997 *Appl. Phys. Lett.* **71** 933
- [37] Orita M, Ohta H, Hirano M, Hosono H 2000 *Appl. Phys. Lett.* **77** 4166
- [38] Geller S 1960 *J. Chem. Phys.* **33** 676
- [39] Matsuzaki K, Yanagi H, Kamiya T, Hiramatsu H, Nomura K, Hirano M, Hosono H 2006 *Appl. Phys. Lett.* **88** 092106
- [40] Higashiwaki M, Sasaki K, Kuramata A, Masui T, Yamakoshi S 2012 *Appl. Phys. Lett.* **100** 013504
- [41] Kwon J Y, Lee D J, Kim K B 2011 *Electron. Mater. Lett.* **7** 1
- [42] Fortunato E, Barquinha P, Pimentel A, Pereira L, Gonçalves G, Martins R 2007 *Phys. Status Solidi* **1** R34
- [43] Park J C, Lee H N, Im S 2013 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **5** 6990
- [44] Oh S J, Han C J, Kim J W, Kim Y H, Park S K, Han J I, Kang J W, Oh M S 2011 *Electrochem. Solid-State Lett.* **14** H354
- [45] Heo J Y, Kim S B, Gordon R G 2012 *Appl. Phys. Lett.* **101** 113507
- [46] Cheong W S, Shin J H, Chung S M, Hwang C S, Lee J M, Lee J H 2012 *J. Nanosci. Nanotechnol.* **12** 3421
- [47] Kim Y H, Han J I, Park S K 2012 *IEEE Electron Device Lett.* **33** 50
- [48] Zhao Y, Duan L, Dong G, Zhang D, Qiao J, Wang L, Qiu Y 2012 *Langmuir* **29** 151
- [49] Rajachidambaram M S, Pandey A, Vilayurganapathy S, Nachimuthu P, Thevuthasan S, Herman G S 2013 *Appl. Phys. Lett.* **103** 171602
- [50] Ha T J, Dodabalapur A 2013 *Appl. Phys. Lett.* **102** 123506
- [51] Triska J, Conley J F, Presley R, Wager J F 2010 *J. Vac. Sci. Technol.* **28** C5I1
- [52] Matsueda Y 2010 *In Digest of International Transistor Conference* Tokyo, Japan, January 28–29, 2010 p314
- [53] Lin Z, Lan L, Xiao P, Sun S, Li Y, Song W, Gao P, Peng J 2014 *Appl. Phys. Lett.* **105** 142104
- [54] Lin Z, Lan L, Xiao P, Sun S, Li Y, Song W, Gao P, Wang L, Ning H, Peng J 2015 *Appl. Phys. Lett.* **107** 112108
- [55] Lan L, Song W, Lin Z, Xiao P, Wang L, Ning H, Wang D, Peng J 2015 *IEEE Trans. Electron Devices* **62** 2226
- [56] Aikawa S, Nabatame T, Tsukagoshi K 2013 *Appl. Phys. Lett.* **103** 172105
- [57] Mitoma N, Aikawa S, Gao X, Kizu T, Shimizu M, Lin M F, Tsukagoshi K 2014 *Appl. Phys. Lett.* **104** 102103
- [58] Kizu T, Aikawa S, Mitoma N, Shimizu M, Gao X, Lin M F, Tsukagoshi K 2014 *Appl. Phys. Lett.* **104** 152103
- [59] Fortunato E, Barquinha P, Martins R 2012 *Adv. Mater.* **24** 2945
