



# Etude des transistors en couches minces à base d'IGZO pour leur application aux écrans plats à matrice active LCD et OLED

Thi Thu Thuy Nguyen

## ► To cite this version:

Thi Thu Thuy Nguyen. Etude des transistors en couches minces à base d'IGZO pour leur application aux écrans plats à matrice active LCD et OLED. Micro et nanotechnologies/Microélectronique. Université Grenoble Alpes, 2014. Français. <NNT : 2014GRENT060>. <tel-01305031>

**HAL Id: tel-01305031**

**<https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-01305031>**

Submitted on 20 Apr 2016

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

## THÈSE

Pour obtenir le grade de

## DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE GRENOBLE

Spécialité : **Micro et Nano Electronique**

Arrêté ministériel : 7 août 2006

Présentée par

**Thi Thu Thuy NGUYEN**

Thèse dirigée par **François TEMPLIER**

préparée au sein du **Laboratoire d'Electronique et de Technologie de l'Information du CEA Grenoble**  
dans l'École Doctorale « **Electronique, Electrotechnique, Automatique et Traitement du Signal** »

# Etude de transistors en couches minces à base d'IGZO pour leur application aux écrans plats à matrice active LCD et OLED

Thèse soutenue publiquement le **12 Novembre 2014**  
devant le jury composé de :

**M. Roland MADAR**

Professeur assimilé, LMGP Phelma, Grenoble, Président

**M. Pere ROCA i CABARROCAS**

Directeur de Recherche, Ecole Polytechnique de Palaiseau, Rapporteur

**M. Tayeb MOHAMMED-BRAHIM**

Professeur, Université de Rennes 1, Rapporteur

**M. Hugues LEBRUN**

Ingénieur, Thales Avionics LCD, Moirans, Examinateur

**Mme. Rose-Marie SAUVAGE**

Ingénieure de recherche, DGA, Paris, Examinatrice

**M. François TEMPLIER**

Ingénieur Chercheur, HDR, CEA-Leti Minatec, Grenoble, Directeur de thèse



---

---

# REMERCIEMENTS

---

---

Cette thèse, sous le support financier du Commissariat à l’Energie Atomique et aux Energies Alternatives (CEA) et de la Direction Générale de l’Armement, a été réalisée au sein du Laboratoire de Composants pour la Visualisation (LCV), Département Optique et Photonique (DOPT), CEA-Leti. Je tiens tout d’abord à remercier Mme Emilie Viasnoff pour m’avoir accueilli au sein du laboratoire et pour m’avoir donné les meilleures conditions de réaliser ce travail de thèse.

Je remercie M. Tayeb Mohammed-Brahim, M. Pere Roca i Cabarroca, Mme Rose-Marie Sauvage, M. Roland Madar, M. Hugues Lebrun pour avoir accepté de participer au jury de ce travail de thèse.

Je remercie vivement mon directeur, également mon encadrant de thèse, M. Templier François, qui m’avoir confié ce sujet intéressant et de m’avoir encadré tout au long de ces 3 années, qui est toujours là pour m’aider et me donner des conseils pour que je puisse mener à bien ce travail de thèse. Je le suis reconnaissante de m’avoir transmis son savoir au cours de ces années.

J’exprime également mes remerciements sincères auprès des collègues du Plateforme silicium parmi eux je citerai M. Guillaume Rodriguez, Mme Sandrine Perraudeau, M. Rachid Hida, M. Jean Guerrero, Mme Marianne Danielou pour les dépôts du matériau IGZO et de la passivation  $\text{SiO}_2$ , ainsi que des nombreuses campagnes de recuit des TFTs qu’ils m’ont réalisé. Les discussions que nous avons eues m’ont permis de mieux comprendre des choses et de les interpréter avec les observations sur la caractérisation électrique de mes composants.

Mes remerciements s’adressent également à M. Jean Paul Barnes, M. Tanguy Terlier, M. Olivier Renault du service de caractérisation des matériaux et composants pour les analyses de SIMS et XPS ainsi que les discussions que nous avons eu à ce sujet.

Il est venu le moment de remercier mes collègues les plus proches qui m’ont partagé des moments aussi bien agréables au laboratoire. Tout d’abord, je tiens à remercier Béatrice Rostand, et puis Brigitte Caminiti pour leur gestion des tâches

administratives. Un énorme merci pour Bernard Aventurier sans qui je n'aurais pas eu des bons TFTs, et pour son aide n'importe quand j'en avais besoin. Je remercie aussi Patrick Demars et Frédéric Sermet pour leurs supports techniques pour des réglages du banc de mesure de TFTs. Je tiens à remercier particulièrement Tony Maindron qui par son enthousiasme, ses conseils et ses remarques constructives m'a poussé à aller plus loin dans la compréhension de l'IGZO et surtout de la passivation ALD. J'adresserais un grand merci à tous les membres du laboratoire qui m'ont supporté et avec qui j'ai partagé d'inoubliables moments durant ces trois années de thèse.

Je remercie tous mes proches et mes amis qui sont toujours présents pour m'écouter et me partager des bons comme des mauvais moments de la vie d'une doctorante.

En fin, merci mon mari, Trà, de m'avoir supporté depuis sept ans et de continuer à le faire jour après jour, je ne regretterai jamais ton existence à mes côtés. Je pensais aussi à notre petit bébé, qui sera très bientôt présent dans cette belle vie, qui m'a donné un support énorme pendant mes moments de fatigue durant ces derniers mois.

Un grand merci final à vous tous, et que les oubliés me pardonnent !

À mes parents, qui m'ont donné la vie et voué la leur à m'élever et à m'éduquer.

À ma sœur et mes frères, qui m'ont soutenu pendant toute ma vie, qui sont  
« venus » pour mes moments de dépression, de désespérance.

Je n'aurais pas été celle que je suis sans vous.

---

---

# TABLE DES MATIERES

---

---

REMERCIEMENTS.....	I
TABLE DES MATIERES .....	IV
INTRODUCTION GENERALE.....	1
CHAPITRE 1. TFT A BASE D'IGZO: CONTEXTE ET PROBLEMATIQUE .....	5
1.1    IMPORTANCE DES TFTS DANS LE DOMAINE DES ECRANS PLATS.....	5
1.1.1 <i>Les écrans plats à cristaux liquides à matrice active : les AMLCDs</i> .....	6
1.1.2 <i>Les écrans plats à diodes électroluminescentes organiques à matrice active : les</i> <i>AMOLEDs</i> .....	8
1.2    TECHNOLOGIES DE TFTS ET PROBLEMATIQUES ASSOCIEES .....	11
1.2.1 <i>TFTs à base de silicium amorphe</i> .....	12
1.2.2 <i>TFTs à base de silicium polycristallin</i> .....	13
1.2.3 <i>TFTs à base de silicium microcristallin et polymorphe</i> .....	15
1.2.4 <i>Résumé des technologies existantes de TFTs à base de silicium</i> .....	16
1.2.5 <i>Technologie de TFTs à base de semiconducteurs organiques</i> .....	17
1.3    TFT A BASE DE SEMICONDUCTEURS A OXYDES METALLIQUES .....	18
1.3.1 <i>TFTs à base de ZnO (TPOS)</i> .....	18
1.3.2 <i>TFTs à base d'IGZO cristallin</i> .....	19
1.3.3 <i>TFTs à base de TAOS</i> .....	20
(a)    TAOS ou des oxydes multicomposants .....	21
(b)    Matériaux et techniques de dépôt .....	21
(c)    Avantages et challenges de TAOS.....	22
(d)    Un des meilleurs candidats dans la filière TAOS : IGZO.....	23
1.4    TFTS A BASE D'IGZO AMORPHE .....	23
1.4.1 <i>Aperçu historique</i> .....	23
(a)    Période 2006 – 2008.....	25
(b)    Période 2009 - 2014 .....	31
1.4.2 <i>Propriétés intéressantes de l'IGZO amorphe</i> .....	34
1.4.3 <i>Applications à base de TFTs en IGZO</i> .....	35
(a)    Prototypes .....	36
(b)    Produits commerciaux.....	37
1.5    PROBLEMATIQUES ACTUELLES SUR L'IGZO, OBJECTIFS DE LA THESE .....	38
REFERENCES.....	41

## CHAPITRE 2. TECHNIQUES EXPERIMENTALES DE CARACTERISATION DU MATERIAU IGZO ET DES TFTS

47

2.1	CARACTERISATION DU MATERIAU IGZO.....	47
2.1.1	Mesure par effet Hall.....	47
2.1.2	Mesure de la résistance carrée.....	50
2.1.3	Analyse SIMS.....	51
2.1.4	Analyse XPS.....	53
2.2	CARACTERISATION DES TFTS .....	55
2.2.1	Généralités d'un transistor en couches minces .....	55
(a)	Caractéristique de transfert $I_{DS}-V_{GS}$ .....	56
(b)	Caractéristique de sortie $I_{DS}-V_{DS}$ .....	58
2.2.2	Dispositif de caractérisation électrique.....	59
2.2.3	Définition et extraction des paramètres électriques des TFTs.....	59
(a)	Courant de drain en état passant de TFT ( $I_{ON}$ ).....	60
(b)	Tension de seuil ( $V_T$ ).....	60
(c)	Mobilité ( $\mu$ ).....	61
(d)	Pente sous le seuil (S).....	62
(e)	Courant en régime bloqué de TFT ( $I_{OFF}$ ) et rapport $I_{ON}/I_{OFF}$ .....	64
2.3	CONCLUSION .....	64
	REFERENCES.....	65

## CHAPITRE 3. DEVELOPPEMENT ET CARACTERISATION DES TFTS A BASE D'IGZO ..... 67

3.1	DEVELOPPEMENT DES TFTS A BASE D'IGZO .....	67
3.1.1	Différentes structures de TFT .....	67
3.1.2	Développement des TFTs à base d'IGZO .....	69
(a)	Nettoyage du substrat .....	70
(b)	Dépôt du métal de grille .....	70
(c)	Dépôt de l'isolant de grille .....	70
(d)	Dépôt de la couche active d'IGZO .....	71
(e)	Gravure active.....	71
(f)	Dépôt du métal de source et drain.....	72
(g)	Gravure des électrodes de source et drain .....	72
(h)	Recuit après la fabrication et dépôt de la passivation .....	72
3.1.3	Observations sous microscope optique des TFTs après la fabrication .....	73
3.2	MISE AU POINT DU DEPOT DES COUCHES MINCES D'IGZO .....	73
3.2.1	Caractérisation morphologique et microstructurale de la couche active.....	76
(a)	Observation de la microstructure de la couche d'IGZO par XRD .....	76
(b)	Observation de la morphologie de la couche d'IGZO par caractérisation au MEB et à l'AFM .....	77
3.2.2	Densité des porteurs de charge en fonction du débit d'oxygène lors du dépôt de couche	

active

78

(a)	Mesures par effet Hall .....	78
(b)	Mesures de résistance carrée .....	80
3.2.3	<i>Evolution de la composition chimique en fonction de la profondeur de la couche active</i>	82
3.2.4	<i>Présence d'hydrogène dans la couche active déposée au-dessus du SiO<sub>2</sub></i> .....	83
3.3	INFLUENCE DES CONDITIONS DE RECUIT SUR LES CARACTERISTIQUES DES TFTS A BASE D'A-IGZO SANS COUCHE DE PASSIVATION	85
3.3.1	<i>Influence de recuit sur les caractéristiques des TFTs en a-IGZO</i> .....	85
(a)	Influence de l'atmosphère de recuit.....	85
(b)	Influence de la température de recuit .....	91
(c)	Influence de la durée de recuit .....	95
3.3.2	<i>Caractéristiques électriques des TFTs à base d'a-IGZO sans couche de passivation</i> .....	97
(a)	I <sub>DS</sub> -V <sub>GS</sub> , I <sub>DS</sub> -V <sub>DS</sub> d'un TFT, extraction paramètres électriques.....	97
(b)	Effet des dimensions des TFTs.....	99
3.4	CONCLUSION .....	100
	REFERENCES.....	102
	<b>CHAPITRE 4. PASSIVATION DES TFTS A BASE D'IGZO</b> .....	<b>105</b>
4.1	COMPORTEMENT DES TFTS NON-PASSIVES .....	105
4.2	PASSIVATION PAR Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .....	106
4.2.1	<i>Principe du dépôt d'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> par ALD</i> .....	107
4.2.1	<i>Caractéristiques électriques des TFTs passivés par Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub></i> .....	109
(a)	Juste après la passivation (T <sub>0</sub> ) .....	109
(b)	Stabilité à l'air des couches passivées.....	114
4.2.2	<i>Analyse par ToF-SIMS et XPS des TFTs passivés par Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub></i> .....	117
(a)	Juste après la passivation (à T <sub>0</sub> ).....	118
(b)	Cinq mois après la passivation .....	120
(c)	Résumé des mécanismes mis en jeu dans l'IGZO .....	124
4.2.3	<i>Solutions d'amélioration des performances électriques des TFTs passivés par Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub></i> ...	125
(a)	Augmentation de la température de dépôt ALD .....	126
(b)	Changement de précurseur d'H <sub>2</sub> O à O <sub>2</sub> .....	127
(c)	Dépôt d'une couche tampon avant de passiver par ALD .....	128
4.2.4	<i>Bilan sur la passivation par Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub></i> .....	131
4.3	PASSIVATION PAR SiO <sub>2</sub> .....	131
4.3.1	<i>Paramètres de dépôt SiO<sub>2</sub> par PECVD</i> .....	131
4.3.2	<i>Caractéristiques électriques des TFTs passivés par SiO<sub>2</sub></i> .....	132
(a)	Juste après la passivation (à T <sub>0</sub> ).....	132
(b)	Stabilité à l'air des couches passivées.....	137
4.3.3	<i>Analyse par ToF-SIMS des TFTs passivés par SiO<sub>2</sub></i> .....	139
4.3.4	<i>Evaluation de solutions d'amélioration des performances électriques des TFTs passivés par SiO<sub>2</sub></i>	140

(a)	Dépôt à plus bas débit de silane.....	140
(b)	Dépôt à plus haute température.....	140
(c)	Dépôt à plus basse puissance de plasma .....	141
4.3.5	<i>Bilan sur la passivation par SiO<sub>2</sub></i> .....	142
4.4	AMELIORATION DES CARACTERISTIQUES ELECTRIQUES DES TFTs PAR DES TRAITEMENTS PRE OU POST-PASSIVATION	143
4.4.1	<i>Traitement par plasma oxygène avant la passivation</i> .....	143
(a)	Traitement par plasma oxygène.....	144
(b)	Traitement par plasma N <sub>2</sub> O .....	150
4.4.2	<i>Recuit supplémentaire après la passivation</i> .....	155
4.5	CONCLUSION .....	156
	REFERENCES : .....	159
	<b>CONCLUSIONS GENERALES .....</b>	<b>161</b>
	<b>PERSPECTIVES.....</b>	<b>164</b>
	<b>LISTE DES PUBLICATIONS ET COMMUNICATIONS .....</b>	<b>169</b>



---

## INTRODUCTION GENERALE

---

Depuis plusieurs années, le marché des écrans plats à matrice active, notamment des AMLCDs (Active matrix Liquid Cristal Display) et des AMOLEDs (Active matrix Organic Light Emitting Diode), ne cesse de croître. Il dépasse désormais les 100 Milliards de dollar. Les écrans AMLCDs sont présents aujourd'hui dans presque toutes les applications d'afficheur et cela quel que soit la dimension. On les trouve ainsi dans des téléviseurs, des smartphones, des écrans pour l'automobile ou des ordinateurs portables. Les écrans AMOLEDs, apparus plus récemment, occupent une part croissante du marché des écrans plats. Initialement, leur application était limitée aux petites tailles, principalement les téléphones mobiles haut de gamme. Mais désormais on les trouve sur des grandes dimensions telles que les télévisions OLEDs de 130 cm de diagonale, désormais disponibles dans le commerce. Avec leur apparition, de nouvelles contraintes techniques et industrielles sont apparues, notamment et plus spécialement du côté des matrices actives Thin-Film Transistor (TFT).

Dans les écrans à matrice active, les pixels sont adressés individuellement. Chaque pixel intègre un circuit composé d'un ou plusieurs transistors en couches minces (TFT), jouant différents rôles selon les applications. Dans le cas des écrans AMLCDs, le TFT joue principalement un rôle d'interrupteur qui sélectionne le pixel. Pour les écrans AMOLEDs, au moins deux TFTs sont attribués à un seul pixel, l'un joue le même rôle que celui dans des AMLCDs tandis que l'autre sert à alimenter les OLEDs pendant toute la durée d'émission du pixel. Selon le cas, les performances visées pour le TFT ne sont pas les mêmes. Pour le TFT de sélection, un faible courant en régime bloqué du TFT est requis. En ce qui concerne le second TFT, générateur de courant pour l'OLED, sa performance est évaluée selon plusieurs critères : une bonne mobilité, un bon rapport entre le courant à l'état passant (ON) et celui en état bloqué du TFT (OFF), et une bonne stabilité de la tension de seuil ( $V_T$ ) sous effet d'un stress électrique. Aujourd'hui, les TFTs employés dans la production de masse d'écrans plats à matrice active sont à base de deux types de silicium : du silicium amorphe hydrogéné et du silicium polycristallin.

Les TFTs à base de silicium amorphe, avec leur excellente uniformité sur une grande surface, ainsi qu'une série d'étapes technologiques à bas coût, sont dominants aujourd'hui dans la fabrication des AMLCDs. Une dérive de tension de seuil sous un stress électrique ainsi qu'une faible mobilité sont néanmoins deux inconvénients rédhibitoires à son intégration dans des AMOLEDs. Quant au silicium polycristallin (poly-Si) qui présente une mobilité très élevée et une bonne fiabilité de tension de seuil, il est adapté à des pixels AMOLEDs. Cependant, l'inhomogénéité des paramètres électriques est un des inconvénients principaux qui entravent l'utilisation de cette technologie dans des écrans de grande dimension. Du côté de la recherche en laboratoire, l'étude du poly-Si, essentiellement de type LTPS (Low Temperature Polycristallin Silicon), continue avec l'objectif d'améliorer l'homogénéité spatiale des propriétés électriques. Du côté industriel, nous trouvons sur le marché aujourd'hui des AMOLEDs utilisant des TFTs en poly-Si généralement de petite taille. En 2013, la commercialisation des téléviseurs OLEDs de 55 pouces chez Samsung est la preuve la plus significative du développement mené sans cesse sur les LTPS. Notons qu'à part les deux technologies précédentes, il existe également deux autres structures de silicium telles le Si microcristallin ( $\mu\text{-Si}:\text{H}$ ) et le Si polymorphe. Ces dernières ne sont pas encore utilisées en production en raison des difficultés de contrôle du dépôt pour le  $\mu\text{-Si}$ , et des faibles mobilités pour les TFTs en Si polymorphe.

Depuis quelques années, un nouveau type de matériau est proposé comme couche active dans des TFTs : l'oxyde métallique. En général, les oxydes métalliques sont classifiés en deux filières principales: le polycristallin et l'amorphe, connus sous les termes « Transparent Polycristalline Oxide Semiconductor » (TPOS) et le « Transparent Amorphous Oxide Semiconductor » (TAOS). ZnO est le matériau le plus représentatif des TPOS, tandis que dans le cas de TAOS, l'Indium Gallium Zinc Oxide (IGZO) attire de plus en plus l'attention des fabricants d'écrans plats. Les TFTs à base d'IGZO ont démontré plusieurs avantages tels qu'une bonne mobilité, une bonne stabilité ainsi qu'une meilleure uniformité de surface, ce qui les rend très intéressants pour les applications d'écrans OLEDs de grande dimension. La commercialisation des écrans « Retina » des Ipad fabriqués par Sharp (en 2012), ou des téléviseurs OLEDs de 55 pouces chez LG Display (en 2013) matérialisent les premières commercialisations d'écrans utilisant l'IGZO, et illustrent de grandes perspectives pour l'IGZO pour les prochaines années.

Ce travail de thèse, effectué au Laboratoire des Composants pour la Visualisation (LCV) au CEA-Leti, a pour but d'étudier des TFTs à base d'IGZO. Notre objectif sera, d'une part, de développer des TFTs en IGZO proches de l'état de l'art, et d'autre part, d'approfondir nos connaissances des propriétés physiques du matériau. Au cours de cette étude, nous tâcherons d'étudier l'influence d'une couche de passivation afin de trouver une condition optimale pour stabiliser nos transistors.

Ce manuscrit est composé de quatre chapitres. Le chapitre 1 est consacré à la présentation du rôle d'un TFT lors de son utilisation dans des écrans AMLCDs ou AMOLEDs, des différents matériaux existants (silicium) et émergents (oxydes métalliques) de la technologie des TFTs. De même, une étude bibliographique sur les TFTs à base d'a-IGZO avec leurs applications à l'heure actuelle sera présentée.

Le chapitre 2, quant à lui, a pour but de présenter les techniques expérimentales utilisées dans la thèse pour caractériser le matériau et les TFTs. Nous aborderons aussi dans ce chapitre des généralités sur les TFTs et les méthodes utilisées pour extraire leurs paramètres électriques.

Le chapitre 3 concerne le développement et la caractérisation des TFTs à base d'a-IGZO. La mise au point du dépôt d'IGZO et les étapes technologiques de la réalisation des TFTs seront décrites. Les caractéristiques électriques des premiers TFTs et l'influence d'un post-recuit sur les performances seront détaillées.

Nous continuerons par présenter, dans le chapitre 4, les études concernant la passivation des TFTs en IGZO. Différents procédés et matériaux mis en œuvre au laboratoire pour passiver les TFTs seront discutés.

Enfin, nous terminerons le manuscrit par un bilan de ce travail de thèse en présentant les conclusions générales des études effectuées durant ces trois années et les perspectives de ce sujet pour l'avenir.



---

# CHAPITRE 1. TFT A BASE D'IGZO: CONTEXTE ET PROBLEMATIQUE

---

Avant d'entrer dans le détail des études réalisées pendant la thèse, nous commençons par un chapitre présentant le contexte et la problématique de ce sujet de thèse. Dans un premier temps, le principe d'un transistor en couches minces ainsi que son importance dans le domaine des écrans plats seront abordés. Ceci est suivi par une description des différentes technologies de TFTs existantes, avec leurs avantages et inconvénients. Concrètement, nous présentons ici les problématiques associées aux TFTs à base de différents types de silicium tels que silicium amorphe, polycristallin ou microcristallin. Leurs applications à l'heure actuelle seront également mentionnées. Ceci sera suivi par une discussion sur la technologie émergente de transistors à base d'oxydes métalliques dans laquelle seront présentées deux grandes filières : oxydes polycristallins et oxydes amorphes. On poursuivra par une étude bibliographique sur l'IGZO amorphe, incluant un aperçu historique, ses propriétés intéressantes, ainsi que les applications des TFTs en a-IGZO. Nous y mettrons aussi en lumière les limitations actuelles, ce qui nous permettra, à la fin du chapitre, d'introduire les objectifs de la thèse.

## 1.1 Importance des TFTs dans le domaine des écrans plats

Un transistor en couches minces est un transistor à effet de champ composé de trois électrodes et des couches minces de semi-conducteurs et d'isolants. La Figure 1-1 présente une de ces structures utilisée dans les écrans plats.

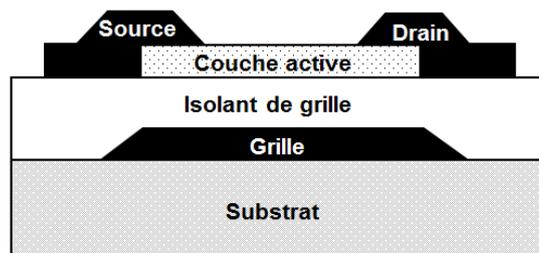


Figure 1-1 : Structure d'un TFT « grille dessous »

Le fonctionnement et les caractéristiques de ce composant seront décrits au chapitre 2. Nous abordons maintenant le rôle de TFT dans le domaine des écrans plats, en l'occurrence les écrans LCDs (Liquid Crystal Display) et les écrans OLEDs (Organic Light-Emitting Diode).

Un écran d'affichage se compose d'une matrice de connexions dans laquelle sont disposés les éléments d'image (*pixels*) de LCD (pour un écran LCD) ou d'OLED (pour un écran OLED). L'écran est dit à matrice « passive » ou « active » selon la façon d'adresser. La matrice passive a été utilisée initialement grâce à sa simplicité de réalisation. Il s'agit en effet d'un simple arrangement de lignes et colonnes au croisement desquelles est activé le pixel, sans élément de commande. Cette technique est par contre limitée en termes de résolution des écrans et qualité d'image. La matrice active a été donc proposée en vue d'augmenter ces performances. Ce type d'adressage est aujourd'hui de loin le plus répandu pour les écrans LCDs, et il est aussi, depuis plus récemment, appliqué pour les écrans OLEDs.

Afin d'expliquer comment un TFT se positionne dans les matrices actives et son rôle pour l'adressage, nous détaillons dans les paragraphes suivants deux types d'écrans: les AM-LCDs et des AM-OLEDs. Le rôle particulier des TFTs dans ces types d'écran nous permettra d'identifier dans chaque cas leurs paramètres critiques.

### **1.1.1 Les écrans plats à cristaux liquides à matrice active : les AMLCDs**

Le fonctionnement d'un cristal liquide est basé sur le changement d'orientation de ses molécules sous l'effet d'une tension. Ce changement d'orientation se produit par le changement de l'axe de polarisation du cristal, ce qui modifie la transmission d'une lumière polarisée (la loi de Malus). Cette transmission est en effet proportionnelle à la tension appliquée. Les schémas de la figure ci-dessous présentent le cas d'un pixel LCD dans l'état « ON » et « OFF ».

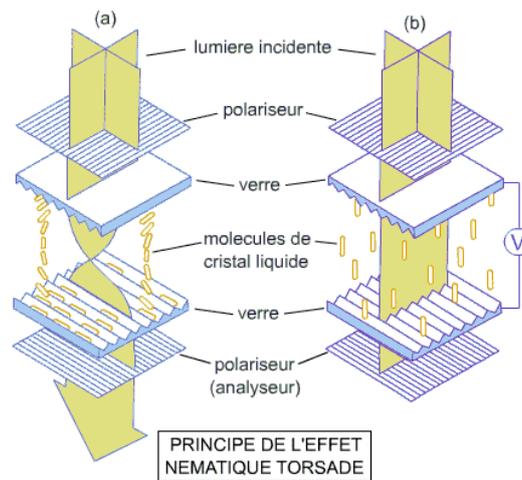


Figure 1-2 : Principe de fonctionnement d'un cristal liquide [1]

Dans la Figure 1-2, la lumière incidente est polarisée par le polariseur avant d'entrer dans le cristal liquide. En absence de tension, les molécules s'orientent de manière à tourner l'axe de polarisation de la lumière d'un quart de tour ( $90^\circ$ ) (croisé avec son axe de polarisation en entrant). A la sortie du cristal liquide est placé un analyseur dont l'axe de polarisation est croisé avec le polariseur. Le faisceau incident et l'analyseur ont le même axe de polarisation ce qui permet à la lumière de traverser le pixel. Le pixel LCD est, dans ce cas, allumé (ON). Par ailleurs, en appliquant une tension, les molécules s'orientent verticalement ce qui supprime la rotation de polarisation. La lumière en sortie a alors une polarisation croisée avec l'analyseur ce qui la bloque. Le cristal est donc opaque, le pixel est éteint (OFF). Cet effet est appelé l'effet nématique torsadé (« twisted nematic », TN).

Nous présentons maintenant le principe de l'adressage d'un écran AMLCD. La Figure 1-3 représente le schéma d'une matrice active d'écran LCD et la configuration d'un pixel dans cette matrice.

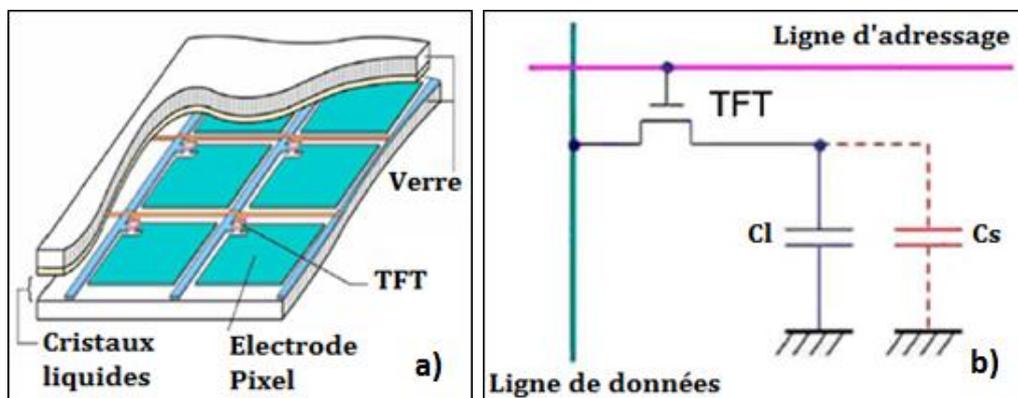


Figure 1-3 : a) Coupe d'un écran AMLCD ; b) Configuration d'un pixel dans une matrice AMLCD [2]

Chaque pixel AMLCD se compose d'un TFT, d'un cristal liquide qui lui-même forme une capacité  $C_l$ , et d'une capacité de stockage  $C_s$ . Comme nous le voyons sur la Figure 1-3, la grille de TFT est connectée à la ligne d'adressage, sa source est reliée à la ligne de donnée et son drain est en connexion avec la capacité du pixel. Les pixels peuvent ainsi être isolés électriquement. A noter que l'autre face du cristal liquide est reliée à la masse, en commun avec les autres pixels, par le biais d'une électrode transparente disposée au-dessus.

L'adressage de l'écran AMLCD se fait selon le principe suivant [2] : Une tension est appliquée sur la ligne d'adressage, tous les transistors reliés à cette ligne sont sélectionnés. En parallèle, en mettant une ligne de données sous tension (à la tension vidéo), le pixel correspondant à ces deux lignes sélectionnées sera activé. Le TFT en état passant fournit le courant  $I_{ON}$  qui permet de charger les capacités  $C_l$  et  $C_s$  au niveau de tension appliquée sur la ligne de données. La tension de  $C_l$  alors agit sur le cristal liquide qui va ensuite modifier son orientation en fonction. Dans le cas de l'effet nématique torsadé que nous avons décrit précédemment, le cristal liquide est transmissif lorsque la tension est à 0 V).

Il apparaît donc que le TFT dans ce cas joue le rôle de commutateur qui connecte les capacités du pixel avec la ligne de données. Afin d'obtenir une luminosité d'image constante au cours du reste de l'adressage, il est nécessaire que la tension appliquée aux cristaux liquides reste constante. Pour cela, il faut donc les capacités ne se déchargent pas, ce qui signifie que le TFT utilisé doit avoir un courant de fuite («  $I_{OFF}$  ») le plus faible possible. Ce sera une contrainte principale du TFT de sélection pour l'application LCD. Il faut aussi que la charge du pixel se fasse correctement pendant le temps imparti (une mobilité autour de l'unité suffira la plupart du temps) et que les tensions de seuil soient relativement homogènes sur l'écran. Dans l'usage, ces TFT ne sont adressés que pendant une fraction de temps très réduite (l'inverse du nombre de lignes, soit  $\sim 1$  pour mille).

### **1.1.2 Les écrans plats à diodes électroluminescentes organiques à matrice active : les AMOLEDs**

Une diode électroluminescente organique (OLED) est un dispositif optoélectronique utilisé pour produire la lumière. La Figure 1-4 montre l'empilement simple d'un OLED dans lequel se trouvent une couche de transport de trous (HTL, ou Hole Transport Layer), une couche d'émission (EMT, ou Emitting Layer) et une couche

de transport des électrons (ETL, ou Electron Transport Layer). Ces couches sont superposées entre deux électrodes dont l'une est transparente.

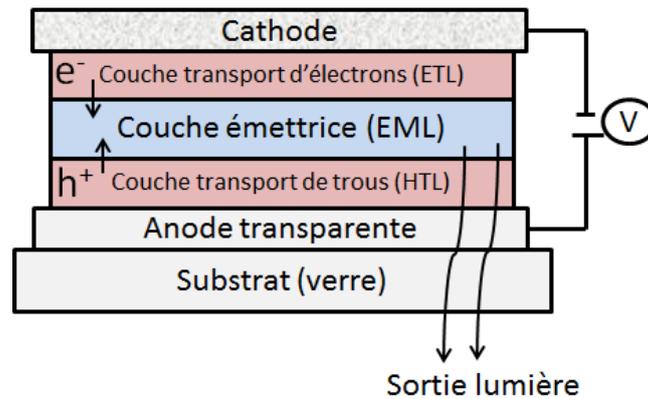


Figure 1-4 : Empilement d'un OLED

Lorsque la diode est polarisée électriquement, un champ électrique est généré. En régime direct, le transport des charges négatives (électrons) et des charges positives (trous) via les couches ETL et HTL vers la couche émettrice (EML) y produisent les excitons. Ces excitons, étant des paires électron-trou, peuvent se désexciter radiativement pour produire l'émission des photons (électroluminescence). Dans l'illustration dans figure ci-dessus, l'OLED a une configuration « émission vers le bas » (bottom émission) dans ce cas la lumière sort via l'anode et le substrat transparent. Pour améliorer l'injection d'électrons et de trous puis augmenter l'efficacité de l'OLED, les couches de transport des charges ETL et HTL peuvent être dopées N et P, respectivement.

La Figure 1-5 montre un exemple d'une caractéristique électrique et optique d'un OLED.

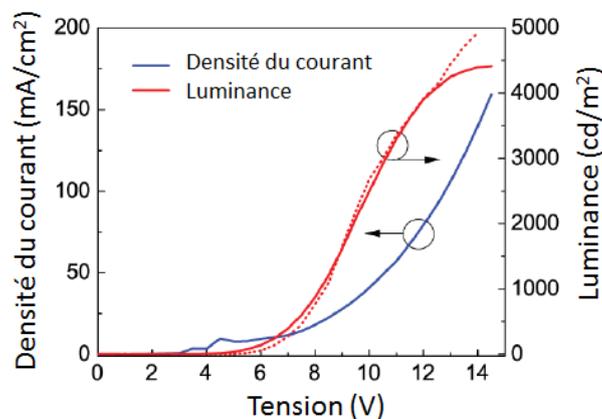


Figure 1-5 : Caractéristique du courant et de la luminance en fonction de la tension appliquée sur anode d'un OLED

Comme illustré sur la figure ci-dessus, suite à une polarisation entre deux électrodes, un courant traversera l'OLED, et produira de la lumière sortant par l'électrode transparente. La quantité de lumière émise par l'OLED dépendra de ce courant d'alimentation. Il faudra commander ce courant pour contrôler le niveau de lumière émise par le pixel.

Le courant d'alimentation pour l'OLED dans des écrans à matrice active sera fourni par un transistor en couches minces ajouté dans chaque pixel, en plus de celui de commande. La Figure 1-6 montre un pixel de base pour matrice OLED qui contient alors deux TFTs et un condensateur (pixel 2T1C).

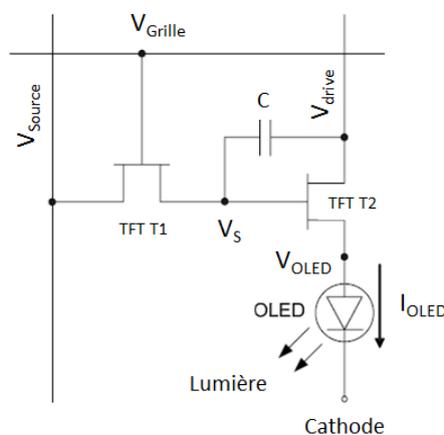


Figure 1-6 : Configuration d'un pixel 2T1C pour matrice active OLED [3]

Dans cette configuration, le TFT T1 est utilisé pour commander le pixel. La sélection se fait par les tensions appliquées ( $V_{Grille}$  et  $V_{Source}$ ) sur ses électrodes. Il fonctionne comme un commutateur qui transfère les données  $V_{Source}$  vers le condensateur C. Le TFT T2 sert à alimenter l'OLED pour fournir le courant. L'anode de l'OLED est connectée avec la source de T2 alors que sa cathode est connectée extérieurement à une électrode commune de cathode. A noter que la capacité C est utilisée pour stabiliser la tension appliquée à T2 (durant toute émission de l'OLED) lorsque T1 est désélectionné.

Le TFT T1 aura les mêmes spécifications que celui utilisé dans le pixel AMLCD : une mobilité pas nécessairement élevée, et un courant de fuite faible afin de maintenir la tension  $V_S$  constante en régime bloqué. Comme le TFT T1 va servir dans un temps court (de quelques microsecondes) par rapport à la trame de 20 ms, la stabilité de sa tension de seuil n'est pas un paramètre important.

Nous abordons maintenant les critères spécifiques pour le TFT T2 jouant le rôle d'une source d'alimentation d'OLED. Etant donné que le courant passant dans le canal du transistor est notamment proportionnel à la mobilité (plus de détails seront donnés dans le chapitre suivant), il est nécessaire que le TFT T2 ait une mobilité relativement élevée. Mais aussi, étant donné que T2 est dans l'état passant (ON) pendant toute la trame, il est soumis à un stress électrique pendant 100% du temps, et a donc besoin d'une bonne stabilité de tension de seuil. La stabilité de la tension de seuil permettra le maintien du même niveau de luminance dans le temps. Dans le même temps, une très bonne homogénéité spatiale de la tension de seuil est nécessaire pour obtenir un niveau uniforme de luminance (des images homogènes) sur l'écran. Il apparaît donc que les contraintes sur ce deuxième TFT sont plus fortes que pour celui de commande.

## 1.2 Technologies de TFTs et problématiques associées

Afin d'avoir une vue générale sur le contexte et la problématique du sujet de thèse, nous commençons par présenter les différents matériaux utilisés comme couche active dans les TFTs jusqu'à aujourd'hui, puis poursuivrons sur l'apparition plus récente des TFTs à base d'oxydes métalliques.

Dans cette première partie, nous abordons les problématiques associées aux TFTs à base de silicium qui est la technologie dominante des écrans à matrice active aujourd'hui. La Figure 1-7 représente les différents types de silicium existants, définis en fonction de la taille de grain.

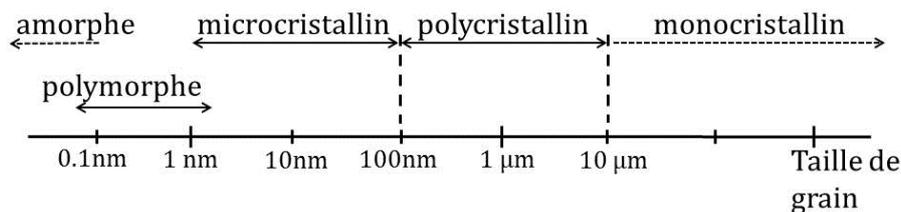


Figure 1-7 : Classification des types de silicium selon la taille de grain [4]

Du silicium amorphe au silicium polycristallin, les avantages et les inconvénients de ces matériaux pour la réalisation de TFTs seront abordés. On décrira également les applications principales de chaque technologie.

### 1.2.1 TFTs à base de silicium amorphe

Le silicium amorphe (noté a-Si:H) a été étudié dès les années 1970s [5] mais devient réellement connu depuis 1979, date à laquelle la démonstration d'un 1<sup>er</sup> AMLCD est publiée [6]. La couche active, généralement déposée par PECVD à basse température, est parfaitement amorphe donc très homogène sur des grandes surfaces [7]. Ces deux propriétés lui ont permis de s'imposer dans les domaines de l'électronique de grande dimension. Les TFTs en a-Si:H présentent une mobilité de l'ordre de 0.1 à 1 cm<sup>2</sup>/Vs avec un très faible courant de fuite ( $< 10^{-11}$  A) (illustré par la Figure 1-8).

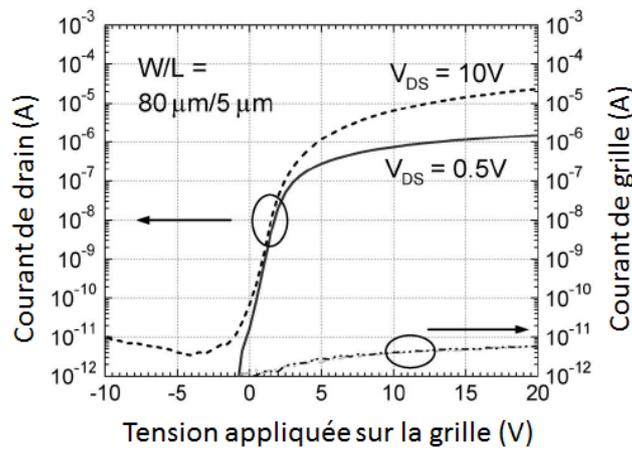


Figure 1-8 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  d'un TFT à base d'a-Si:H, de dimensions  $W/L = 80/5$ , à  $V_{DS} = 0.5$  V et 10 V [8]

De telles valeurs de la mobilité n'entravent pas l'utilisation de a-Si:H comme matériau de base pour les TFTs d'un AMLCD. Comme mentionné précédemment, le TFT, lorsqu'il est utilisé dans un AMLCD, ne joue que le rôle de commutateur, et les propriétés du a-Si:H lui permettent de répondre à ce besoin. La technologie de TFTs à base de silicium amorphe est aujourd'hui la technologie dominante pour des AMLCDs [9]. Cependant, pour des écrans de grande résolution, qui nécessitent une vitesse de fonctionnement plus rapide, le silicium amorphe ne peut plus répondre, à cause de sa faible mobilité. En effet, le temps de trame étant constant, l'augmentation du nombre de lignes induit une réduction du temps d'accès, donc du temps de charge, ce qui doit être compensé par une augmentation de mobilité. Dans le même temps, pour les écrans OLEDs dans lesquels le TFT joue le rôle d'une source d'alimentation, cette faible mobilité n'est pas suffisante. Un autre inconvénient des TFTs en a-Si:H est leur instabilité vis-à-vis d'un stress électrique. Précisément, une dérive de la tension de seuil du TFT et une diminution de son courant de drain sont observées lorsqu'il est soumis à une tension

prolongée sur sa grille. Cette dérive de tension de seuil, comme nous l'avons vu précédemment, est un problème critique pour un pixel OLED. Pour ces raisons, l'a-Si:H n'est pas adapté à l'application OLED. Il faut pour cela un matériau permettant une meilleure mobilité et surtout une meilleure stabilité. Le silicium polycristallin est un bon candidat.

### 1.2.2 TFTs à base de silicium polycristallin

Les premiers travaux sur les TFTs à base de silicium polycristallin (noté poly-Si) ont commencé dans les années 1980. Ce matériau, constitué de grains cristallins reliés par des joints de grain, est formé par la cristallisation d'une couche d'a-Si. Plusieurs méthodes de cristallisation ont été développées, donnant au final deux filières principales de poly-Si : HTPS (High Temperature PolySilicon) et LTPS (Low Temperature PolySilicon) [2]. HTPS est le poly-Si cristallisé à partir d'une couche a-Si en appliquant un recuit thermique à des hautes températures, typiquement entre 600°C et 1100°C. Cette cristallisation à des fortes températures ne permet pas la fabrication de TFTs en HTPS sur des substrats verre à bas coût. Par contre, ces TFTs sont typiquement fabriqués sur des substrats quartz qui sont plus chers. Bien que les TFTs en HTPS montrent une bonne performance électrique avec une mobilité de l'ordre de 40 cm<sup>2</sup>/Vs, leur procédé de réalisation impliquant des fortes températures n'est compatible qu'avec les applications utilisant des substrats de taille limitée de 150 à 200 mm. De ce fait, TFTs en HTPS sont plutôt utilisés pour des microécrans dont la petite taille compense le surcoût surfacique. Une autre technique de cristallisation de silicium amorphe a été proposée en 1989 [10,11] : la cristallisation par laser. Cette technique, une décennie plus tard, est devenue la plus employée dans l'industrie grâce à ses performances et son coût de fabrication modéré par rapport au HTPS. Elle est appelée LTPS car la cristallisation faite par laser est très locale et permet d'utiliser des verres standard, le budget thermique, régit par des recuits d'hydrogénation étant limité à 400°C. La couche polycristalline obtenue dans ce cas permet en effet d'obtenir une mobilité jusqu'à 200 cm<sup>2</sup>/Vs pour TFTs de type NMOS et jusqu'à 80 cm<sup>2</sup>/Vs pour TFTs de type PMOS. Un exemple des courbes caractéristiques électriques de deux TFTs NMOS et PMOS à base de LTPS est montré dans la Figure 1-9.