- [60] Hwang Y, Jeon J, Seo S, Bae B 2009 *Electrochem. Solid-State Lett.* **12** H336
- [61] Hwang Y, Jeon J, Bae B 2011 *Electrochem. Solid-State Lett.* **14** H303
- [62] Kim C, Kim S, Lee J, Park J, Kim S, Park J, Lee E, Lee J, Park Y, Kim J, Shin S, Chung U I 2009 *Appl. Phys. Lett.* **95** 252103
- [63] Chong E, Jo K, Lee S 2010 *Appl. Phys. Lett.* **96** 152102
- [64] Park J S, Kim K S, Park Y G, Mo Y G, Kim H D, Jeong J K 2009 *Adv. Mater.* **21** 329
- [65] Park H, Kim B, Park J, Chung K 2013 *Appl. Phys. Lett.* **102** 102102
- [66] Lan L, Xiong N, Xiao P, Li M, Xu H, Yao R, Wen S, Peng J 2013 *Appl. Phys. Lett.* **102** 242102
- [67] Park J, Kim S, Kim C, Lee H 2012 *IEEE Electron Device Lett.* **33** 685
- [68] Cho D H, Yang S, Byun C, Shin J, Ryu M K, Park S H K, Hwang C S, S M Chung, Cheong W S, Yoon S M, Chu H Y 2008 *Appl. Phys. Lett.* **93** 142111
- [69] Rim Y S, Kim D L, Jeong W H, Kim H J 2010 *Appl. Phys. Lett.* **97** 233502
- [70] Lany S, Zunger A 2007 *Phys. Rev. Lett.* **98** 045501
- [71] Ambrosini A, Palmer G B, Maignan A, Poepfelmeier K R, Lane M A, Brazis P, Kannewurf C R, Hogan T, Mason T O 2002 *Chem. Mater.* **14** 52
- [72] Agoston P, Albe K, Nieminen R M, Puska M J 2009 *Phys. Rev. Lett.* **103** 245503
- [73] Kohan A F, Ceder G, Morgan D, van de Walle C G 2000 *Phys. Rev. B* **61** 15019
- [74] van de Walle C G 2000 *Phys. Rev. Lett.* **85** 1012
- [75] Limpijumnong S, Reunchan P, Janotti A, van de Walle C G 2009 *Phys. Rev. B* **80** 193202
- [76] Look D C, Farlow G C, Reunchan P, Limpijumnong S, Zhang S B, Nordlund K 2005 *Phys. Rev. Lett.* **95** 225502
- [77] Kim Y S, Park C H 2009 *Phys. Rev. Lett.* **102** 086403
- [78] Lany S, Zakutayev A, Mason T, Wager J, Poepfelmeier K, Perkins J, Berry J, Ginley D, Zunger A 2012 *Phys. Rev. Lett.* **108** 016802
- [79] Masahiro O, Hiroaki T, Masataka M, Hirohiko A, Isao T 2000 *Phys. Rev. B* **61** 1811
- [80] Kamiya T, Nomura K, Hosono H 2009 *Phys. Status Solidi A* **206** 860
- [81] Kamiya T, Nomura K, Hosono H 2010 *Sci. Technol. Adv. Mater.* **11** 044305
- [82] Kamiya T, Nomura K, Hosono H 2009 *J. Disp. Technol.* **5** 462
- [83] Takagi A, Nomura K, Ohta H, Yanagi H, Kamiya T, Hirano M, Hosono H 2005 *Thin Solid Films* **486** 38