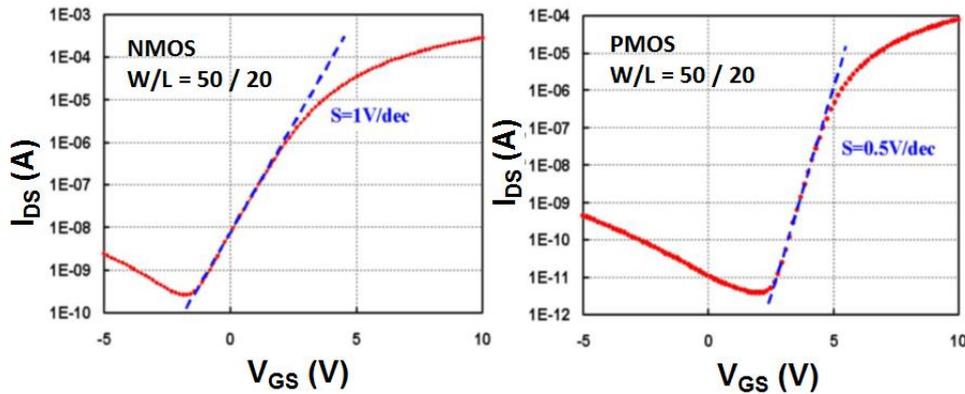


Figure 1-9 : Caractéristiques de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  de deux TFTs NMOS et PMOS à base de poly-Si, de dimensions  $W/L = 50/20$ , à  $V_{DS} = 4.1$  V [2]

Les performances électriques de ces TFTs sont résumées dans le Tableau 1-1.

Tableau 1-1 : Récapitulatif des performances électriques de TFTs NMOS et PMOS à base de LTPS de dimensions  $W/L = 50/20$  [2]

Performances électriques de TFT	TFT NMOS (50x20 $\mu\text{m} \times \mu\text{m}$ )	TFT PMOS (50x20 $\mu\text{m} \times \mu\text{m}$ )
Tension d'opération (V)	4.4	5.6
Pente sous le seuil (V/décade)	1	0.5
Mobilité ( $\text{cm}^2/\text{Vs}$ )	200	80
$I_{OFF}$ (pA/ $\mu\text{m}$ ) à $V_{GS} = 0$ V et $V_{DS} = 4.1$ V)	130	0.22

Ces hautes valeurs de mobilité, associées à une très bonne stabilité de la tension de seuil, permettent de réaliser des circuits et par exemple d'intégrer les circuits d'adressage des matrices actives sur le verre en périphérie d'écran. De plus, on peut réaliser les TFTs poly-Si sur des substrats flexibles, fabriqués soit de manière directe (couches minces de TFT déposées directement sur substrat) ou indirecte (à l'aide d'un processus de transfert). Grâce à ces propriétés intéressantes, la cristallisation par laser est aujourd'hui la technique poly-Si la plus répandue et mature dans l'industrie LCD. Pour des applications AMOLEDs, le TFT en poly-Si aussi remplit parfaitement son rôle d'une source de courant pour OLED grâce à sa bonne mobilité et sa bonne stabilité électrique en comparaison de celle des TFTs en a-Si:H. Par contre, le poly-Si LTPS présente une relativement mauvaise homogénéité spatiale, inhérent à la taille des grains qui est difficilement contrôlée par cristallisation par laser. Ces problèmes d'homogénéité

induisent une variation des paramètres électriques de TFTs sur une grande surface, essentiellement de la tension de seuil ainsi que de la mobilité. Ceci fait qu'il peut être utilisé pour les écrans OLEDs de petite ou moyenne dimension, mais pose problème pour les grandes dimensions telles que la télévision.

Le coût de production d'écrans utilisant poly-Si reste supérieur à celui d'une technologie a-Si:H. D'une part, le laser est un équipement coûteux, d'autre part, la technologie poly-Si nécessite des étapes d'implantation ionique qui sont aussi coûteuses. Par contre, les règles de dessin du poly-Si permettent des pas de pixels plus petit qu'avec l'a-Si:H.

Au final, le poly-Si est adapté :

- aux écrans LCDs de petite dimension et haute résolution pour objets nomades (exemple : smartphones haut de gamme) car il permet des petits pas de pixel et d'intégrer les circuits de commande (→ compacité) ;
- aux écrans OLEDs de petite à moyenne dimension : les performances demandées écartent en effet l'a-Si, mais l'homogénéité spatiale du poly-Si pose problème pour les plus grandes tailles.

Plus récemment, plusieurs méthodes ont été proposées pour améliorer l'homogénéité du poly-Si, avec des résultats intéressants. En 2013, la commercialisation par Samsung de téléviseurs OLEDs FHD courbées de 55 pouces à base de TFTs poly-Si [12,13] en est l'illustration la plus significative. Le coût de production reste cependant le plus contraignant.

Etant donné que le poly-Si coûte cher et que l'a-Si a des performances limitées, on recherche de longue date un matériau permettant de combiner les avantages, et la recherche s'est naturellement tournée vers de nouvelles formes de silicium telles que le silicium microcristallin et le silicium polymorphe. C'est l'objet du paragraphe suivant.

### **1.2.3 TFTs à base de silicium microcristallin et polymorphe**

Le silicium microcristallin (noté  $\mu\text{-Si}$ ) a donc été proposé pour parer aux inconvénients de silicium amorphe et polycristallin [14–17]. Le  $\mu\text{-Si}$  partage avec le silicium amorphe la technique de dépôt PECVD qui est déjà mature et bénéficie de certaines des propriétés du silicium polycristallin. Tout en utilisant le procédé PECVD à bas coût, ce matériau présente une mobilité d'électrons nettement supérieure à celle de l'a-Si. De plus, les TFTs à base de  $\mu\text{-Si}$  s'avèrent plus stables que ceux en a-Si:H vis-à-vis

d'un stress électrique. Cependant, malgré toutes ces propriétés intéressantes, un inconvénient majeur du  $\mu\text{-Si}$  la sensibilité aux différentes étapes du procédé de fabrication [18]. Concrètement, la présence d'oxygène à l'arrière du canal lors du dépôt peut provoquer l'apparition d'un courant de fuite parasite lorsque le TFT est en régime bloqué. La difficulté de contrôler un procédé de fabrication des TFTs en  $\mu\text{-Si}$  de façon industrielle (notamment la taille des grains et l'homogénéité) est probablement la raison qui explique son absence en production.

Nous présenterons maintenant la dernière structure de silicium appelée silicium polymorphe qui a été proposée plus récemment [18,19]. Etant plutôt un état intermédiaire entre silicium amorphe et microcristallin, le silicium polymorphe est constitué d'une phase amorphe dans laquelle sont incorporés des nanocristaux. Un des avantages des TFT à base de silicium polymorphe est une meilleure stabilité de tension de seuil sous une condition de stress électrique que celle des TFTs en a-Si [18,19]. Un autre avantage est l'excellente homogénéité spatiale des caractéristiques inhérente à la dominante amorphe du matériau. Dans le même temps, la mobilité qui reste similaire à celle de a-Si (entre 0.5 à 1  $\text{cm}^2/\text{Vs}$ ). Cependant le gain en stabilité sous stress paraît insuffisant pour intégrer des TFTs dans des matrices actives des OLEDs voire des LCDs, qui nécessitent de plus en plus des mobilités élevées pour augmenter la résolution. De ce fait, le silicium polymorphe, comme le  $\mu\text{-Si}$ , restent encore loin de la production commerciale pour les écrans.

### **1.2.4 Résumé des technologies existantes de TFTs à base de silicium**

En résumé, les TFTs en silicium amorphe, grâce à leur excellente uniformité surfacique, associée à une technologie à bas coût, sont dominants aujourd'hui pour les AMLCDs. La dérive de tension de seuil sous un stress électrique ainsi que la faible mobilité sont néanmoins deux inconvénients rédhibitoires pour leur intégration dans des AMOLEDs. Quant au silicium polycristallin, qui montre une mobilité élevée et une bonne stabilité de la tension de seuil, il est tout à fait adapté aux écrans OLEDs à matrice active, jusqu'à une certaine taille. En effet, l'inhomogénéité des paramètres électriques limite l'utilisation de cette technologie pour les écrans OLEDs de grandes dimensions. Du côté de la recherche en laboratoire, les études sur le poly-Si visent surtout l'amélioration de l'homogénéité spatiale. En 2013, la commercialisation des téléviseurs OLEDs de 55 pouces chez Samsung illustre ces progrès, mais le coût reste un problème.

Des solutions alternatives ont été proposées : Le Si microcristallin, malgré sa bonne mobilité et sa meilleure stabilité, n'est cependant pas entré en production, et le silicium polymorphe, malgré une excellente homogénéité spatiale, n'offre pas, un gain suffisant en termes de stabilité pour l'utilisation dans les OLEDs.

### 1.2.5 Technologie de TFTs à base de semiconducteurs organiques

Les TFTs à base des matériaux organiques (OTFTs) ont été également étudiés à partir de 1986. Les 1<sup>ers</sup> OTFTs présentent à l'époque des performances électriques éloignées de celles des TFTs en silicium [20]: une mobilité de l'ordre de  $10^{-5}$  cm<sup>2</sup>/Vs, une tension de seuil de 100 V ainsi qu'un rapport du courant  $I_{ON}/I_{OFF}$  de l'ordre de  $10^3$  sont rapportés. Depuis, les performances électriques des OTFTs se sont fortement améliorées [21–24]. Pendant ces presque trois décennies, plusieurs techniques de synthèse de couche organique ont été proposées pour fabriquer des OTFTs à basse température. La variété de matériaux organiques permet, par ailleurs, d'avoir plusieurs possibilités en fonction du besoin. Ces matériaux étant le plus souvent solubles, il est possible de les mettre en œuvre par des procédés potentiellement bas coût tels que l'impression par jet d'encre, la sérigraphie ou la technique au déroulé et de réaliser des écrans flexibles.

Cependant, les OTFTs possèdent encore des limitations qui expliquent leur absence en production industrielle. Un problème important est la stabilité. Ces matériaux présentent souvent une certaine sensibilité à l'air et les TFTs réalisés souffrent d'une instabilité des paramètres électriques de TFT sous stress électrique. Mais la question est principalement industrielle : Pour réaliser des matrices actives en TFT organique avec des résolutions et des dimensions actuelles d'écran, les techniques d'impression ne conviennent pas (résolution insuffisante) et il faut recourir à des techniques de lithographie telles qu'utilisées dans les TFTs en a-Si ou en poly-Si. Le gain potentiel en coût n'est alors plus là. L'avantage compétitif des TFT organiques (et, d'une façon générale, des semi-conducteurs *en solution*, dont certains sont inorganiques) se trouverait dans la fabrication d'écrans à faible résolution et grande dimension : de tels produits n'apparaissent pas aujourd'hui dans l'horizon du marché des écrans plats. Aujourd'hui, la société la plus avancée dans le développement de TFT organiques est Plastic Logic, qui a démontré des prototypes d'écrans électrophorétiques souples (jusqu'à 10.7 pouces) utilisant une matrice active avec des OTFTs [25].

### 1.3 TFT à base de semiconducteurs à oxydes métalliques

Nous présentons maintenant la technologie des TFTs à base d'oxydes semi-conducteurs transparents (TSO) (oxydes métalliques). Apparus plus récemment, les oxydes métalliques présentent des propriétés intéressantes qui en font d'excellents candidats dans le domaine des écrans. On distingue ici deux familles d'oxydes métalliques [26]: Le « TPOS » (Transparent Polycristallin Oxide Semiconductor) et le « TAOS » (Transparent Amorphous Oxide Semiconductor). Dans cette partie, nous allons présenter d'abord la technologie de TFTs à base de ZnO qui est le matériau le plus représentatif pour la filière TPOS. Ensuite, nous décrirons le cas de l'IGZO (Indium Gallium Zinc Oxide) monocristallin. Cette section se conclura par une discussion plus détaillée sur la filière TAOS. Différents oxydes semi-conducteurs amorphes utilisés dans les TFTs seront ainsi abordés.

#### 1.3.1 TFTs à base de ZnO (TPOS)

L'oxyde de zinc a été étudié dès les années 1960 mais a trouvé un regain d'intérêt au début des années 2000. Les premières publications de TFTs en ZnO de Hoffman *et al.*[27], Carcia *et al.*[28], Masuda *et al.*[29] en 2003 ont en effet ouvert une période prolifique de la recherche sur ce matériau en particulier, et sur les oxydes semi-conducteurs transparents en général. Plusieurs techniques de dépôt de ZnO ont été mentionnées, telles que : Pulse Laser Deposition (PLD) [29], pulvérisation RF [30,31], Metalorganic Chemical Vapor Deposition (MOCVD) [32] ou tournette (spin-coating) [33]. Les TFTs à base de ZnO sont réalisés soit à de fortes températures (typiquement supérieures à 450°C) afin de renforcer la phase cristalline du matériau semi-conducteur, soit à de basses températures (y compris ambiante), suivi généralement d'un traitement thermique pour améliorer les performances électriques des TFTs. La réalisation de TFTs en ZnO à des températures élevées, tout comme le cas du HTPS évoqué plus tôt, empêche l'utilisation des substrats verre à bas coût. Concernant les performances électriques, cette technologie offre une bonne mobilité (jusqu'à 100 cm<sup>2</sup>/Vs) ainsi qu'une stabilité de tension de seuil sous stress électrique qui est presque comparable à celle du poly-Si. Cependant, la structure cristalline de ZnO pose le même problème que dans le cas de poly-Si : la présence de grains de taille inhomogène entraîne une inhomogénéité spatiale des paramètres électriques et limite la taille des écrans [34]. Un

autre inconvénient du ZnO, que l'on trouve d'ailleurs généralement pour les TCOs utilisés en tant que couches actives de TFT, est la trop forte densité des porteurs de charge de la couche conductrice, ceci même dans un état non-intentionnellement dopé (typiquement supérieure à  $10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ). Ainsi la déplétion du canal à une tension raisonnable devient plus difficile [34]. Cela conduit souvent à des difficultés pour obtenir un TFT « normally-off », que l'on souhaite pour le TFT de sélection. Afin de résoudre ce problème, l'IGZO cristallin, qui permet lui un meilleur contrôle de la concentration en porteurs de charge, a été proposé et étudié [35].

### 1.3.2 TFTs à base d'IGZO cristallin

L'IGZO cristallin, contrairement à ZnO, n'a pas tendance à augmenter sa phase cristalline lorsque la température de dépôt augmente. L'étude sur ce matériau a été démarrée en 2000 [36] mais son intégration comme couche active dans un TFT n'est connue que depuis 2003 dans le premier rapport de Nomura *et al.*[35]. La structure de ces TFTs et leurs caractéristiques électriques sont illustrées dans la Figure 1-10.

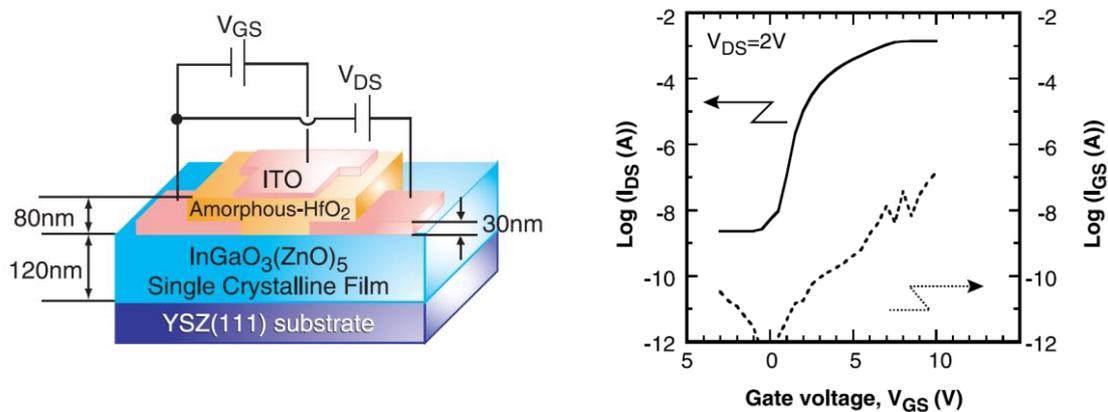


Figure 1-10 : Structure et caractéristique électrique du 1<sup>er</sup> TFT à base de l'IGZO monocristallin rapportées par Nomura *et al.*[35]

Avec une couche monocristalline  $\text{InGaO}_3(\text{ZnO})_5$ , les TFTs démontrent une excellente mobilité de  $80 \text{ cm}^2/\text{Vs}$  et un bon rapport  $I_{\text{ON}}/I_{\text{OFF}}$  de l'ordre de  $10^6$ . Cependant, la croissance de couche monocristalline ainsi que le procédé de réalisation de ces TFTs sont décrits comme très complexes avec une température qui peut atteindre  $1400^\circ\text{C}$  [35], ce qui n'est pas applicable pour l'industrie des TFTs.

Une étude sur l'IGZO cristallin a fait date en 2012 avec une nouvelle structure, appelée « CAAC » (C-Axis Aligned Crystal) dévoilée par Yamazaki *et al.*[37] chez Sharp. Cette structure est intermédiaire entre les états monocristallin et amorphe bien qu'elle

soit bien plus proche de la phase monocristalline que celle amorphe. Comme son nom « CAAC » l'indique, cette structure consiste en l'alignement selon l'axe c comme celle observée dans la structure monocristalline. Cependant, entre les deux alignements restants a et b, on n'observe pas de joints de grains présents dans la phase amorphe. D'après Sharp, l'avantage majeur des TFTs en IGZO « CAAC » concerne la possibilité d'avoir une mobilité élevée associée à une stabilité électrique intéressante. Ceci offre la possibilité de l'utiliser non seulement dans la production des LCDs classiques mais également pour des écrans OLEDs.



Figure 1-11 : Image de l'écran AMOLED 4k2k annoncé par Sharp [37]

Trois prototypes de LCDs et d'OLEDs utilisant cette nouvelle structure ont été dévoilés à la conférence de la SID en 2012, parmi lesquels se trouve un écran AMOLED QFHD (soit 3840 x 2160 pixels) de 13.5 pouces avec une densité de 326 pixels par pouce [38]. C'est donc une preuve tangible de l'intérêt de cette structure. Cependant, malgré ces propriétés intéressantes, la recherche sur IGZO « CAAC » a encore de grands défis à relever en terme de durée de vie avant d'entrer en production pour les OLEDs [39].

### 1.3.3 TFTs à base de TAOS

Après les études sur les TFTs en ZnO et celles sur les TFT à base d'IGZO monocristallin publiée au début des années 2000, la recherche sur l'oxyde semi-conducteur transparent amorphe (TAOS) s'est développée. Un an après le rapport sur l'IGZO monocristallin, Nomura *et al.* ont rapporté, pour la première fois, les performances électriques de TFTs utilisant l'IGZO amorphe [40] que nous détaillerons par la suite. Ce travail a ouvert la porte à une croissance significative des études concernant l'utilisation de matériau TAOS en tant que couche active dans les TFTs. Nous allons passer en revue, dans les paragraphes qui suivent, différents matériaux TAOS étudiés par différentes équipes de recherche.

**(a) TAOS ou des oxydes multicomposants**

Il faut noter que la plupart des oxydes métalliques purs (non-dopés) formés à partir d'un seul métal, par exemple ZnO ou In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, sont normalement cristallins même lorsqu'ils sont déposés à température ambiante. De ce fait, il est difficile d'obtenir des phases amorphes à partir de ce type d'oxydes sans les doper. Par ailleurs, des oxydes composés d'au moins deux métaux, tels que Zn-In-O ou Zn-Ga-O, sont sous état amorphe lorsque l'on atteint certaines compositions métalliques. En général, le mélange de deux ou plusieurs cations ayant des charges et/ou des tailles différentes est favorable à la formation de la phase amorphe. Par conséquent, les TAOS étudiés pour les transistors en couches minces sont essentiellement des oxydes multi-composants, avec donc une grande variété de ce type de matériau [34].

**(b) Matériaux et techniques de dépôt**

Les couches minces TAOS sont généralement déposées par des techniques en phase solide telles que la pulvérisation ou la PLD (Pulse Laser Deposition). Chiang *et al.* ont mentionné la réalisation de TFTs à base de Zn-Sn-O amorphe (a-ZTO) [41] et d'In-Zn-O amorphe (a-IZO) [42] à haute température. Ces TFTs, après être soumis à un recuit entre 300°C et 600°C, présentent de très bonnes mobilités, jusqu'à 55 cm<sup>2</sup>/Vs. Le ZTO et l'IZO, deux oxydes transparents, sont les deux premiers exemples de TAOS comportant des cations de métaux lourds (heavy-metal) avec la configuration électronique (n-1)d<sup>10</sup>ns<sup>0</sup> (n≥4). De nombreuses études ont ensuite montré que des TAOS de TFTs de haute performance sont composés de métaux de même configuration que celle décrite précédemment. Fortunato *et al.*[43] ont rapporté des TFTs à base d'a-IZO déposés par pulvérisation RF à température ambiante avec une mobilité supérieure à 100 cm<sup>2</sup>/Vs. Cette technique a été également mise en œuvre par Yabuta *et al.*[44] pour des TFTs en a-IGZO qui présentent une mobilité de 12 cm<sup>2</sup>/Vs. Suite à ces publications, des variantes d'oxydes multi-composants, dont : a-ZTO [45-47], a-IZO [48,49], a-Zn-In-Sn-O (a-ZITO) [50,51] ou a-Ga-Sn-Zn-O (a-GTZO) [52], ont été étudiés. L'Indium, le Zinc, l'étain et le Gallium sont les constituants majeurs des matériaux TAOS utilisés en tant que couches actives pour les TFTs de haute performance. Plusieurs techniques de dépôt sont mises en œuvre, parmi lesquelles la pulvérisation cathodique, qui reste aujourd'hui la plus utilisée [34].

Après les dépôts par voie physique, le procédé de dépôts par voie liquide a aussi été étudié. On peut l'illustrer par l'augmentation du nombre des publications sur les TFTs utilisant TAOS en solution (Figure 1-12).

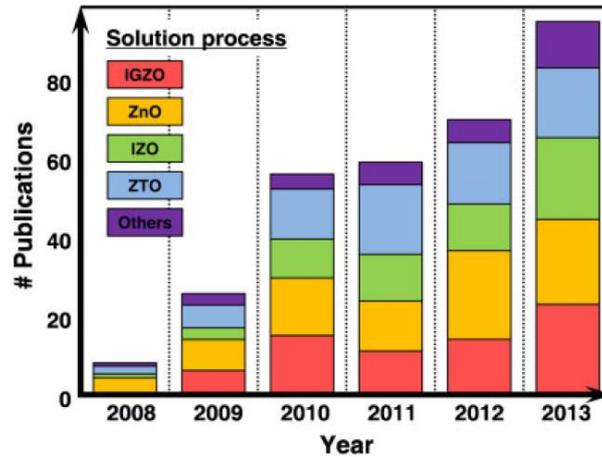


Figure 1-12 : Statistique du nombre de publications sur les TFTs utilisant TAOS en solution de 2008 à 2013 [53]

Des TFTs à base de TAOS en solution ont commencé à être étudiés dès 2007 [53,54]. La technologie de TAOS en solution a comme point commun avec les OTFTs les avantages potentiels de procédés simples, à bas coût. Avant le dépôt en couches minces, les solutions de TAOS sont généralement synthétisées en utilisant des précurseurs de métal en solution [53]. La couche active pourra être déposée par différentes méthodes telles que la tournette, le jet d'encre ou la sérigraphie [53]. Parmi eux, la tournette est la plus utilisée. Une grande part des études sur TAOS à base de solution se focalise sur l'impact de précurseurs métalliques, sur l'effet de la température de recuit et de la structure du canal sur les performances des transistors. Quelques réalisations de TFTs en a-IZO à partir d'une source d'halogénure de métal avec un post-recuit à 400°C [55], ou en ZTO et IZO avec un recuit à 500°C [56] ont été rapportées. Malgré des performances intéressantes, cette technologie possède encore des défis à relever pour entrer en la production.

### **(c) Avantages et challenges de TAOS**

De nombreux études ont montré les bonnes performances des TFTs en TAOS : des mobilités supérieures à 10 cm<sup>2</sup>/Vs, des tensions d'opération très faibles voire proches de 0 V, des rapports I<sub>ON</sub>/I<sub>OFF</sub> plus grands que 10<sup>7</sup>, des pentes sous le seuil autour de 0.2 V/décade [54]. Cela révèle les bonnes propriétés électriques des TFTs en TAOS

par rapport aux TFTs en a-Si ou OTFTs. Cette technologie innovante permet d'obtenir des TFTs de haute performance, transparents, à faible coût, et à basse température.

Malgré les propriétés intéressantes mentionnées, le TAOS a encore des limitations. En effet, actuellement, la température de réalisation de TFTs en TAOS est dictée plutôt par l'isolant de grille que par la couche de semi-conducteur [54]. Or les études sur TAOS se focalisent sur l'optimisation des propriétés des couches semi-conductrices oubliant les contraintes sur l'isolant de grille. La présence de défauts à l'interface ainsi qu'à l'intérieur de la couche de l'isolant de grille limitent significativement les performances électriques, notamment, en termes de mobilité, de courant de fuite, et de stabilité de TFTs sous contrainte électrique et lumineuse. La stabilité de tension de seuil, jouant un rôle critique dans les écrans AMOLEDs reste insuffisante. Plusieurs mécanismes de la dégradation ont été proposés : le piégeage de charges positives (de trous) générés sous l'excitation de lumière, la création de lacunes d'oxygène ionisées et la photodésorption de molécules d'oxygène [54].

#### **(d) Un des meilleurs candidats dans la filière TAOS : IGZO**

Comme nous l'avons vu, les TAOS sont des candidats pour l'industrie des TFTs. Parmi les différents matériaux, l'IGZO amorphe paraît le plus crédible pour l'intégration dans les écrans. Depuis l'apparition des premiers transistors à base d'IGZO amorphe en 2004 [40], plusieurs groupes se sont intéressés à son utilisation pour des applications dans les écrans plats à matrice active, ce que nous allons décrire.

## **1.4 TFTs à base d'IGZO amorphe**

### **1.4.1 Aperçu historique**

La technologie de transistor en couches minces utilisant l'IGZO amorphe a été développée par Nomura *et al.*[40]. Dans ce travail, l'IGZO a été déposé par ablation laser pulsé (Pulse Laser Deposition - PLD) à partir d'une cible polycristalline d' $\text{InGaZnO}_4$  à température ambiante (RT). L'état amorphe de couche obtenue a été confirmé par diffraction des rayons X (XRD) et sa transmission optique dans le visible et l'infrarouge (entre 390-3200 nm) a été mesurée supérieure à 80% (Figure 1-13).

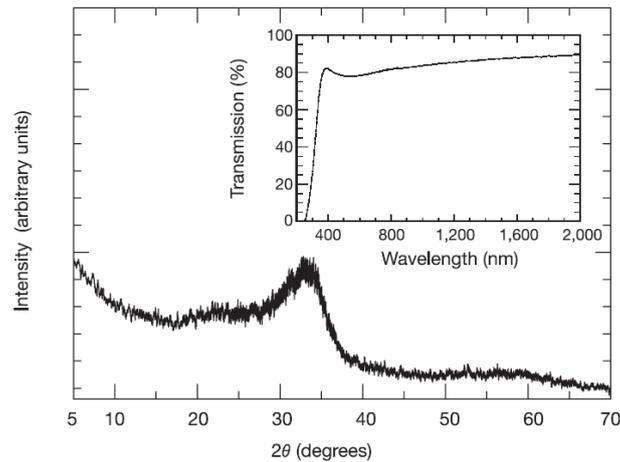


Figure 1-13 : Spectres de XRD et de la transmittance optique de l'IGZO rapportés par Nomura *et al.*[40]

De plus, la couche amorphe s'est avérée stable thermiquement dans l'air jusqu'à 500°C. Sa bande interdite de 3 eV est presque similaire avec celle de l'IGZO monocristallin. La structure et les caractéristiques électriques des 1<sup>ers</sup> TFTs sont illustrées dans la Figure 1-14.

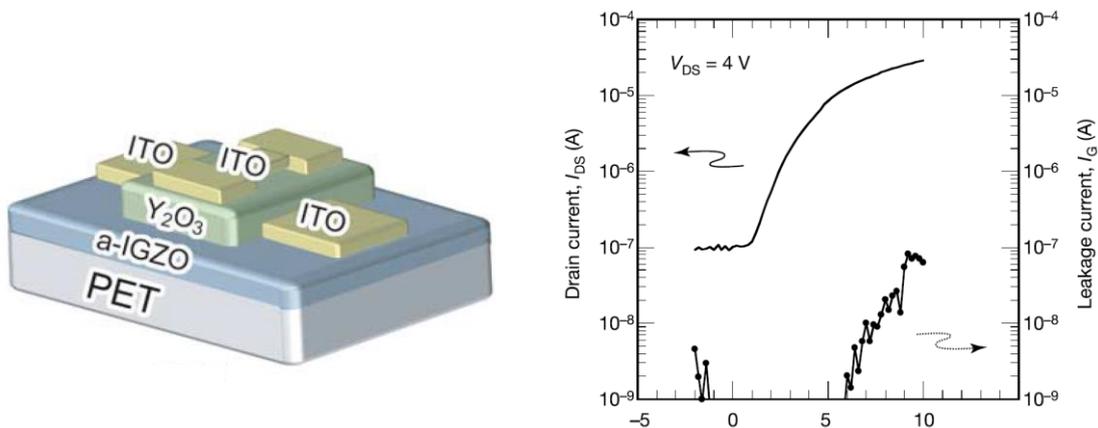


Figure 1-14 : Structure et caractéristique électrique du 1<sup>er</sup> TFT utilisant a-IGZO rapportées par Nomura *et al.*[40]

Ces TFTs présentent une tension de seuil de 1.6 V, ce qui montre que les TFTs fonctionnent en mode d'accumulation. La mobilité est de 5.6 cm<sup>2</sup>/Vs en régime linéaire et de 8.3 cm<sup>2</sup>/Vs en régime saturé. Le rapport  $I_{ON}/I_{OFF}$  reste encore faible de l'ordre de 10<sup>3</sup>. Ces paramètres ont été améliorés deux ans plus tard [57] avec les valeurs de 10 cm<sup>2</sup>/Vs pour la mobilité et de l'ordre de 10<sup>6</sup> pour le rapport  $I_{ON}/I_{OFF}$ . Il apparaît que les TFTs en a-IGZO présentent une mobilité nettement supérieure à celle du Si amorphe.

Suite aux premières publications de Nomura *et al.*[40,57] apportant une vue globale sur l'IGZO amorphe ainsi que l'intérêt pour son utilisation dans des TFTs, la

recherche sur ce matériau s'est poursuivie et développée. Nous distinguerons deux périodes importantes: la première période entre 2006 et 2008, et la deuxième depuis 2009. De 2006 à 2008, des dépôts par voie physique ont été explorés, et les principales propriétés des TFTs en a-IGZO ont été investiguées, à l'exception de la stabilité. La deuxième période s'est par contre focalisée sur l'étude de la stabilité de transistors sous stress électrique et/ou sous lumière.

**(a) Période 2006 - 2008**

Les premières couches d'IGZO ayant des propriétés électriques et morphologiques intéressantes furent déposées par PLD à température ambiante [40,57]. Après 2006, plusieurs études concernant la technique de dépôt ont été menées dans le but d'obtenir des couches uniformes sur des grandes surfaces, avec des méthodes plus rapides que la PLD. Cet objectif, basé sur l'adaptation de la technologie à la production industrielle, a ouvert la voie à des dépôts par voie solide. La méthode qui a été largement développée est la pulvérisation cathodique, utilisant un réacteur RF [44,58-66] ou DC [67,68]. C'est la méthode dominante aujourd'hui.

Un avantage majeur de la pulvérisation cathodique est la possibilité de contrôler la conductivité électrique des couches en fonction des paramètres de dépôt [61]. Il est important de noter que les oxydes métalliques, en général, passent de l'état conducteur à l'état isolant en fonction de la quantité d'oxygène contenue dans la couche. Il est connu qu'en PLD, la gamme de conductivité électrique pour laquelle l'IGZO se comporte comme une couche semi-conductrice est limitée par la possibilité restreinte de changer les conditions de dépôt. Deux méthodes de pulvérisation existent : soit à partir d'une cible polycristalline  $\text{In}_x\text{Ga}_y\text{Zn}_z\text{O}_t$  [44,61-64] (avec  $x, y, z, t$  : pourcentages atomiques de composition chimique, ajustables pour chaque cible), soit à partir de trois cibles séparées d'oxydes métalliques partiels d'Indium, de Gallium et de Zinc [58,59,65,66].

Dans le cas du dépôt utilisant une cible polycristalline, de bonnes performances électriques de TFTs ont été obtenues [44,60-64] : des mobilités de 10 à 36  $\text{cm}^2/\text{Vs}$ , des rapports  $I_{\text{ON}}/I_{\text{OFF}}$  de l'ordre de  $10^7$  à  $10^8$  et des pentes sous le seuil inférieures à 0.6 V/décade. Ces études se focalisaient sur l'impact de plusieurs facteurs sur les propriétés électriques des TFTs, parmi lesquelles les paramètres de dépôt d'IGZO ainsi que le procédé de fabrication du transistor. Pour le dépôt d'IGZO, l'effet des paramètres tels que la pression partielle d'oxygène, la puissance de plasma, la pression de travail dans la

chambre de dépôt et la température du dépôt ont été évalués. Concernant le procédé de réalisation des TFTs, la structure de transistor et le choix de matériau de l'isolant de grille se sont révélés comme des paramètres très influents.

La pression partielle d'oxygène (noté  $P_{O_2}$ ) est un des paramètres clé régissant la conductivité électrique de l'IGZO. L'impact de ce paramètre sur l'IGZO et sur les caractéristiques électriques de transistors a été largement étudié [60,61,63]. Kumomi *et al.*[61] ont montré que la conductivité de l'IGZO est contrôlée par la variation de  $P_{O_2}$  pendant le dépôt du matériau. Elle diminue de manière monotone avec l'augmentation de  $P_{O_2}$  (Figure 1-15).

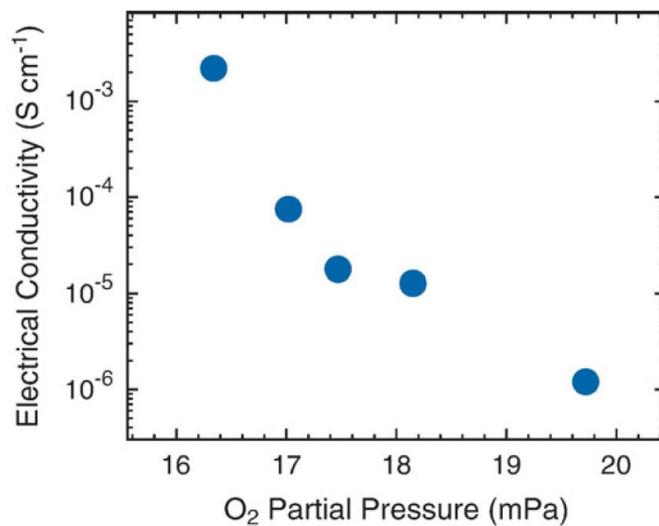


Figure 1-15 : Effet de la pression partielle d'oxygène sur la conductivité électrique de l'IGZO rapporté par Kumomi *et al.*[61]

Kang *et al.*[63] ont étudié le comportement électrique de TFTs avant et après l'absorption de l'oxygène venant de l'extérieur. Dans cette étude, la tension d'opération de TFT (noté  $V_{ON}$ ) est mesurée à l'atmosphère ambiante puis sous un vide de  $8.5 \cdot 10^{-6}$  Torr. Après avoir atteint la pression la plus basse, l'oxygène est ensuite introduit dans la chambre en quantité contrôlée, puis sa pression varie au cours de l'expérience.

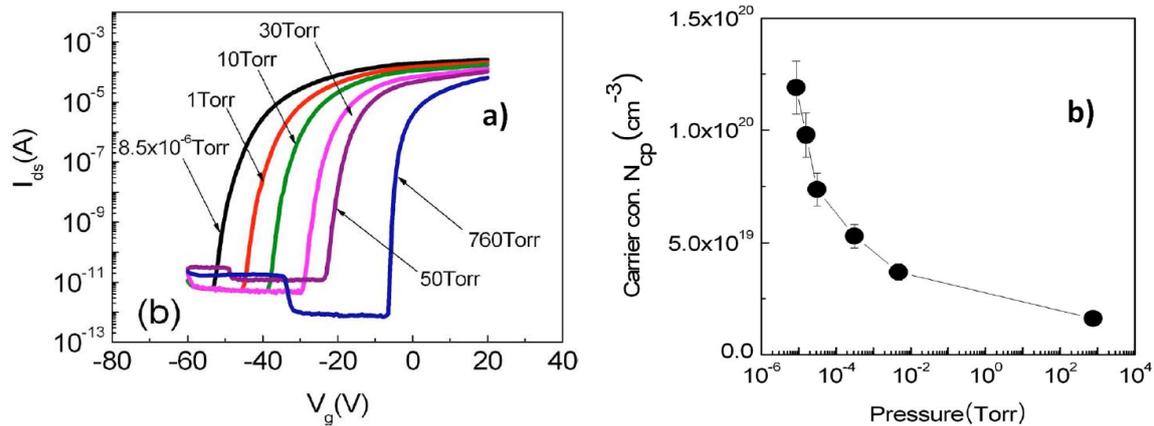


Figure 1-16 : Effet de la pression d'oxygène sur : (a) la caractéristique de transfert d'un TFT en a-IGZO ; (b) la concentration des porteurs de charge de l'IGZO ; rapporté par Kang *et al.*[63]

Il est montré que  $V_{ON}$  à l'air est d'environ  $-7$  V tandis que celle à une pression de  $8.10^{-6}$  Torr réduit fortement jusqu'à  $-47$  V (Figure 1-16a). Cependant, lorsque l'oxygène est introduit dans la chambre,  $V_{ON}$  revient à la valeur normale ( $V_{ON}$  dans l'air). Ce phénomène s'explique par la diffusion de l'oxygène dans l'IGZO qui produit une modification de la concentration de porteurs de charge (Figure 1-16b). Cela entraîne ensuite le décalage de  $V_{ON}$ .

Etudiant également l'effet de  $P_{O_2}$ , Chiang *et al.*[60] ont déterminé une relation entre ce facteur et la puissance de plasma, la température de post-recuit et le temps de dépôt d'IGZO (qui déterminera l'épaisseur du canal). Il est montré que pour les TFTs soumis à un post-recuit à de plus faibles températures (inférieures à  $400^\circ\text{C}$ ), la puissance RF et la pression partielle d'oxygène sont les deux critères les plus critiques. Ainsi, la mobilité est améliorée, et s'accompagne d'une diminution de la tension de seuil lorsque l'on réduit  $P_{O_2}$  ou que l'on augmente la puissance RF. En revanche, avec un recuit à des températures plus élevées (supérieures à  $400^\circ\text{C}$ ), le traitement de ce recuit déterminera les performances des TFTs.

Tableau 1-2 : Effet de la pression de travail sur les paramètres caractéristiques des TFTs en a-IGZO rapporté par Jeong *et al.*[64]

Pression de travail	$\mu$ ( $\text{cm}^2/\text{Vs}$ )	S (V/décade)	$I_{ON}/I_{OFF}$	$V_{T\text{ sat}}$ (V)
1 mTorr	21.8	0.17	$6.8 \times 10^7$	0.83
3 mTorr	14.2	0.44	$2.3 \times 10^7$	3.0
5 mTorr	11.4	0.87	$1.0 \times 10^7$	2.9

L'impact de la pression de travail durant le dépôt d'IGZO a été étudié par Jeong et *al.*[64]. Cet effet est illustré sur le Tableau 1-2. La mobilité et la pente sous le seuil s'améliorent de façon inversement proportionnelle à la pression de dépôt. A une pression de 1 mTorr, elles atteignent 21.8 cm<sup>2</sup>/Vs et 0.17 V/décade en comparaison de respectivement 11.4 cm<sup>2</sup>/Vs et 0.87 V/décade à 5 mTorr. Cela s'explique par la réduction des défauts dans le volume de l'IGZO, grâce à la pression de dépôt plus faible.

La structure des TFTs ainsi que le choix de matériau isolant ont aussi un impact sur les performances électriques des TFTs [61]. Il est montré qu'en utilisant l'Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> comme isolant de grille, la structure de TFT est plus adaptée avec la configuration « grille dessus » tandis que l'utilisation d'une couche de l'oxyde SiO<sub>2</sub> thermique formée au-dessus du silicium sera plus adaptée pour une structure « grille dessous ». Cela est attribué à la rugosité de la couche diélectrique qui régit ensuite la qualité de l'interface entre le canal et les autres couches.

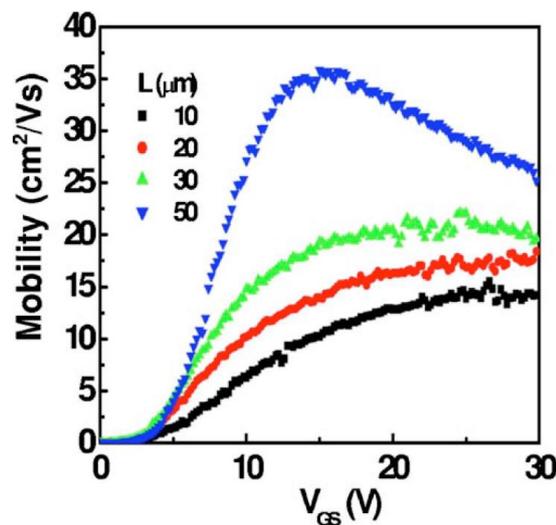


Figure 1-17 : Effet de la dimension du canal sur la mobilité de TFT en a-IGZO rapporté par Kim *et al.*[62]

La mobilité du transistor dépend aussi de la dimension du canal, tel que cela a été démontré par Kim *et al.*[62]. Notamment, la mobilité baisse de 35.8 à 14.8 cm<sup>2</sup>/Vs lorsque la longueur du canal passe de 50 à 10 µm (Figure 1-17). Cette dégradation est due à l'existence d'un courant parasite entre source et drain qui augmente quand le canal est plus court.

Nous abordons maintenant les résultats des études les plus significatives dans lesquelles l'IGZO est déposé par pulvérisation, mais en utilisant trois cibles séparées des oxydes partiels : In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, et ZnO. Mise en œuvre pour la première fois par Iwasaki *et*

*al.*[58], cette technique est appelée la co-pulvérisation. Les TFTs avec l'IGZO obtenu par cette technique présentent des performances remarquables telles que des mobilités de 10 à 74  $\text{cm}^2/\text{Vs}$  et des rapports  $I_{\text{ON}}/I_{\text{OFF}}$  de l'ordre de  $10^7$  à  $10^8$  [58,66].

Iwasaki *et al.*[58] ont fait le lien entre les propriétés électriques de TFTs et les compositions de métaux (In, Ga, Zn) (Figure 1-18).

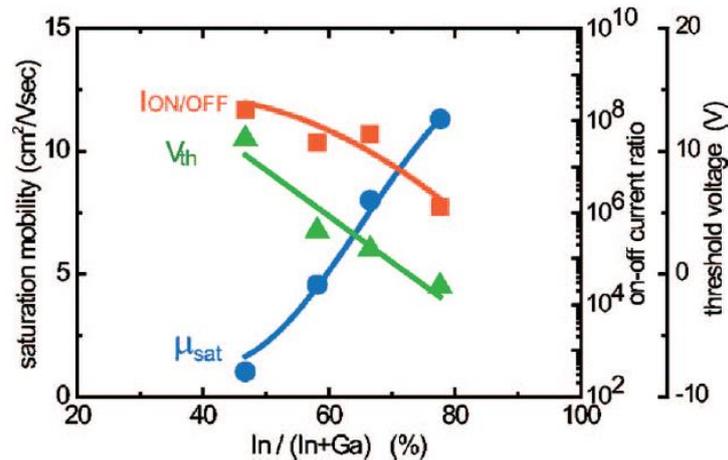


Figure 1-18 : Mobilité, tension de seuil, et rapport  $I_{\text{ON}}/I_{\text{OFF}}$  d'un TFT en a-IGZO en fonction de  $\text{In}/(\text{Ga}+\text{In})$  ; le rapport  $\text{Zn}/(\text{Ga}+\text{In}+\text{Zn})$  est constant entre 31 et 34% ; rapportés par Iwasaki *et al.*[58]

La concentration de Zinc par rapport à la totalité des compositions métalliques est fixée entre 31 et 34%, tandis que le rapport  $\text{In}/(\text{Ga}+\text{In})$  est varié. Il a été montré que plus la concentration d'Indium augmente, plus la mobilité est élevée. Au contraire, le rapport du courant  $I_{\text{ON}}/I_{\text{OFF}}$  diminue et la tension de seuil tend à se décaler dans le sens négatif. De mêmes observations ont été montrées par Barquinha *et al.*[66]. Cette équipe a rapporté que la mobilité des TFTs est fortement liée à la quantité d'Indium. Plus précisément, à de faibles pressions de dépôt, des cibles ayant des compositions d'Indium plus riches vont conduire à des films avec une concentration de porteurs plus élevée. Cela induit des mobilités plus élevées. Cependant, étant donné que la concentration de porteurs est plus élevée, la modulation du canal devient de plus en plus difficile. Il est montré que la réduction de l'épaisseur d'IGZO de 40 à 10 nm peut améliorer nettement le comportement de ces TFTs car, la densité de porteurs étant plus faible, il est plus aisé de créer la déplétion du canal.