- [84] Kamiya T, Nomura K, Hosono H 2010 *Appl. Phys. Lett.* **96** 122103
- [85] Lan L F, Xu M, Peng J B, Xu H, Li M, Luo D X, Zou J H, Tao H, Wang L, Yao R H 2011 *J. Appl. Phys.* **110** 103703
- [86] Xu H, Lan L F, Xu M, Zou J H, Wang L, Wang D, Peng J B 2011 *Appl. Phys. Lett.* **99** 253501
- [87] Zhao M J, Lan L F, Xu H, Xu M, Li M, Luo D X, Wang L, Wen S S, Peng J B 2012 *ECS Solid State Lett.* **1** P82
- [88] Luo D X, Zhao M J, Xu M, Li M, Chen Z K, Wang L, Zou J H, Tao H, Wang L, Peng J B 2014 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **6** 11318
- [89] Luo D X, Zhao M J, Xu M, Li M, Chen Z K, Wang L, Zou J H, Tao H, Wang L, Peng J B 2015 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **7** 3633
- [90] Lim H, Yin H, Park J S, Song I, Kim C, Park J, Kim S, Kim S W, Lee C B, Kim Y C, Park Y S, Kang D 2008 *Appl. Phys. Lett.* **93** 063505
- [91] Park J S, Son K S, Kim T S, Jung J S, Lee K H, Maeng W J, Kim H S, Kim E S, Park K B, Seon J B, Kwon J Y, Ryu M K, Lee S 2010 *IEEE Electron Device Lett.* **31** 960
- [92] Barquinha P, Pereira L, Goncalves G, Martins R, Fortunato E 2008 *Electrochem. Solid-State Lett.* **11** H248
- [93] Kim H S, Park K B, Son K S, Park J S, Maeng W J, Kim T S, Lee K H, Kim E S, Lee J, Suh J, Seon J B, Ryu M K, Lee S Y, Lee K, Im S 2010 *Appl. Phys. Lett.* **97** 102103
- [94] Park J, Kim S, Kim C, Kim S, Song I, Yin H, Kim K, Lee S, Hong K, Lee J, Jung J, Lee E, Kwon K, Park Y 2008 *Appl. Phys. Lett.* **93** 053505
- [95] Raja J, Jang K, Balaji N, Choi W, Trinh T, Yi J 2013 *Appl. Phys. Lett.* **102** 083505
- [96] Barquinha P, Goncalves G, Pereira L, Martins R, Fortunato E 2007 *Thin Solid Films* **515** 8450
- [97] Hosono H, Nomura K, Ogo Y, Uruga T, Kamiya T 2008 *J. Non-Cryst. Solids* **354** 2796
- [98] Suresh A, Gollakota P, Wellenius P, Dhawan A, Muth J F 2008 *Thin Solid Films* **516** 1326
- [99] Chiang H Q, McFarlane B R, Hong D, Presley R E, Wager J F 2008 *J. Non-Cryst. Solids* **354** 2826
- [100] Kim S J, Yoon S, Kim H J 2014 *Jpn. J. Appl. Phys.* **53** 02BA02
- [101] Choi C H, Lin L Y, Cheng C C, Chang C H 2015 *ECS J. Solid State Sci. Technol.* **4** P3044
- [102] Ahn B D, Jeon H J, Sheng J, Park J, Park J S 2015 *Semicond. Sci. Technol.* **30** 064001
- [103] Cross R B M, De Souza M M 2006 *Appl. Phys. Lett.* **89** 263513
- [104] Mathijssen S G J, Colle M, Gomes H, Smits E C P, de Boer B, McCulloch I, Bobbert A, de Leeuw D M 2007 *Adv. Mater.* **19** 2785
- [105] Shin J H, Lee J S, Hwang C S, Park S H K, Cheong W S, Ryu M, Byun C W, Lee J I, Chu H Y 2009 *ETRI J.* **31** 62
- [106] Jae K J 2013 *J. Mater. Res.* **28** 2071
- [107] Chowdhury M D H, Migliorato P, Jang J 2010 *Appl. Phys. Lett.* **97** 173506
- [108] Oh H, Yoon S M, Ryu M K, Hwang C S, Yang S, Park S H K 2010 *Appl. Phys. Lett.* **97** 183502
- [109] Oh H, Yoon S M, Ryu M K, Hwang C S, Yang S, Park S H K 2011 *Appl. Phys. Lett.* **98** 033504
- [110] Janotti A, van de Walle C G 2005 *Appl. Phys. Lett.* **87** 122102
- [111] Flewitt A J, Powell M J 2014 *J. Appl. Phys.* **115** 134501
- [112] Jang J T, Park J, Ahn B D, Kim D M, Choi S J, Kim H S, Kim D H 2015 *Appl. Phys. Lett.* **106** 123505
- [113] Nahm H H, Kim Y S, Kim D H 2012 *Phys. Status Solidi B* **249** 1277
- [114] Kamiya T, Nomura K, Hosono H, States S 2010 *Phys. Status Solidi A* **207** 1698
- [115] Toda T, Wang D P, Jiang J X, Hung M P, Furuta M 2014 *IEEE Trans. Electron Devices* **61** 3762
- [116] Kazushi H, Aya H, Hiroaki T, Mototaka O, Hiroshi G, Toshihiro K 2015 *Appl. Phys. Lett.* **107** 112104
- [117] Kang D, Lim H, Kim C, Song I, Park J, Park Y, Chung J 2007 *Appl. Phys. Lett.* **90** 192101
- [118] Jeong J K, Yang H W, Jeong J H, Mo Y G, Kim H D 2008 *Appl. Phys. Lett.* **93** 123508
- [119] Lee K H, Jung J S, Son K S, Park J S, Kim T S, Choi R, Jeong J K, Kwon J Y, Koo B, Lee S 2009 *Appl. Phys. Lett.* **95** 232106
- [120] Park J S, Jeong J K, Chung H J, Mo Y G, Kim H D 2008 *Appl. Phys. Lett.* **92** 072104
- [121] Ji K H, Kim J I, Mo Y G, Jeong J H, Yang S, Hwang C S, Park S H K, Ryu M K, Lee S Y, Jeong J K 2010 *IEEE Electron Device Lett.* **31** 1404
- [122] Son K, Park J, Kim T, Kim S, Seo S, Kim S, Seon J, Ji K, Jeong J, Ryu M, Lee S 2013 *Appl. Phys. Lett.* **102** 122108
- [123] Chowdhury M, Um J, Jang J 2014 *Appl. Phys. Lett.* **105** 233504
- [124] Yang B S, Park S, Oh S, Kim Y J, Jeong J K, Hwang C S, Kim H J 2012 *J. Mater. Chem.* **22** 10994
- [125] Cho B, Lee J, Seo H, Jeon H 2013 *Appl. Phys. Lett.* **102** 102108