Le recuit se révèle aussi un critère important pour contrôler les performances des TFTs [66]. Ceci a été montré par la possibilité de modifier significativement la résistivité de l'IGZO et le réarrangement atomique local dans la structure d'IGZO. Il a été démontré que des TFTs même recuits à basse température (150°C) présentent de

bonnes performances : une mobilité qui atteint  $73.9 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ , le rapport  $I_{\text{ON}}/I_{\text{OFF}}$  de l'ordre de  $10^8$ , une tension de seuil de  $0.2 \text{ V}$  ainsi que une pente sous le seuil de  $0.29 \text{ V/décade}$ .

La sensibilité de l'IGZO à l'eau a également été soulignée par Park *et al.*[65] en examinant l'effet sa diffusion à l'intérieur du matériau. Le rôle de l'eau diffusant dans le canal dépend fortement de l'épaisseur du canal (Figure 1-19).

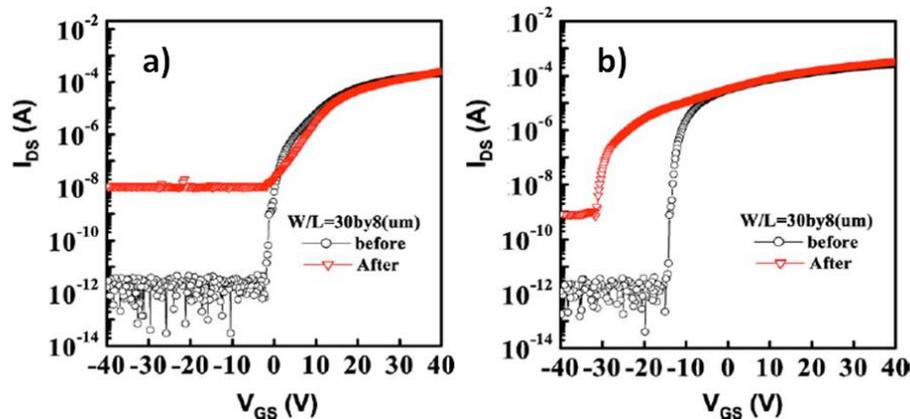


Figure 1-19 : Caractéristique de transfert  $I_{\text{DS}}-V_{\text{GS}}$  d'un TFT en a-IGZO avant et après l'exposition dans l'eau[65] : a) TFT dont la longueur du canal est de  $35 \text{ nm}$  ; b) TFT dont la longueur du canal est de  $150 \text{ nm}$

Pour un canal ayant une épaisseur supérieure à  $100 \text{ nm}$ , l'eau semble agir comme un donneur d'électrons, ce qui entraîne un décalage négatif de la tension de seuil. Au contraire, pour un canal plus mince de  $70 \text{ nm}$ , l'eau semble agir comme un piège de type accepteur qui produit une sévère dégradation de la pente sous le seuil (de  $0.18$  à  $4.4 \text{ V/décade}$ ).

En résumé, nous avons passé en revue l'ensemble des études significatives de TFTs à base d'IGZO amorphe pendant les années de 2006 à 2008. En utilisant les dépôts de type physique, notamment la pulvérisation, nous pouvons jouer sur un grand nombre de paramètres de procédé pour modifier les propriétés de couche d'IGZO : la pression partielle d'oxygène, la puissance de plasma, la pression de travail, et la composition métallique de la cible. Par ailleurs, l'épaisseur, la dimension de canal, la structure des transistors, le choix du matériau isolant ont aussi des effets considérables sur les performances des TFTs. Bien que les origines de tels impacts soient expliquées de façon différente selon les équipes, une tendance cohérente est que les propriétés électriques de l'IGZO sont très dépendantes des divers paramètres de mise en œuvre de la couche

elle-même mais aussi du procédé TFT. Cette sensibilité semble aujourd'hui toujours être un défi à relever.

### **(b) Période 2009 - 2014**

Depuis 2009 des études [54] de TFTs à base d'IGZO mis en œuvre par voie liquide (en solution) ont commencé à faire leur apparition en nombre. Plusieurs méthodes de dépôt ont été étudiées telles que la tournette [69,70], l'impression par jet d'encre (inkjet printing) [71], et la synthèse par sol-gel [72,73]. Parmi ces techniques, le sol-gel a été étudié le plus tôt (2009) tandis que la tournette paraît le plus performant malgré sa mise en œuvre plus tardive. Les caractéristiques électriques des TFTs utilisant de l'a-IGZO en solution, sont en général moins bonnes que celles de TFTs en a-IGZO déposée par voie physique. Ceux-ci sont illustrés dans les études de Park *et al.*[74] (mobilité de 0.05 à 0.2 cm<sup>2</sup>/Vs), Kim *et al.*[73] (mobilité de 0.0003 à 0.5 cm<sup>2</sup>/Vs), et Lim *et al.*[72] (mobilité de 1 à 2 cm<sup>2</sup>/Vs). Ces performances électriques ont cependant été améliorées au fur et à mesure. Nous n'entrerons pas dans les détails de toutes les études réalisées sur TFTs à base d'a-IGZO en solution dans cette partie. Cependant, nous détaillerons l'étude de Nayak *et al.*[70] qui a présenté les meilleures performances électriques de ce type de TFTs en a-IGZO publiées à ce jour. Dans ce travail, la solution d'IGZO a été préparée par dissolution de l'acétate dihydrate de Zinc et d'Indium avec le nitrate hydraté de Gallium dans un mélange qui contient de l'éthanolamine et du 2-méthoxyéthanol anhydride. La couche active a été déposée par tournette pendant 30s à l'air à partir d'une solution IGZO. Après le dépôt, la couche a été soumise à un traitement thermique d'environ 300-400°C pendant quelques minutes. Après ce recuit, une deuxième couche est déposée par la même méthode. Les TFTs ont été finalement soumis à un recuit de 400°C pendant une heure. Ils présentent de bonnes performances électriques avec une mobilité de 5.8 cm<sup>2</sup>/Vs, un rapport  $I_{ON}/I_{OFF}$  de  $6.10^7$  et également une pente sous le seuil de 0.28 V/décade.

Nous abordons maintenant des études menées depuis 2009 sur la stabilité de TFTs à base d'IGZO soumis à un stress électrique et/ou sous lumière [75–88]. Dans un premier temps, les caractéristiques de TFTs en a-IGZO sous un stress électrique (positif ou négatif) mesurées dans l'obscurité ont été publiées [75,76]. Lee *et al.*[75] et Jeong *et al.*[76] montrent un décalage important dans le sens positif de la tension de seuil d'un TFT lorsqu'il est soumis à un stress positif (Figure 1-20). En revanche, ce paramètre

varie moins lors de l'application prolongée d'une tension négative sur la grille [75]. Le piégeage de charges à l'interface entre la couche active et l'isolant de grille est supposé être à l'origine de cette dégradation.

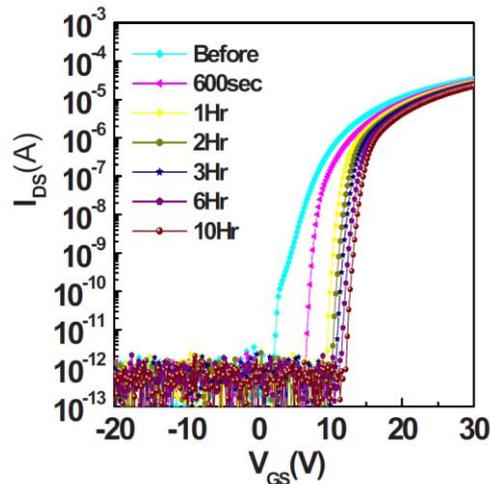


Figure 1-20 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  d'un TFT en a-IGZO sous stress positif en fonction du temps d'exposition rapporté par Jeong *et al.*[76]

La stabilité de TFTs en a-IGZO lors d'une exposition à la lumière a été aussi étudiée et est illustrée sur la Figure 1-21. Concrètement, Chowdhury *et al.*[83] ont montré un décalage négatif des courbes de transfert des TFTs après exposition à un rayonnement ultraviolet de 365 nm et en l'absence de tout stress électrique. Ce décalage augmente avec la durée de l'exposition et puis sature après environ 10 min d'exposition. Il a aussi été rapporté que ce phénomène devient plus important lorsque le canal est plus épais. L'instabilité induite par exposer les TFTs à la lumière peut être expliquée par l'ionisation des lacunes d'oxygène qui sont normalement des espèces neutres.

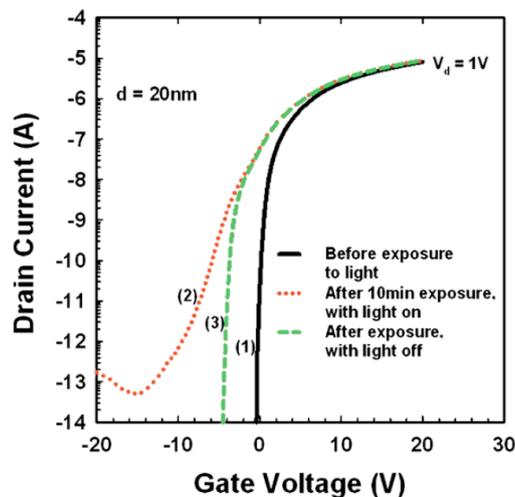


Figure 1-21 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  d'un TFT en a-IGZO sous lumière rapporté par Chowdhury *et al.*[83]

La combinaison d'un stress négatif avec une exposition sous lumière induit des effets exacerbés. Le stress dans ce cas est appelé « NBIS » (Negative Bias Illumination Stress) et son effet sur les TFTs a été évalué par plusieurs groupes [77,84,89,88]. En général, une dérive négative de la tension de seuil, illustrée dans la Figure 1-22, est observée par NBIS [77]. Une augmentation de la densité des défauts a été constatée à l'interface entre la couche active et l'isolant de grille, et au niveau de l'isolant, ce qui confirme l'hypothèse selon laquelle le NBIS induit du piégeage de charges à cette interface.

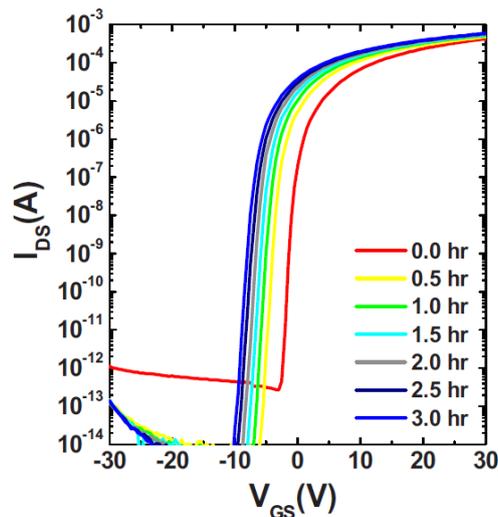


Figure 1-22 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  d'un TFT en a-IGZO sous NBIS rapporté par Lee *et al.*[77]

Il a été montré que l'instabilité des TFTs à base d'a-IGZO est dépendante de plusieurs paramètres, tels que la condition de stress [83,87,90–93], l'atmosphère de stockage des TFTs (humidité ou non) [94], le traitement thermique lors de la fabrication ou après la fabrication [82,95], et la passivation [96,97]. Concernant le stress, l'influence de la variation de la tension appliquée, du temps de soumission des TFTs au stress, ou de la température du stress a été évaluée. Il a été observé que le courant  $I_{ON}$  diminue avec l'augmentation de la durée de stress et/ou avec une exposition des TFTs non-passivés à l'atmosphère ambiante. Cela est probablement dû à l'instabilité de l'IGZO en présence d'oxygène ou d'eau. Par ailleurs, un post-recuit a permis d'optimiser les performances de TFTs fabriqués à basse température. L'effet de la durée de recuit sur les TFTs soumis à un stress électrique et à la lumière a aussi été étudié. Il est constaté que des recuits plus longs sont efficaces pour réduire à la fois l'instabilité des TFTs induite par NBIS et leurs hystérésis. Ceci s'explique par la réorganisation du réseau amorphe grâce à de

longs recuits qui permettent par la suite une configuration plus stable de la couche active.

L'étude de la stabilité des TFTs en a-IGZO se poursuit plus récemment en se focalisant sur un phénomène de courant de fuite apparaissant sous forme de « bosse ». Ce phénomène, appelé effet Hump, fait son apparition lors d'une soumission à un très fort stress électrique positif [98–100].

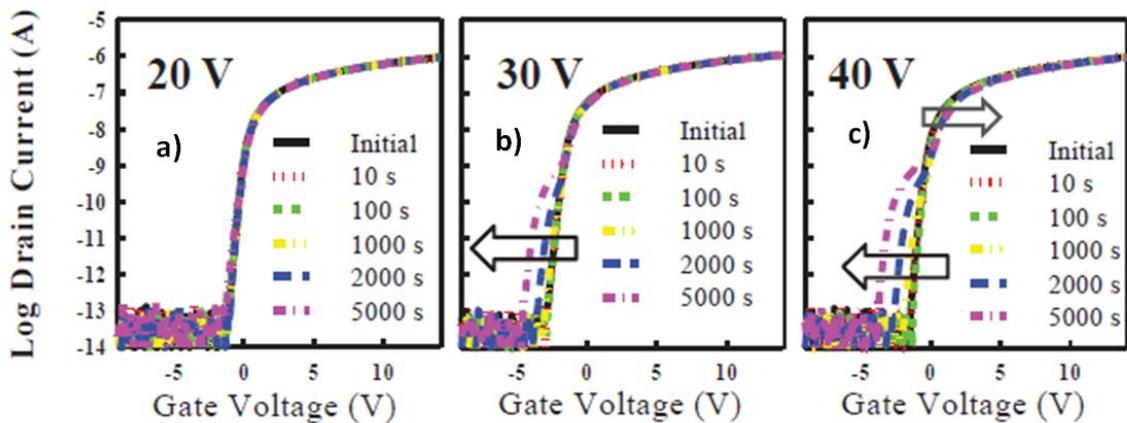


Figure 1-23 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  d'un TFT en a-IGZO sous stress positif en fonction du temps d'exposition et de la tension  $V_{GS}$  appliquée ; rapporté par Jang *et al.*[100] : a)  $V_{GS} = 20$  V; b)  $V_{GS} = 20$  V; c)  $V_{GS} = 40$  V

La Figure 1-23 montre les caractéristiques de transfert d'un TFT soumis à différentes conditions de stress électrique positif. Il est à noter que ce TFT est recuit avant d'être soumis au stress. Le TFT a été observé très stable lorsque la  $V_{GS} = 20$  V. Cependant, à  $V_{GS}$  plus élevée, particulièrement à 40 V, la partie au-dessus de seuil du TFT tend à se décaler dans le sens positif, tandis que la partie sous le seuil bouge dans le sens négatif. Ce phénomène est appelé effet Hump.

### 1.4.2 Propriétés intéressantes de l'IGZO amorphe

De nombreuses études ont mis en lumière des avantages notables de l'IGZO amorphe par rapport à d'autres matériaux pour TFT. Nous résumons ici les propriétés clés qui expliquent l'essor d'a-IGZO lors de ces dernières années.

Le premier avantage est de disposer d'un procédé à basse température, voire à température ambiante. Les TFTs en a-IGZO présentent de bonnes performances électriques même lorsque la couche active est déposée à la température ambiante. Mais ce dépôt peut aussi se faire dans une large gamme de température de dépôt. Tandis que le ZnO a une forte tendance cristalliser dès les moyennes températures, l'IGZO reste

amorphe thermiquement jusqu'à 500-600°C. Cette propriété nous offre une large fenêtre de procédé en termes de profil thermique. Pour les applications flexibles, la réalisation des TFTs ne peut généralement pas dépasser 200°C du fait du substrat.

Un autre point fort de l'IGZO amorphe est la mobilité des porteurs ce qui est notable quand on le compare aux autres semiconducteurs amorphes tels que l'a-Si ou les organiques. Une mobilité de 10 cm<sup>2</sup>/Vs est typiquement atteinte, mais il est également possible d'obtenir jusqu'à 80 cm<sup>2</sup>/Vs en jouant sur les compositions chimiques du matériau (notamment les compositions métalliques des cibles). La nature amorphe amène justement une autre propriété intéressante : une très bonne homogénéité des paramètres électriques sur toute la surface. Cela est particulièrement important pour les écrans OLED de grande dimension comme expliqué plus tôt.

Les autres paramètres électriques des TFTs en a-IGZO sont également intéressants. Notons d'abord une tension de seuil plutôt basse : autour de 1 V. La pente sous le seuil est aussi très bonne (0.1 à 0.2 V/décade) ce qui révèle une faible quantité de défauts à l'interface IGZO/isolant de grille et dans la couche active. Enfin le courant de fuite est très faible: de l'ordre de 0.1 pA/μm, ceci même à forte tension de drain, ce qui est encore meilleur que pour l'a-Si.

Avec l'IGZO il est possible d'utiliser plusieurs types d'isolants de grille. Nombre d'entre eux ont été évalués. Le plus courant : SiO<sub>2</sub>, mais aussi : Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ou HfO<sub>2</sub>. Le plus souvent une très bonne interface est obtenue. Par ailleurs, il est aisé de faire un contact ohmique avec l'IGZO, ce qui facilite les choix des électrodes de source et drain. Ainsi, on peut obtenir un contact ohmique sur IGZO sans même recourir à une couche semiconductrice dopée comme c'est le cas avec a-Si, poly-Si ou la plupart des semiconducteurs.

En résumé, ce matériau IGZO présente de nombreuses qualités intrinsèques qui lui confèrent de très bonnes propriétés électriques et permet de réaliser des TFTs performants avec un procédé à la fois simple et pouvant posséder de larges fenêtres. C'est un excellent candidat pour l'industrie des TFTs notamment face aux nouveaux défis liés aux écrans OLEDs de grande dimension.

### **1.4.3 Applications à base de TFTs en IGZO**

Nous décrivons dans cette partie les différents prototypes et produits réalisés avec des TFTs à base d'a-IGZO.

**(a) Prototypes**

Le premier prototype d'écran AMOLED à matrice active IGZO a été annoncé par LG Electronics en 2006 [101], c'était écran de 176 (x3) x 220 pixels de 3.5 pouces (Figure 1-24).

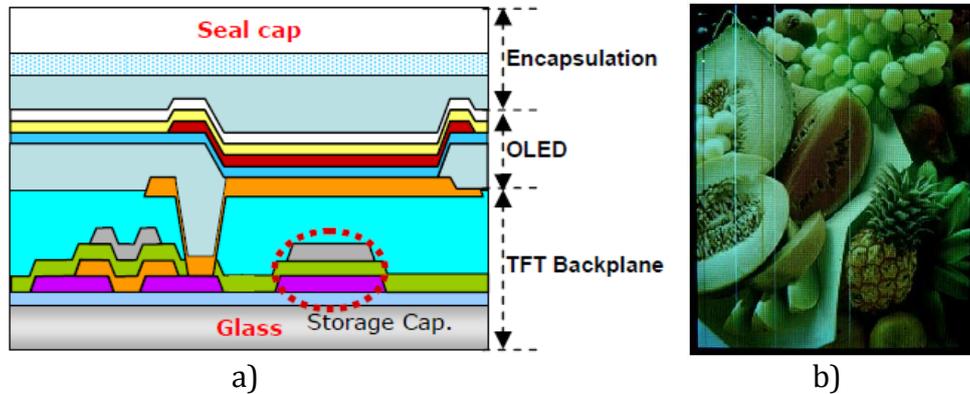


Figure 1-24 : a) Structure d'un écran AMOLED de 3.5 pouces annoncé par LG; b) Une image de l'écran AMOLED de 3.5 pouces annoncé par LG [101]

Dans cet écran, les pixels comportent deux TFTs et une capacité. La dimension du canal W/L de T1 (l'interrupteur) est de 50/10  $\mu\text{m}$  tandis que celle de T2 (la source d'OLED) est de 50/20  $\mu\text{m}$ . Les TFTs utilisés dans cet écran ont la structure « grille dessus » et la couche active a été déposée par pulvérisation à température ambiante. Ils présentent une excellente mobilité de 95  $\text{cm}^2/\text{Vs}$ , et un bon rapport  $I_{\text{ON}}/I_{\text{OFF}}$  de l'ordre de  $10^7$ . Des OLEDs de type « top emission » ont été intégrées. Comme nous pouvons le voir dans la figure ci-dessus, l'image affichée de cet écran est plutôt bonne malgré quelques défauts des lignes et des colonnes.

LG Electronics a également montré un écran AMOLED flexible de même configuration (résolution, taille) que la précédente, à l'exception des TFTs qui ont été fabriqués sur substrat en acier inoxydable (flexible).

Samsung SDI et Samsung Advanced Institute of Technology ont rejoint la compétition en 2007 avec leurs écrans LCDs et OLEDs utilisant l'a-IGZO. Parmi ces écrans se trouvent un AMOLED de 12.1 pouces et un AMLCD de 15 pouces annoncés au SID 2007 [68,102]. A l'époque, il s'agit des écrans AMOLEDs et AMLCDs les plus grands et avec les densités de pixels les plus élevées utilisant l'a-IGZO. Les spécifications de ces écrans sont montrées dans le tableau ci-dessous.

Tableau 1-3 : Spécifications de l'écran AMOLED de 12.1 pouces et AMLCD de 15 pouces annoncé par Samsung en 2007

	<b>AMOLED</b>	<b>AMLCD</b>
Taille	12.1 pouces	15 pouces
Nombre de pixels	1280 x 768	1024 x 768
Densité de pixels	123 ppi	

Dans le cas de l'écran AMOLED [68], la couche a-IGZO a été déposée, comme chez LG, par pulvérisation à température ambiante. Les TFTs ont la structure « grille dessous » avec la présence d'une couche « Etch-Stopper » (ESL – Etch Stopper Layer). D'après Samsung, cette structure de transistor empêche les dégradations de la tension de seuil et de la pente sous le seuil qui sont observées avec la structure conventionnelle BCE (Back Channel Etch). Cet avis est particulièrement intéressant pour ce travail de thèse : nous reviendrons sur ce point dans le chapitre 4. Les TFTs dans ce cas avaient une mobilité de  $8.2 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ , et un rapport  $I_{\text{ON}}/I_{\text{OFF}}$  supérieur à  $10^7$ . Des OLEDs de type « bottom emission » ont été utilisés. Quant à l'écran AMLCD [102], les TFTs de type BCE présentent une mobilité de  $4.2 \text{ cm}^2/\text{Vs}$  et un même rapport  $I_{\text{ON}}/I_{\text{OFF}}$  que le précédent.

La Figure 1-25 décrit les images affichées à partir de ces deux écrans. Elles sont très lumineuses comme nous pouvons le voir.



Figure 1-25 : Une image de l'écran : a) AMOLED de 12.1 pouces [68] ; b) AMLCD de 15 pouces annoncé par Samsung en 2007 [102]

### **(b) Produits commerciaux**

La première commercialisation de produit incluant des TFTs en IGZO est l'écran Retina du Nouvel Ipad développé par Sharp en 2012 [103]. Il s'agit d'un écran LCD QXGA (soit  $2040 \times 1536$  pixel) de 9.7 pouces et d'une résolution de 264 ppi. En 2013, les

écrans LCDs des tablettes Aquos exploitant la technologie de TFTs en IGZO ont été aussi commercialisés. Il s'agit d'écrans tactiles LCD WUXGA (soit 1920 x 1200 pixels) de 7 pouces [104]. D'abord utilisé pour les écrans des terminaux mobiles (smartphones et tablettes), l'IGZO est ensuite développé pour des écrans de plus grande dimension. Ainsi Sharp annonce un moniteur UHD (soit 3840 x 2160 pixels) de 32 pouces avec une résolution de 600 ppi pour 2015 [105,106]. Cela constituera la preuve la plus significative de l'évolution impressionnante de ce matériau. Sharp a certainement une carte maîtresse avec l'IGZO vis-à-vis de ses concurrents.

En dehors de Sharp, LG Display apparaît aussi comme un sérieux acteur dans ce domaine. Après l'annonce de plusieurs prototypes entre 2006 et 2008, les premiers téléviseurs AMOLEDs de LG Display ont fait leur apparition sur le marché en 2013 (Figure 1-26).



Figure 1-26 : TV OLED de 55 pouces commercialisés par LG Electronics en 2013 [107]

Il s'agit d'écrans FHD (soit 1920 x 1080 pixels) de 55 pouces et d'une résolution de 40 ppi. A cette date, c'est le produit le plus abouti utilisant l'a-IGZO. Très récemment, au SID2014, un prototype de l'écran plus grand (de 77 pouces) était aussi dévoilé par ce fabricant coréen. Cet écran devrait être rapidement en production. Ces résultats illustrent le développement rapide de cette technologie oxyde semi-conducteur chez LG.

### 1.5 Problématiques actuelles sur l'IGZO, objectifs de la thèse

Malgré toutes les avancées obtenues avec l'a-IGZO dans le domaine des écrans plats à matrice active, il reste de nombreux sujets d'étude à mener sur ce matériau avant qu'il puisse être utilisé à très grande échelle.

Le premier sujet d'étude important sur l'a-IGZO est **sa sensibilité à l'atmosphère ambiante**, et en particulier **dans les environnements qui contiennent**

**de l'hydrogène et/ou de l'oxygène.** Par atmosphère ambiante, on entend aussi bien celle de stockage que celles appliquées ou subies pendant le procédé de fabrication des TFTs. Cette sensibilité est probablement due à la structure multi-composante de ce matériau quaternaire, avec différentes liaisons ioniques entre les métaux et l'oxygène. Il est connu que dans ce type d'oxyde semi-conducteur, la conductivité est modulée par plusieurs paramètres dont les débits d'oxygène et d'hydrogène. Il est donc particulièrement important de connaître ces effets de modulation des propriétés électriques des TFTs en a-IGZO en fonction des paramètres procédés tel que les atmosphères de traitement (dépôt, recuit, stockage,...). Une fois ces phénomènes connus, il convient d'adapter le procédé de fabrication pour obtenir des bonnes caractéristiques, et d'identifier une solution de protection pour stabiliser les composants une fois qu'il est terminé.

L'autre problématique importante pour les TFTs en a-IGZO est la **stabilité des paramètres électriques vis-à-vis d'un stress électrique sous flux lumineux.** Même si certains produits commerciaux sont sortis, il reste un champ d'investigation considérable sur ces instabilités pour que les TFTs à base d'IGZO puisse couvrir l'ensemble des applications et notamment celles d'écrans à très haute luminosité (fortes fuites lumineuses potentielles) ou d'écrans à très grande durée de vie.

### **Objectifs de la thèse :**

Ce travail de thèse s'inscrit dans la première et la principale problématique évoquée pour les TFTs en IGZO : la sensibilité aux atmosphères ambiantes.

Le premier objectif sera de **réaliser des TFTs à base d'IGZO** ayant des caractéristiques au **plus près de l'état de l'art.** Il faudra pour cela mettre au point les conditions de dépôt de la couche d'IGZO elle-même afin qu'elle possède effectivement les propriétés semiconductrices compatibles avec l'usage TFT. Parmi les conditions de dépôt, la composition gazeuse et notamment la proportion d'oxygène est attendue comme paramètre clé. Il faudra alors intégrer cette couche active dans un procédé TFT global pour réaliser des composants fonctionnels.

Le second objectif sera **d'étudier l'influence de l'atmosphère de recuit sur les caractéristiques des TFTs** réalisés. Le but sera d'appliquer différentes conditions de recuit, caractériser électriquement les TFTs, réaliser des analyses chimiques des couches actives, et en déduire une interprétation des phénomènes.

Le troisième objectif sera **d'étudier différents modes de passivation des TFTs** en vue de les rendre moins sensibles à l'atmosphère et plus fiables. Deux types de couches seront évalués, et les TFTs seront aussi caractérisés électriquement et chimiquement.

Pour l'ensemble de ces études, après l'interprétation des phénomènes, il s'agira de proposer de nouvelles conditions de process permettant d'obtenir des performances de TFT au plus près de l'état de l'art.

## REFERENCES

- [1] <http://cristauxliquides.free.fr/fonctionnement.htm>.
- [2] Cédric RECHATIN, Caractérisation, modélisation, conception pour des applications analogiques grande surface dans la technologie transistors en couches minces en Silicium polycristallin (TFT PolySi), Thèse de doctorat, L'institut National des Sciences Appliquées Lyon, 2007.
- [3] S.M. Venugopal, Flexible Active Matrix Displays and Integrated Amorphous Silicon Source Drivers, Arizona State University, 2007.
- [4] V.D. Bui, Conception et modélisation de transistors TFTs en silicium microcristallin pour les écrans AMOLED., Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique X, 2006.
- [5] P.G. Le Comber, W.E. Spear, Electronic Transport in Amorphous Silicon Films, *Phys. Rev. Lett.* 25 (1970) 509–511. doi:10.1103/PhysRevLett.25.509.
- [6] A.J. Snell, K.D. Mackenzie, W.E. Spear, P.G. LeComber, A.J. Hughes, Application of amorphous silicon field effect transistors in addressable liquid crystal display panels, *Appl. Phys.* 24 (1981) 357–362. doi:10.1007/BF00899734.
- [7] C.R. Kagan, P. Andry, Thin-Film Transistors, CRC Press, 2003.
- [8] K. Long, A.Z. Kattamis, I.-C. Cheng, H. Gleskova, S. Wagner, J.C. Sturm, et al., Active-Matrix Amorphous-Silicon TFTs Arrays at 180 on Clear Plastic and Glass Substrates for Organic Light-Emitting Displays, *IEEE Trans. Electron Devices.* 53 (2006) 1789–1796. doi:10.1109/TED.2006.878028.
- [9] Kuo, Thin Film Transistor Technology—Past, Present, and Future, (2013).
- [10] K. Sera, F. Okumura, H. Uchida, S. Itoh, S. Kaneko, K. Hotta, High-performance TFTs fabricated by XeCl excimer laser annealing of hydrogenated amorphous-silicon film, *IEEE Trans. Electron Devices.* 36 (1989) 2868–2872. doi:10.1109/16.40970.
- [11] E.L. Mathé, J.G. Maillou, A. Naudon, E. Fogarassy, M. Eллиq, De unamuno S., Excimer laser recrystallization of amorphous Si films characterized by grazing X-ray diffraction and optical reflectivity, *Appl. Surf. Sci.* 43 (1989) 142–149. doi:10.1016/0169-4332(89)90203-1.
- [12] <http://www.lcd-compare.com/televiseur-SAMKE55S9C-SAMSUNG-KE55S9C.htm>.
- [13] <http://www.cnetfrance.fr/news/ifa-2013-kn55s9c-la-tv-oled-incurvee-de-samsung-39793537.htm>.
- [14] T. Pier, K. Kandoussi, C. Simon, N. Coulon, T. Mohammed-Brahim, H. Lhermite, Excimer laser annealing of microcrystalline silicon, *Phys. Status Solidi C.* 5 (2008) 3234–3238. doi:10.1002/pssc.200879513.
- [15] F. Templier, M. Oudwan, F. Sermet, P. Demars, P-4: Mechanisms of Threshold Voltage Drift in Nanocrystalline Thin-Film Transistors for Active-Matrix Displays, *SID Symp. Dig. Tech. Pap.* 39 (2008) 1181–1184. doi:10.1889/1.3069345.
- [16] K.S. Girotra, Y.-M. Choi, B.-J. Kim, Y.-R. Song, B. Choi, S.-H. Yang, et al., PECVD-based nanocrystalline-silicon TFT backplanes for large-sized AMOLED displays, *J. Soc. Inf. Disp.* 15 (2007) 113–118. doi:10.1889/1.2709730.
- [17] P.R. i Cabarrocas, R. Brenot, P. Bulkin, R. Vanderhaghen, B. Drévilion, I. French, Stable microcrystalline silicon thin-film transistors produced by the layer-by-layer technique, *J. Appl. Phys.* 86 (1999) 7079–7082. doi:10.1063/1.371795.
- [18] J. Brochet, Etude de transistors en couches minces à base de silicium polymorphe pour leur application aux écrans plats à matrice active LCD ou OLED, Thèse de doctorat, Université de Grenoble, 2011.
- [19] F. Templier, J. Brochet, B. Aventurier, D. Cooper, A. Abramov, D. Daineka, et al., Polymorphous Silicon: A Promising Material for Thin-Film Transistors for Low-Cost and High-Performance Active-Matrix OLED Displays, *IEICE Trans. Electron.* E93-C (2010) 1490–1494.

- [20] A. Tsumura, H. Koezuka, T. Ando, Macromolecular electronic device: Field-effect transistor with a polythiophene thin film, *Appl. Phys. Lett.* 49 (1986) 1210–1212. doi:10.1063/1.97417.
- [21] B. Kumar, B.K. Kaushik, Y.S. Negi, Organic Thin Film Transistors: Structures, Models, Materials, Fabrication, and Applications: A Review, *Polym. Rev.* 54 (2014) 33–111. doi:10.1080/15583724.2013.848455.
- [22] C. d. Dimitrakopoulos, P. r. l. Malenfant, Organic Thin Film Transistors for Large Area Electronics, *Adv. Mater.* 14 (2002) 99–117. doi:10.1002/1521-4095(20020116)14:2<99::AID-ADMA99>3.0.CO;2-9.
- [23] H. Klauk, Organic thin-film transistors, *Chem. Soc. Rev.* 39 (2010) 2643–2666. doi:10.1039/B909902F.
- [24] J. Li, Y. Zhao, H.S. Tan, Y. Guo, C.-A. Di, G. Yu, et al., A stable solution-processed polymer semiconductor with record high-mobility for printed transistors, *Sci. Rep.* 2 (2012). doi:10.1038/srep00754.
- [25] <http://www.plasticlogic.com/applications>.
- [26] J. Noh, New Application for Indium Gallium Zinc Oxide thin film transistors: A fully integrated Active Matrix Electrowetting Microfluidic Platform, Dr. Diss. (2013).
- [27] R.L. Hoffman, B.J. Norris, J.F. Wager, ZnO-based transparent thin-film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 82 (2003) 733–735. doi:10.1063/1.1542677.
- [28] P.F. Carcia, R.S. McLean, M.H. Reilly, Oxide engineering of ZnO thin-film transistors for flexible electronics, *J. Soc. Inf. Disp.* 13 (2005) 547–554. doi:10.1889/1.2012634.
- [29] S. Masuda, K. Kitamura, Y. Okumura, S. Miyatake, H. Tabata, T. Kawai, Transparent thin film transistors using ZnO as an active channel layer and their electrical properties, *J. Appl. Phys.* 93 (2003) 1624–1630. doi:10.1063/1.1534627.
- [30] P.F. Carcia, R.S. McLean, M.H. Reilly, G.N. Jr, Transparent ZnO thin-film transistor fabricated by rf magnetron sputtering, *Appl. Phys. Lett.* 82 (2003) 1117–1119. doi:10.1063/1.1553997.
- [31] E.M.C. Fortunato, P.M.C. Barquinha, A.C.M.B.G. Pimentel, A.M.F. Gonçalves, A.J.S. Marques, R.F.P. Martins, et al., Wide-bandgap high-mobility ZnO thin-film transistors produced at room temperature, *Appl. Phys. Lett.* 85 (2004) 2541–2543. doi:10.1063/1.1790587.
- [32] H.C. J. Zhu, ZnO TFT Devices Built on Glass Substrates, 37 (2008) 1237–1240. doi:10.1007/s11664-008-0457-9.
- [33] B.J. Norris, J. Anderson, J.F. Wager, D.A. Keszler, Spin-coated zinc oxide transparent transistors, *J. Phys. Appl. Phys.* 36 (2003) L105. doi:10.1088/0022-3727/36/20/L02.
- [34] T. Kamiya, H. Hosono, Material characteristics and applications of transparent amorphous oxide semiconductors, *NPG Asia Mater.* 2 (2010) 15–22. doi:10.1038/asiamat.2010.5.
- [35] K. Nomura, H. Ohta, K. Ueda, T. Kamiya, M. Hirano, H. Hosono, Thin-Film Transistor Fabricated in Single-Crystalline Transparent Oxide Semiconductor, *Science.* 300 (2003) 1269–1272. doi:10.1126/science.1083212.
- [36] M. Orita, H. Tanji, M. Mizuno, H. Adachi, I. Tanaka, Mechanism of electrical conductivity of transparent InGaZnO<sub>4</sub>, *Phys. Rev. B.* 61 (2000) 1811–1816. doi:10.1103/PhysRevB.61.1811.
- [37] S. Yamazaki, J. Koyama, Y. Yamamoto, K. Okamoto, 15.1: Research, Development, and Application of Crystalline Oxide Semiconductor, *SID Symp. Dig. Tech. Pap.* 43 (2012) 183–186. doi:10.1002/j.2168-0159.2012.tb05742.x.
- [38] <http://sharp-world.com/corporate/news/120601.html>.
- [39] [http://www.erenumerique.fr/la\\_nouvelle\\_generation\\_d\\_echans\\_lcd\\_et\\_oled\\_igzo\\_de\\_sharp-article-3271-1.html](http://www.erenumerique.fr/la_nouvelle_generation_d_echans_lcd_et_oled_igzo_de_sharp-article-3271-1.html).
- [40] K. Nomura, H. Ohta, A. Takagi, T. Kamiya, M. Hirano, H. Hosono, Room-temperature fabrication of transparent flexible thin-film transistors using amorphous oxide semiconductors, *Nature.* 432 (2004) 488–492. doi:10.1038/nature03090.

- [41] H.Q. Chiang, J.F. Wager, R.L. Hoffman, J. Jeong, D.A. Keszler, High mobility transparent thin-film transistors with amorphous zinc tin oxide channel layer, *Appl. Phys. Lett.* 86 (2004) 013503. doi:10.1063/1.1843286.
- [42] N.L. Dehuff, E.S. Kettenring, D. Hong, H.Q. Chiang, J.F. Wager, R.L. Hoffman, et al., Transparent thin-film transistors with zinc indium oxide channel layer, *J. Appl. Phys.* 97 (2005) 064505. doi:10.1063/1.1862767.
- [43] E. Fortunato, P. Barquinha, A. Pimentel, L. Pereira, G. Gonçalves, R. Martins, Amorphous IZO TFTs with saturation mobilities exceeding 100 cm<sup>2</sup>/Vs, *Phys. Status Solidi RRL – Rapid Res. Lett.* 1 (2007) R34–R36. doi:10.1002/pssr.200600049.
- [44] H. Yabuta, M. Sano, K. Abe, T. Aiba, T. Den, H. Kumomi, et al., High-mobility thin-film transistor with amorphous InGaZnO<sub>4</sub> channel fabricated by room temperature rf-magnetron sputtering, *Appl. Phys. Lett.* 89 (2006) 112123. doi:10.1063/1.2353811.
- [45] P. Görrn, P. Hölzer, T. Riedl, W. Kowalsky, J. Wang, T. Weimann, et al., Stability of transparent zinc tin oxide transistors under bias stress, *Appl. Phys. Lett.* 90 (2007) 063502. doi:10.1063/1.2458457.
- [46] M.K. Jayaraj, K.J. Saji, K. Nomura, T. Kamiya, H. Hosono, Optical and electrical properties of amorphous zinc tin oxide thin films examined for thin film transistor application, *J. Vac. Sci. Technol. B.* 26 (2008) 495–501. doi:10.1116/1.2839860.
- [47] M.G. McDowell, R.J. Sanderson, I.G. Hill, Combinatorial study of zinc tin oxide thin-film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 92 (2008) 013502. doi:10.1063/1.2828862.
- [48] H. Kumomi, S. Yaginuma, H. Omura, A. Goyal, A. Sato, M. Watanabe, et al., Materials, Devices, and Circuits of Transparent Amorphous-Oxide Semiconductor, *J. Disp. Technol.* 5 (2009) 531–540. doi:10.1109/JDT.2009.2025521.
- [49] W.-K. Lin, K.-C. Liu, S.-T. Chang, C.-S. Li, Room temperature fabricated transparent amorphous indium zinc oxide based thin film transistor using high- $\kappa$  HfO<sub>2</sub> as gate insulator, *Thin Solid Films.* 520 (2012) 3079–3083. doi:10.1016/j.tsf.2011.11.039.
- [50] K.J. Saji, M.K. Jayaraj, K. Nomura, T. Kamiya, H. Hosono, Optical and Carrier Transport Properties of Cosputtered Zn–In–Sn–O Films and Their Applications to TFTs, *J. Electrochem. Soc.* 155 (2008) H390–H395. doi:10.1149/1.2903866.
- [51] M.S. Grover, P.A. Hersh, H.Q. Chiang, E.S. Kettenring, J.F. Wager, D.A. Keszler, Thin-film transistors with transparent amorphous zinc indium tin oxide channel layer, *J. Phys. Appl. Phys.* 40 (2007) 1335. doi:10.1088/0022-3727/40/5/004.
- [52] E.M.C. Fortunato, L.M.N. Pereira, P.M.C. Barquinha, A.M.B. do Rego, G. Gonçalves, A. Vilà, et al., High mobility indium free amorphous oxide thin film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 92 (2008) 222103. doi:10.1063/1.2937473.
- [53] S.J. Kim, S. Yoon, H.J. Kim, Review of solution-processed oxide thin-film transistors, *Jpn. J. Appl. Phys.* 53 (2014) 02BA02. doi:10.7567/JJAP.53.02BA02.
- [54] E. Fortunato, P. Barquinha, R. Martins, Oxide Semiconductor Thin-Film Transistors: A Review of Recent Advances, *Adv. Mater.* 24 (2012) 2945–2986. doi:10.1002/adma.201103228.
- [55] D.-H. Lee, Y.-J. Chang, G.S. Herman, C.-H. Chang, A General Route to Printable High-Mobility Transparent Amorphous Oxide Semiconductors, *Adv. Mater.* 19 (2007) 843–847. doi:10.1002/adma.200600961.
- [56] S.-J. Seo, C.G. Choi, Y.H. Hwang, B.-S. Bae, P-23: Transparent Amorphous Oxide Thin Film Transistors Fabricated by Solution Coating Process, *SID Symp. Dig. Tech. Pap.* 39 (2008) 1254–1257. doi:10.1889/1.3069365.
- [57] K. Nomura, A. Takagi, T. Kamiya, H. Ohta, M. Hirano, H. Hosono, Amorphous Oxide Semiconductors for High-Performance Flexible Thin-Film Transistors, *Jpn. J. Appl. Phys.* 45 (2006) 4303–4308. doi:10.7567/JJAP.45.4303.
- [58] T. Iwasaki, N. Itagaki, T. Den, H. Kumomi, K. Nomura, T. Kamiya, et al., Combinatorial approach to thin-film transistors using multicomponent semiconductor channels: An application to amorphous oxide semiconductors in In–Ga–Zn–O system, *Appl. Phys. Lett.* 90 (2007) 242114. doi:10.1063/1.2749177.