REVIEW

Research progress on oxide-based thin film transistors*

Lan Lin-Feng[†] Zhang Peng Peng Jun-Biao

(State Key Laboratory of Luminescence Materials and Devices, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China)

(Received 6 February 2016; revised manuscript received 13 March 2016)

Abstract

Oxide semiconductor is regarded as one of most suitable active materials of thin-film transistors (TFTs) for driving organic light-emitting diodes because of its advantages of high mobility, low-temperature processing, good electrical uniformity, visible-light transparency, and low cost. Currently oxide TFTs have been successfully applied to the backplanes of the flat-panel displays. This review gives a comprehensive understanding of the development process of oxide TFTs. In the present article, we review the major trend in the field of oxide TFTs. First, the questions of how to achieve high-mobility and high-stability oxide semiconductors are introduced, and the carrier transport mechanism is also addressed. Next, the device structures and the fabrication processes of the oxide TFTs are introduced. The electrical instability of the oxide TFTs is also discussed, which is critical for their applications in backplanes of the flat-panel displays. Especially, the mechanism of the threshold voltage instability of the oxide TFTs under negative bias illuminant stress is discussed in detail. Finally, the applications of oxide TFTs in flat-panel displays, such as active matrix organic light-emitting diodes and flexible displays, are addressed.

Keywords: thin film transistors(TFTs), transport mechanism, fabrication, stability

PACS: 85.65.+h, 71.23.-k, 71.38.Fp

DOI: 10.7498/aps.65.128504

* Project supported by the National High Technology Research and Development Program of China (Grant No. 2014AA033002), the National Basic Research Program of China (Grant No. 2015CB655000), and the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 61204087, 51173049).

[†] Corresponding author. E-mail: lanlinfeng@scut.edu.cn