- [59] J.-S. Park, J.K. Jeong, Y.-G. Mo, H.D. Kim, S.-I. Kim, Improvements in the device characteristics of amorphous indium gallium zinc oxide thin-film transistors by Ar plasma treatment, *Appl. Phys. Lett.* 90 (2007) 262106. doi:10.1063/1.2753107.
- [60] H.Q. Chiang, B.R. McFarlane, D. Hong, R.E. Presley, J.F. Wager, Processing effects on the stability of amorphous indium gallium zinc oxide thin-film transistors, *J. Non-Cryst. Solids.* 354 (2008) 2826–2830. doi:10.1016/j.noncrysol.2007.10.105.
- [61] H. Kumomi, K. Nomura, T. Kamiya, H. Hosono, Amorphous oxide channel TFTs, *Thin Solid Films.* 516 (2008) 1516–1522. doi:10.1016/j.tsf.2007.03.161.
- [62] M. Kim, J.H. Jeong, H.J. Lee, T.K. Ahn, H.S. Shin, J.-S. Park, et al., High mobility bottom gate InGaZnO thin film transistors with SiO<sub>x</sub> etch stopper, *Appl. Phys. Lett.* 90 (2007) 212114. doi:10.1063/1.2742790.
- [63] D. Kang, H. Lim, C. Kim, I. Song, J. Park, Y. Park, et al., Amorphous gallium indium zinc oxide thin film transistors: Sensitive to oxygen molecules, *Appl. Phys. Lett.* 90 (2007) 192101–192101–3. doi:10.1063/1.2723543.
- [64] J.H. Jeong, H.W. Yang, J.-S. Park, J.K. Jeong, Y.-G. Mo, H.D. Kim, et al., Origin of Subthreshold Swing Improvement in Amorphous Indium Gallium Zinc Oxide Transistors, (n.d.). <http://esl.ecsdl.org> (accessed April 16, 2014).
- [65] J.-S. Park, J.K. Jeong, H.-J. Chung, Y.-G. Mo, H.D. Kim, Electronic transport properties of amorphous indium-gallium-zinc oxide semiconductor upon exposure to water, *Appl. Phys. Lett.* 92 (2008) 072104. doi:10.1063/1.2838380.
- [66] P. Barquinha, L. Pereira, G. Gonçalves, R. Martins, E. Fortunato, Toward High-Performance Amorphous GIZO TFTs, *J. Electrochem. Soc.* 156 (2009) H161–H168. doi:10.1149/1.3049819.
- [67] H.-H. Hsieh, T.-T. Tsai, C.-M. Hu, C.-L. Chou, S.-F. Hsu, Y.-C. Wu, et al., 49.2: Invited Paper: A Transparent AMOLED with On-cell Touch Function Driven by IGZO Thin-Film Transistors, *SID Symp. Dig. Tech. Pap.* 42 (2011) 714–717. doi:10.1889/1.3621425.
- [68] J.K. Jeong, J.H. Jeong, J.H. Choi, J.S. Im, S.H. Kim, H.W. Yang, et al., 3.1: Distinguished Paper: 12.1-Inch WXGA AMOLED Display Driven by Indium-Gallium-Zinc Oxide TFTs Array, *SID Symp. Dig. Tech. Pap.* 39 (2008) 1–4. doi:10.1889/1.3069591.
- [69] K.W. Lee, K.Y. Heo, S.H. Oh, A. Moujoud, G.H. Kim, H.J. Kim, Thin film transistors by solution-based indium gallium zinc oxide/carbon nanotubes blend, *Thin Solid Films.* 517 (2009) 4011–4014. doi:10.1016/j.tsf.2009.01.145.
- [70] P.K. Nayak, T. Busani, E. Elamurugu, P. Barquinha, R. Martins, Y. Hong, et al., Zinc concentration dependence study of solution processed amorphous indium gallium zinc oxide thin film transistors using high-k dielectric, *Appl. Phys. Lett.* 97 (2010) 183504. doi:10.1063/1.3514249.
- [71] G.H. Kim, H.S. Kim, H.S. Shin, B.D. Ahn, K.H. Kim, H.J. Kim, Inkjet-printed InGaZnO thin film transistor, *Thin Solid Films.* 517 (2009) 4007–4010. doi:10.1016/j.tsf.2009.01.151.
- [72] J.H. Lim, J.H. Shim, J.H. Choi, J. Joo, K. Park, H. Jeon, et al., Solution-processed InGaZnO-based thin film transistors for printed electronics applications, *Appl. Phys. Lett.* 95 (2009) 012108. doi:10.1063/1.3157265.
- [73] D. Kim, C.Y. Koo, K. Song, Y. Jeong, J. Moon, Compositional influence on sol-gel-derived amorphous oxide semiconductor thin film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 95 (2009) 103501. doi:10.1063/1.3225555.
- [74] S.K. Park, Y.-H. Kim, J.-I. Han, All solution-processed high-resolution bottom-contact transparent metal-oxide thin film transistors, *J. Phys. Appl. Phys.* 42 (2009) 125102. doi:10.1088/0022-3727/42/12/125102.
- [75] J.-M. Lee, I.-T. Cho, J.-H. Lee, H.-I. Kwon, Bias-stress-induced stretched-exponential time dependence of threshold voltage shift in InGaZnO thin film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 93 (2008) 093504. doi:10.1063/1.2977865.
- [76] J.K. Jeong, H.W. Yang, J.H. Jeong, Y.-G. Mo, H.D. Kim, Origin of threshold voltage instability in indium-gallium-zinc oxide thin film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 93 (2008) 123508. doi:10.1063/1.2990657.

- [77] K.-H. Lee, J.S. Jung, K.S. Son, J.S. Park, T.S. Kim, R. Choi, et al., The effect of moisture on the photon-enhanced negative bias thermal instability in Ga-In-Zn-O thin film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 95 (2009) 232106. doi:10.1063/1.3272015.
- [78] K. Nomura, T. Kamiya, M. Hirano, H. Hosono, Origins of threshold voltage shifts in room-temperature deposited and annealed a-In-Ga-Zn-O thin-film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 95 (2009) 013502. doi:10.1063/1.3159831.
- [79] M.E. Lopes, H.L. Gomes, M.C.R. Medeiros, P. Barquinha, L. Pereira, E. Fortunato, et al., Gate-bias stress in amorphous oxide semiconductors thin-film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 95 (2009) 063502. doi:10.1063/1.3187532.
- [80] Y.-G. Chang, T.-W. Moon, D.-H. Kim, H.S. Lee, J.H. Kim, K. Park, et al., DC Versus Pulse-Type Negative Bias Stress Effects on the Instability of Amorphous InGaZnO Transistors Under Light Illumination, *IEEE Electron Device Lett.* 32 (2011) 1704–1706. doi:10.1109/LED.2011.2167736.
- [81] M.D.H. Chowdhury, P. Migliorato, J. Jang, Light induced instabilities in amorphous indium-gallium-zinc-oxide thin-film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 97 (2010) 173506. doi:10.1063/1.3503971.
- [82] M.D.H. Chowdhury, S.H. Ryu, P. Migliorato, J. Jang, Effect of annealing time on bias stress and light-induced instabilities in amorphous indium gallium zinc-oxide thin-film transistors, *J. Appl. Phys.* 110 (2011) 114503–114503–5. doi:10.1063/1.3662869.
- [83] M.D.H. Chowdhury, P. Migliorato, J. Jang, Light induced instabilities in amorphous indium gallium zinc oxide thin-film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 97 (2010) 173506–173506–3. doi:10.1063/1.3503971.
- [84] J.G. Um, M. Mativenga, P. Migliorato, J. Jang, Increase of interface and bulk density of states in amorphous-indium-gallium-zinc-oxide thin-film transistors with negative-bias-under-illumination-stress time, *Appl. Phys. Lett.* 101 (2012) 113504. doi:10.1063/1.4751849.
- [85] M.D.H. Chowdhury, P. Migliorato, J. Jang, Temperature dependence of negative bias under illumination stress and recovery in amorphous indium gallium zinc oxide thin film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 102 (2013) 143506. doi:10.1063/1.4801762.
- [86] J.G. Um, M. Mativenga, P. Migliorato, J. Jang, Defect generation in amorphous-indium-gallium-zinc-oxide thin-film transistors by positive bias stress at elevated temperature, *J. Appl. Phys.* 115 (2014) 134502. doi:10.1063/1.4870458.
- [87] D. Wang, M.P. Hung, J. Jiang, T. Toda, C. Li, M. Furuta, Effect of drain bias on negative gate bias and illumination stress induced degradation in amorphous InGaZnO thin-film transistors, *Jpn. J. Appl. Phys.* 53 (2014) 03CC01. doi:10.7567/JJAP.53.03CC01.
- [88] D. Wang, M.P. Hung, J. Jiang, T. Toda, M. Furuta, Suppression of Degradation Induced by Negative Gate Bias and Illumination Stress in Amorphous InGaZnO Thin-Film Transistors by Applying Negative Drain Bias, *ACS Appl. Mater. Interfaces.* 6 (2014) 5713–5718. doi:10.1021/am500300g.
- [89] P. Migliorato, M. Seok, J.K. Um, M.D. Chowdhury, J. Jang, Light and Bias Induced Defects in a-IGZO Thin Film Transistors, *Meet. Abstr. MA2012-02* (2012) 3051–3051.
- [90] J.-M. Lee, I.-T. Cho, J.-H. Lee, H.-I. Kwon, Bias-stress-induced stretched-exponential time dependence of threshold voltage shift in InGaZnO thin film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 93 (2008) 093504–093504–3. doi:10.1063/1.2977865.
- [91] Y.-G. Chang, T.-W. Moon, D.-H. Kim, H.S. Lee, J.H. Kim, K. Park, et al., DC Versus Pulse-Type Negative Bias Stress Effects on the Instability of Amorphous InGaZnO Transistors Under Light Illumination, *IEEE Electron Device Lett.* 32 (2011) 1704–1706. doi:10.1109/LED.2011.2167736.
- [92] J.G. Um, M. Mativenga, P. Migliorato, J. Jang, Increase of interface and bulk density of states in amorphous-indium-gallium-zinc-oxide thin-film transistors with negative-bias-under-illumination-stress time, *Appl. Phys. Lett.* 101 (2012) 113504. doi:10.1063/1.4751849.
- [93] M.D.H. Chowdhury, P. Migliorato, J. Jang, Time-temperature dependence of positive gate bias stress and recovery in amorphous indium-gallium-zinc-oxide thin-film-transistors, *Appl. Phys. Lett.* 98 (2011) 153511–153511–3. doi:10.1063/1.3580611.

- [94] K.-H. Lee, J.S. Jung, K.S. Son, J.S. Park, T.S. Kim, R. Choi, et al., The effect of moisture on the photon-enhanced negative bias thermal instability in Ga-In-Zn-O thin film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 95 (2009) 232106. doi:10.1063/1.3272015.
- [95] K. Nomura, T. Kamiya, M. Hirano, H. Hosono, Origins of threshold voltage shifts in room-temperature deposited and annealed a-In-Ga-Zn-O thin-film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 95 (2009) 013502. doi:10.1063/1.3159831.
- [96] J.K. Jeong, H. Won Yang, J.H. Jeong, Y.-G. Mo, H.D. Kim, Origin of threshold voltage instability in indium-gallium-zinc oxide thin film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 93 (2008) 123508–123508–3. doi:10.1063/1.2990657.
- [97] S.-Y. Huang, T.-C. Chang, M.-C. Chen, S.-C. Chen, C.-T. Tsai, M.-C. Hung, et al., Effects of Ambient Atmosphere on Electrical Characteristics of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Passivated InGaZnO Thin Film Transistors during Positive-Bias-Temperature-Stress Operation, *Electrochem. Solid-State Lett.* 14 (2011) H177–H179. doi:10.1149/1.3534828.
- [98] M. Mativenga, M. Seok, J. Jang, Gate bias-stress induced hump-effect in transfer characteristics of amorphous-indium-gallium-zinc-oxide thin-film transistors with various channel widths, *Appl. Phys. Lett.* 99 (2011) 122107. doi:10.1063/1.3641473.
- [99] Y.-M. Kim, K.-S. Jeong, H.-J. Yun, S.-D. Yang, S.-Y. Lee, H.-D. Lee, et al., Anomalous Stress-Induced Hump Effects in Amorphous Indium Gallium Zinc Oxide TFTs, *Trans. Electr. Electron. Mater.* 13 (2012) 47–49. doi:10.4313/TEEM.2012.13.1.47.
- [100] J. Jang, M. Mativenga, U. Jae Gwang, C. Md Delwar Hossain, Stability of Oxide TFTs, Dec. 2013. (n.d.). Proceeding at The 20th International Display Workshops (INW13).
- [101] H.-N. Lee, J. Kyung, S.K. Kang, D.Y. Kim, M.-C. Sung, S.-J. Kim, et al., 68.2: 3.5 Inch QCIF+ AM-OLED Panel Based on Oxide TFT Backplane, *SID Symp. Dig. Tech. Pap.* 38 (2007) 1826–1829. doi:10.1889/1.2785691.
- [102] J. Lee, D. Kim, D. Yang, S. Hong, K. Yoon, P. Hong, et al., 42.2: World's Largest (15-inch) XGA AMLCD Panel Using IGZO Oxide TFT, *SID Symp. Dig. Tech. Pap.* 39 (2008) 625–628. doi:10.1889/1.3069740.
- [103] T. Kamiya, K. Nomura, H. Hosono, Present Status, Knowledge and Issues of Oxide Semiconductor Technology, Proceeding INWAD12. (n.d.).
- [104] [http://www.frandroid.com/marques/sharp/191791\\_sharp-pousse-les-limites-du-borderless-a-l-extreme-sur-ses-aquos-pad-phone-mini](http://www.frandroid.com/marques/sharp/191791_sharp-pousse-les-limites-du-borderless-a-l-extreme-sur-ses-aquos-pad-phone-mini).
- [105] <http://www.lesnumeriques.com/moniteur-ecran-lcd/sharp-pn-k321h-p15460/sharp-devoile-prix-son-32-uhd-en-techno-igzo-7000-e-n28118.html>.
- [106] <http://www.sharp-world.com/products/professional-monitors/products/pn-k321/index.html>.
- [107] <http://spectrum.ieee.org/geek-life/tools-toys/nextgeneration-displays-reality-sets-in>.

## CHAPITRE 2. TECHNIQUES EXPERIMENTALES DE CARACTERISATION DU MATERIAU IGZO ET DES TFTS

Dans ce chapitre, nous allons présenter les techniques de caractérisation du matériau (IGZO) et des TFTs utilisées dans le cadre de la thèse. Dans un premier temps, nous décrirons ce qui touche à la caractérisation de la couche active déposée. Les mesures par effet Hall ou résistance carrée seront donc abordées. Les techniques de caractérisation chimique telles que SIMS (Spectrométrie de masse des ions secondaires) et XPS (Spectrométrie photoélectronique X) seront également présentées. Dans un second temps, nous nous intéresserons à l'état de l'art concernant les transistors en couches minces. Plus précisément, nous nous appliquerons à décrire le principe du fonctionnement d'un TFT, les caractérisations électriques et les méthodes d'extraction des paramètres électriques des TFTs.

### 2.1 Caractérisation du matériau IGZO

#### 2.1.1 Mesure par effet Hall

La mesure par effet Hall est une technique de caractérisation électrique qui permet de mesurer la densité des porteurs de charge et leur mobilité dans un matériau semi-conducteur. L'effet Hall se traduit par l'apparition d'une tension transverse aux bornes d'un matériau qui est soumis à un champ magnétique et un courant électrique perpendiculaire à celui-ci [1,2] (Figure 2-1).

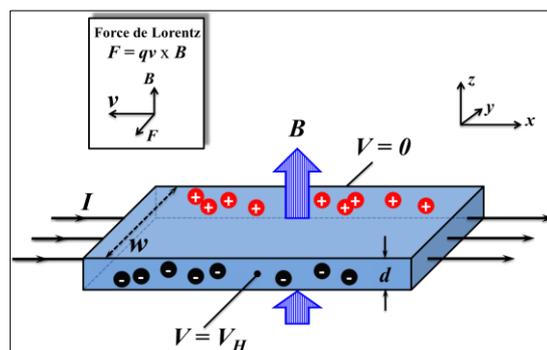


Figure 2-1 : Schéma de principe de l'effet Hall

Le matériau est soumis à un champ magnétique  $\vec{B}$  selon l'axe Oz. Le courant I qui le traverse selon la direction Ox est dû au déplacement des électrons. Un porteur de charge se situant dans cette zone va subir une force, dite de Lorentz, qui est proportionnelle à sa vitesse et à la norme du champ magnétique :

$$F = q\vec{v} \times \vec{B} \quad (1)$$

Sous l'action de cette force de Lorentz, les électrons et les trous dans le matériau s'accumulent au niveau des deux faces opposées. Cette distribution de charges instaure un champ électrique  $\vec{E}_H$  entre les faces, qui lui-même, induit une force  $q\vec{E}_H$  opposée à la force de Lorentz. La norme du champ électrique, qui vaut  $V_H$ , s'exprime :

$$q\vec{v} \times \vec{B} + q\vec{E}_H = 0 \quad (2)$$

En direction Oy, la formule s'écrit :

$$E_H = vB \quad (3)$$

La vitesse moyenne d'un porteur de charge et la densité du courant sont liées selon l'équation suivante :

$$j = \frac{I}{wd} \vec{e}_x = Nq\vec{v} \quad (4)$$

W et d représentent la largeur et la hauteur (ou l'épaisseur) de l'échantillon respectivement (en supposant que le champ électrique  $E_H$  est constant dans tout le matériau).

A partir de l'équation (4), la vitesse d'un porteur de charge s'exprime donc :

$$v = \frac{I}{wdNq} \quad (5)$$

Les équations (3) et (5) permettent d'établir le champ électrique :

$$E_H = \frac{I}{wdNq} B \quad (6)$$

On en déduit donc la tension entre les deux faces, aussi appelée tension de Hall :

$$V_H = WE_H = \frac{IB}{dNq} \quad (7)$$

La valeur de la tension de Hall obtenue nous permet d'accéder à la fois au type de porteurs (signe de  $q$ ) et à leur concentration ( $N$ ). Ce dernier paramètre est déterminé à partir de la relation précédente :

$$N = \frac{IB}{dqV_H} \quad (8)$$

Il est important de noter que l'équation (8) n'est valable que si un seul type de porteurs contribue à la conductivité du matériau. On notera que plus la concentration des porteurs est élevée, moins l'effet Hall est important. Par conséquent, la mesure par effet Hall devient difficilement réalisable dans le cas des métaux en raison de concentration élevée des porteurs. En revanche, pour les semi-conducteurs où  $N$  est plus faible,  $V_H$  est facilement mesurable.

Cette mesure permet également d'établir la valeur de la mobilité des porteurs de charges majoritaires du matériau qui s'exprime selon la relation :

$$\mu = \frac{1}{NqdR_{carrée}} \quad (9)$$

Avec  $R_{carrée}$  la résistance carrée du matériau.

La mesure par effet Hall consiste à traverser l'échantillon par un courant en appliquant une tension comprise entre 12 et 30 V en deux points. La tension de Hall est ensuite mesurée à l'aide d'un voltmètre.

Pour la mesure par effet Hall de semiconducteur classique, l'échantillon doit disposer de zones dopées avec dépôt métallique par-dessus. Cela requiert une étape supplémentaire de dépôt et gravure (Figure 2-2a). Toutefois, ce n'est pas le cas pour l'IGZO où le contact peut être réalisé directement entre les pointes de mesure et la couche (Figure 2-2b) sans zone dopée tel que nous l'allons présenter dans chapitre 3. Dans le cadre de notre étude, les échantillons se présentent sous la forme de carrés de 2.5 x 2.5 (cm x cm).

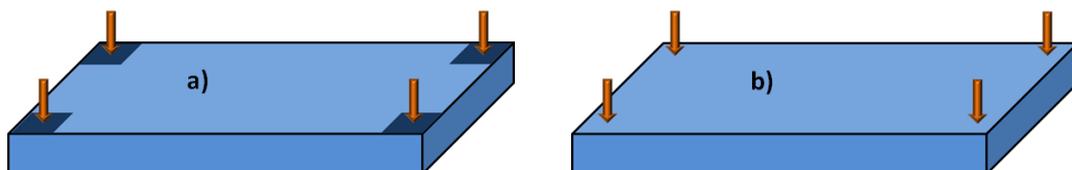


Figure 2-2 : Représentation schématique de mesure par effet Hall dans le cas : a) d'un matériau semi-conducteur classique ; b) de l'IGZO

### 2.1.2 Mesure de la résistance carrée

La résistivité est une caractéristique importante d'un matériau semi-conducteur car elle permet notamment de déterminer la concentration des porteurs de charge ( $N_e$ ). La mesure de résistance carrée est effectuée à l'aide de la méthode, dite « quatre pointes » sur l'équipement RESMAP au BHT (Bâtiment de Haute Technologie).

La méthode « quatre pointes », comme son nom l'indique, correspond à une mesure de résistance carrée à l'aide de quatre pointes équidistantes en tungstène. En appliquant un courant électrique d'intensité  $I$  entre deux pointes extérieures, une tension  $V$  est générée dont la valeur peut être mesurée entre les deux pointes centrales (Figure 2-3).

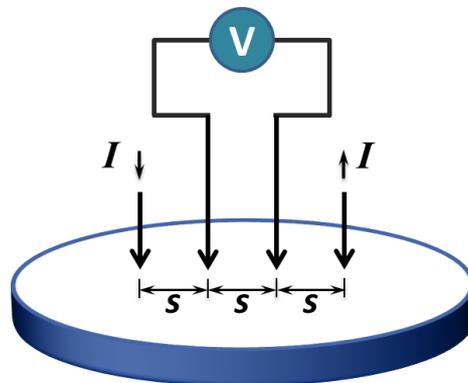


Figure 2-3 : Schéma du principe de mesure « quatre pointes »

La mesure « quatre pointes » permet d'obtenir des valeurs de résistance carrée plus précises que celle à deux pointes. Notons qu'il existe toujours une résistance de contact (notée  $R_c$ ) entre les pointes et le matériau, le rapport de la tension  $V$  en fonction du courant  $I$  qui traverse l'échantillon s'exprime selon la relation :

$$V = 2R_c \cdot I + V_{\text{semiconducteur}} \quad (10)$$

La valeur de la résistance obtenue ( $\frac{V_{\text{semiconducteur}}}{I}$ ) ne sera donc pas la valeur réelle du matériau semiconducteur puisque la résistance de contact est également prise en compte. La mesure à quatre pointes permet de s'affranchir de cette dernière.

La résistivité  $\rho$  d'une couche semi-conductrice d'épaisseur  $d$ , mesurée par la méthode de quatre pointes, s'exprime de la façon suivante :

$$\rho = \frac{\pi}{\ln 2} \frac{V}{I} d \quad (11)$$

Pour rappel, la résistivité ( $\rho$ ) est liée à la densité de porteurs de charge majoritaire ( $N_e$ ) et à leur mobilité ( $\mu$ ) via la formule ci-dessous :

$$\rho = \frac{1}{\mu q N_e} \quad (12)$$

Avec la mesure à quatre pointes, la valeur de la résistance carrée de couche est mesurée. Nous allons ensuite en déduire la densité des porteurs de charge exprimée selon l'équation (9).

La mesure « quatre pointes » est réalisée sur 49 points d'une plaque de 20 cm (en diamètre). La valeur finale de la résistance carrée est la moyenne des valeurs obtenues.

### 2.1.3 Analyse SIMS

(Adapté selon les références [3-5])

La spectrométrie de masse à ionisation secondaire (SIMS - Secondary Ion Mass Spectrometry), est un procédé d'analyse chimique qui consiste à bombarder la surface de l'échantillon avec un faisceau d'ions primaires. Une partie de la matière pulvérisée sera alors ionisée. Ces ions, dits secondaires, sont ensuite accélérés vers un spectromètre de masse, lequel va permettre l'obtention de la composition élémentaire, isotopique et/ou moléculaire de la surface de l'échantillon.

Le SIMS est une technique d'analyse de surface assez sensible, mais l'interprétation quantitative précise est plus délicate que d'autres techniques telles que le XPS que nous présenterons plus loin.

Dans le cadre de cette thèse, nous avons utilisé la caractérisation ToF-SIMS (La spectrométrie de masse des ions secondaires à temps de vol, ou « Time of Flight Secondary Ion Mass Spectrometry »). Suivant le même principe que la méthode SIMS classique, les mesures ToF-SIMS permettent de caractériser la composition chimique de la surface d'un matériau en analysant les ions secondaires éjectés lors du bombardement de l'échantillon par un faisceau d'ions primaires (Figure 2-4).

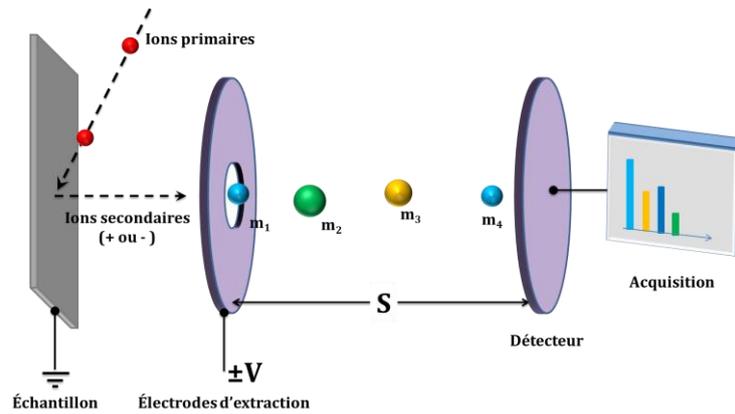


Figure 2-4 : Schéma du procédé d'analyse par ToF-SIMS

Le faisceau d'ions primaires provoque une pulvérisation des atomes dès son arrivée à la surface de l'échantillon. Un certain nombre d'atomes est ionisé, puis accéléré vers un détecteur (un analyseur de temps de vol) par une tension appelée tension d'extraction (notée  $V$ ). Ces ions sont accélérés de façon considérée « simultanée » ou avec un décalage du temps très petit donc négligeable. La tension  $V$  permet de générer les mêmes énergies cinétiques pour tous les ions secondaires :

$$E_{cinétique} = qV \quad (13)$$

Avec  $q$  la charge de l'ion secondaire.

Supposons que les ions ne subissent aucune autre force et que leur masse soit également négligeable. L'énergie cinétique d'un ion secondaire est alors reliée proportionnelle à sa masse et sa vitesse selon la relation :

$$E_{cinétique} = \frac{1}{2}mv^2 \quad (14)$$

A partir des équations (13) et (14), il vient :

$$qV = \frac{1}{2}mv^2 \quad (15)$$

Notons  $S$  la distance entre l'analyseur et le détecteur (autrement dit entre l'échantillon et le détecteur). Le temps nécessaire pour que les atomes secondaires traversent cet analyseur est alors :

$$t = \frac{S}{v} \quad (16)$$

Avec  $v$  la vitesse de l'atome secondaire.

A partir des équations (13), (15) et (16) il vient :

$$qV = \frac{1}{2}mv^2 = \frac{1}{2}m \frac{S^2}{t^2} \quad (17)$$

Donc :

$$m = \frac{2qV}{S^2} t^2 \quad (18)$$

Où:

$$t = \sqrt{\frac{mS^2}{2qv}} \quad (19)$$

Notons que chaque ion secondaire a une masse différente ce qui implique sa vitesse différente. Par conséquent, ces ions vont arriver au détecteur avec les temps différents. Les ions arrivant au détecteur les plus tôt sont les plus légers.

Les analyses ToF-SIMS nous permettront d'abord évaluer l'homogénéité de la composition chimique en profondeur des couches déposées. Ce critère nous permettra de nous assurer l'uniformité des paramètres électriques du transistor. Dans un second temps, nous étudierons les variations de la composition chimique sous différentes conditions de dépôt. Le vieillissement de la couche d'IGZO exposée directement à l'air fera également l'objet de l'étude. Pour finir, cette technique nous permettra d'évaluer l'impact des conditions de passivation sur la composition chimique de la couche active.

Pour des études en profondeur de couche, un deuxième faisceau d'ions est utilisé afin d'abraser progressivement la surface de l'échantillon. La résolution de cette technique est de l'ordre du nanomètre. La quantification des signaux ioniques est rendue par un comparatif avec des échantillons de référence contrôlés suivant une technique différente.

#### **2.1.4 Analyse XPS**

(Adapté selon les références [3,6])

Nous avons établi précédemment la nécessité de se référer à des échantillons d'étalonnage pour les analyses SIMS. Aussi, une autre technique est utilisée : la spectroscopie de photoélectrons X (XPS, d'après l'acronyme anglais X-ray Photoelectron Spectroscopy). Il s'agit d'une technique de caractérisation permettant d'obtenir la concentration des composés chimiques de la surface d'un matériau sur une épaisseur

variant entre 1 nm et 5 nm. La nature des liaisons chimiques et leurs pourcentages atomiques peuvent également être déterminés au traitement des données XPS.

La caractérisation XPS est un procédé d'analyse chimique consistant à irradier la surface d'un échantillon par des rayons X monochromatiques. Cette dernière provoque une ionisation des atomes en surface par effet photoélectrique. L'énergie cinétique de ces photoélectrons est alors mesurée, permettant d'obtenir les spectres de l'intensité de ces électrons en fonction de l'énergie mesurée (Figure 2-5).

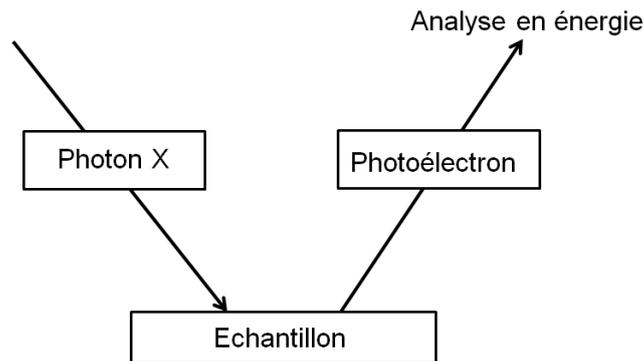


Figure 2-5 : Schéma du principe de XPS

Supposons tout d'abord qu'un photon X a une énergie  $h\nu$ , avec  $h$  et  $\nu$  la constante de Planck et la fréquence de l'onde lumineuse incidente respectivement. Lorsque le photon irradie la surface, il interagit avec un atome de l'échantillon et provoque une ionisation en surface. Une partie de l'énergie de ce photon sert à briser des liaisons interatomiques de l'atome du matériau, il s'agit de l'énergie de liaison ( $E_{liaison}$ ). La partie restante est transmise à l'électron sous forme d'énergie cinétique ( $E_{cinétique}$ ) servant à l'émettre dans le vide. Il atteindra l'analyseur (ou spectromètre) avec une énergie cinétique

$$E_{cinétique} = h\nu - W \quad (20)$$

Le travail de sortie  $W$  du spectromètre, évalué par étalonnage, est la conséquence d'une différence de potentiel électrique entre l'échantillon et l'analyseur. Le spectre en énergie cinétique présente des pics qui seront détectés par XPS. Par conséquent, l'énergie de liaison correspondant à chaque pic pourra être déterminée par la formule :

$$E_{liaison} = h\nu - E_{cinétique} - W \quad (21)$$

$E_{liaison}$  représente la nature de l'atome et sa liaison interatomique avec les autres dans le matériau.

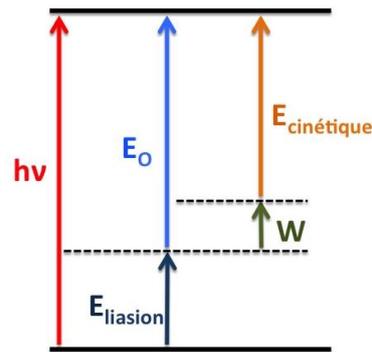


Figure 2-6 : Diagramme énergétique du processus de photoémission

Cette technique nous permet donc de déterminer l'énergie de liaison et d'identifier la composition atomique de la surface de l'échantillon.

## 2.2 Caractérisation des TFTs

Dans cette partie, nous débuterons par une présentation des généralités d'un transistor en couches minces. Le mode de fonctionnement d'un TFT ainsi que ses caractéristiques de transfert et de sortie seront présentées. Nous aborderons ensuite le système de mesure utilisé dans ce travail de thèse pour caractériser les TFTs. Pour finir, une description des méthodes d'extraction des paramètres importants d'un TFT sera présentée.

### 2.2.1 Généralités d'un transistor en couches minces

Comme nous l'avons mentionné dans le premier chapitre, les TFTs sont des transistors à effet de champ composés de trois électrodes : le drain, la source et la grille. Une polarisation entre la source et le drain crée une conduction dans le canal qui sera modulée par la tension appliquée sur la grille ( $V_G$ ). Pour un TFT nMOS, lorsque l'on applique une tension  $V_G > 0$ , on provoque l'accumulation des électrons dans le canal. Plus on augmente cette tension  $V_G$ , plus les porteurs libres s'accumulent. Lorsque la tension de grille  $V_G$  atteint une valeur appelée la tension de seuil ( $V_T$ ), ces porteurs vont participer à la conduction du canal. Autrement dit, un courant peut passer entre la source et le drain. Le TFT est alors dans le régime passant (état ON) avec  $V_G > V_T$ . A l'inverse, quand  $V_G$  est inférieure à la tension de bande plate ( $V_{FB}$ ), le TFT est dans son régime bloqué (état OFF). Une période de transition de l'état OFF à l'état ON, dite le régime sous le seuil, survient lorsque  $V_G$  est comprise entre la tension de bande plate et

la tension de seuil. Chacun de ces trois régimes et leurs caractéristiques électriques sera présenté dans les paragraphes suivants.

**(a) Caractéristique de transfert  $I_{DS}-V_{GS}$**

Notons qu’afin de simplifier les résultats, toutes les mesures électriques de transistor seront réalisées avec la source placée à la masse. Par conséquent, la polarisation entre la grille et la source (ou entre le drain et la source) sera la valeur de la tension appliquée sur la grille (ou le drain).

En appliquant une tension constante sur le drain ( $V_{DS}$ ), nous mesurons le courant traversant le canal (ou le courant de drain ( $I_{DS}$ )) en fonction de la tension de grille ( $V_{GS}$ ). La courbe présentée sur la Figure 2-7, et nommée « la caractéristique de transfert », représente la variation d’ $I_{DS}$  en fonction de  $V_{GS}$ , pour des valeurs fixes de  $V_{DS}$ .

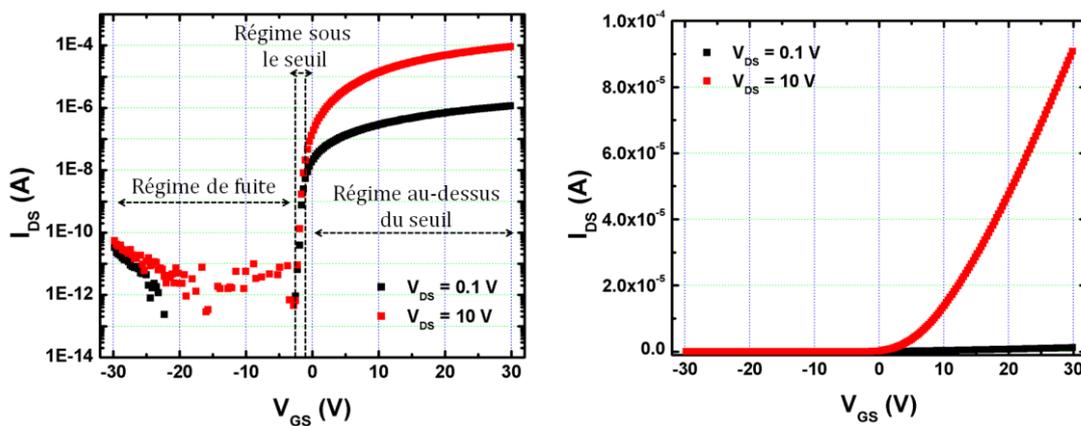


Figure 2-7 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}-V_{GS}$  d’un TFT nMOS à différente  $V_{DS}$ : en échelle logarithme (gauche) ; en échelle linéaire (droite)

Dans cette caractéristique de transfert, suivant la tension appliquée, les trois régimes évoqués précédemment sont retrouvés. Nous présentons dans la Figure 2-8 ces trois régimes dans lesquels est modifiée la structure de bande d’énergie près de l’interface du semiconducteur et de l’isolant de grille selon la tension  $V_{GS}$  appliquée.

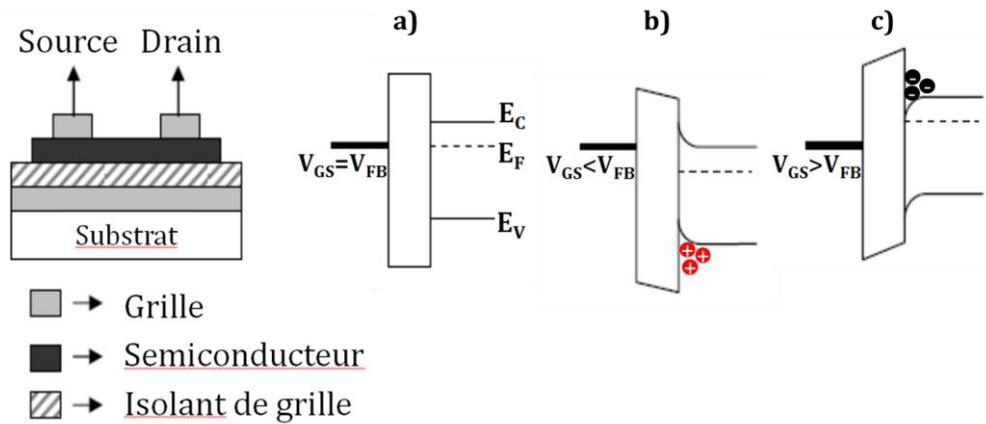


Figure 2-8 : Différents régimes du fonctionnement d'un TFT correspondant à différentes  $V_{GS}$

Lorsque la tension de grille est négative, les trous sont attirés à l'interface entre la couche semiconductrice et l'isolant de grille (Figure 2-8b). Avec l'augmentation de  $V_{GS}$ , la courbure des bandes devient plus faible, jusqu'à une certaine valeur où cette courbure des bandes n'apparaît plus. La structure de bande devient plate. Cette valeur particulière de  $V_{GS}$  est appelée la tension de bandes plates  $V_{FB}$  (Figure 2-8a). Le régime du transistor correspondant à  $V_{GS} < V_{FB}$  est appelée le régime bloqué. Ce dernier s'apparait lorsque le canal est en désertion et inversion.

Lorsque  $V_{GS} > V_{FB}$ , la courbure des bandes est opposée à celle en mode d'inversion, une charge négative est en train de se former (Figure 2-8c). En fait, la charge positive à la grille repousse les trous de la surface du semiconducteur et fait apparaitre une charge négative (électron). L'accumulation d'un certain nombre d'électrons à l'interface entre la couche active et l'isolant de grille dans un premier temps ne permet pas encore la création d'un courant dans le canal. En fait, cette accumulation de charges négatives est compensée par un piégeage de ces charges dans des états électroniques souvent présents dans la bande d'interdite de la couche active et/ou à l'interface entre le canal/l'isolant de grille. Les électrons commencent par remplir ces états. Plus  $V_{GS}$  augmente, plus les défauts dans la couche active et à l'interface entre le canal/l'isolant se remplissent. Le temps pour remplir ces défauts sera d'autant plus important que leur densité est élevée. Le TFT est dit dans le régime sous le seuil (lorsque  $V_{FB} < V_{GS} < V_T$ ). Ce régime est considéré comme la transition entre l'état OFF et l'état ON du transistor.

Lorsque  $V_{GS}$  augmente encore, la courbure des bandes devient plus prononcée. Cette dernière résulte en un croisement du niveau de Fermi intrinsèque ( $E_i$ ) avec le niveau de Fermi  $E_{FB}$ . Dans cette situation, une couche mince conductrice, situant près de

l'interface entre la couche active et l'isolant de grille, composée d'électrons est formée : le TFT est en mode d'accumulation. Quand  $V_{GS}$  atteint une valeur appelée la tension de seuil ( $V_T$ ), le TFT est dit dans le régime passant (à l'état ON). Ce régime apparaît lorsque les électrons remplissent quasiment tous les défauts dans la couche active et à l'interface du canal et de l'isolant.

Les quatre paramètres clés représentant les performances électriques d'un TFT, à partir de courbe de transfert ont été distingués : le courant  $I_{on}$ , la tension de seuil ( $V_T$ ), la pente sous le seuil (S) et la mobilité à effet de champ ( $\mu$ ). Les méthodes d'extraction de ces paramètres seront présentées par la suite.

### (b) Caractéristique de sortie $I_{DS}$ - $V_{DS}$

Abordons à présent une autre façon d'illustrer les différents régimes du fonctionnement d'un transistor. Cette dernière se base sur la tension appliquée au drain ( $V_{DS}$ ). En appliquant une tension constante sur la grille, on étudie la variation du courant de drain ( $I_{DS}$ ) en fonction de la tension de drain. La courbe alors relevée est appelée la caractéristique de sortie (Figure 2-9).

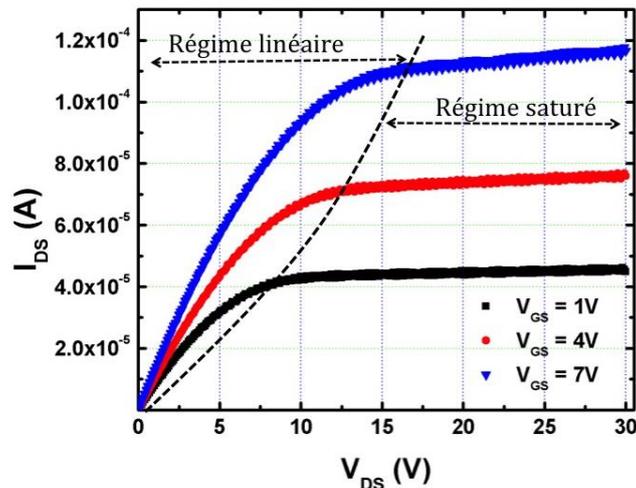


Figure 2-9 : Caractéristique de sortie  $I_{DS}$ - $V_{DS}$  d'un TFT de type N à différentes  $V_{GS}$

Selon la tension  $V_{DS}$  appliquée, deux régimes de fonctionnement du TFT peuvent être distingués : le régime linéaire pour de petites valeurs de  $V_{DS}$  et le régime saturé pour de plus grandes valeurs. Dans le régime linéaire, le courant  $I_{DS}$  croît linéairement avec la tension  $V_{DS}$ . En revanche, dans le régime saturé,  $I_{DS}$  n'augmente quasiment plus, et sature en fonction de  $V_{DS}$ .

Cette courbe nous permet d'évaluer notamment la qualité du contact entre la couche active et le métal (notamment les contacts source drain) du TFT. La linéarité de

la section à basse tension de drain montre que le contact est ohmique. Par ailleurs, l'observation du comportement de  $I_{DS}$  à haute tension  $V_{DS}$  indique si le transistor sature bien ou si on est en présence du phénomène d'injection des électrons chauds (effet Kink ou self-heating dans les TFTs).

### 2.2.2 Dispositif de caractérisation électrique

La Figure 2-10 présente le système de mesure que nous avons utilisé pour caractériser électriquement les TFTs. Il s'agit d'un banc disposant de trois pointes de mesure protégées dans une armoire blindée. Ces pointes sont en tungstène. Le banc est connecté à un analyseur HP4156B, lequel va afficher des courbes caractéristiques présentées précédemment ( $I_{DS}-V_{GS}$ ,  $I_{DS}-V_{DS}$ ...). Cet analyseur nous permet également de modifier la tension appliquée sur les électrodes du TFT ou encore de changer la polarité de la mesure. Le temps ainsi que le pas de tension appliquée sont également des paramètres ajustables.

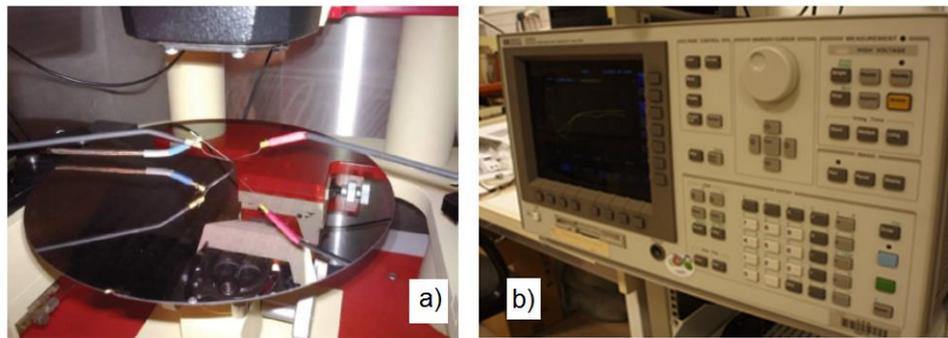


Figure 2-10 : Dispositif de caractérisation des TFTs : a) TFT avec les pointes ; b) l'analyseur HP4156B

Ces mesures permettent de mettre en évidence un ensemble de paramètres caractéristiques du transistor. Toutefois, l'accès à ces derniers nécessite le recours à des méthodes d'extraction, lesquelles sont présentées dans la partie suivante.

### 2.2.3 Définition et extraction des paramètres électriques des TFTs

Les méthodes d'extraction des paramètres d'un TFT sont relativement semblables à celles d'un MOSFET. Dans les prochains paragraphes, nous donnerons la définition ainsi que la méthode d'extraction de ces paramètres utilisés dans deux régimes de fonctionnement du TFT (régime linéaire et régime saturé).

**(a) Courant de drain en état passant de TFT ( $I_{ON}$ )**

Le courant  $I_{ON}$  est défini comme étant le courant maximum de drain lorsque le TFT est en état passant.

Dans le régime linéaire,  $I_{DS}$  s'exprime selon la relation suivante :

$$I_{DS(lin)} = \frac{W}{L} \mu C (V_{GS} - V_T) V_{DS} \quad (22)$$

Avec :

- W et L la largeur et la longueur du canal, respectivement
- $\mu$  la mobilité à effet de champ
- C la capacité surfacique

En régime saturé, le courant de drain est relié avec ces facteurs ci-dessus via l'équation :

$$I_{DS(sat)} = \frac{W}{2L} \mu C (V_{GS} - V_T)^2 \quad (23)$$

Les relations (22) et (23) indiquent qu' $I_{ON}$  est proportionnel à la dimension W/L du TFT, à la mobilité et à la capacité surfacique de l'isolant de grille. Par ailleurs, dans le régime linéaire,  $I_{ON}$  dépend linéairement de la tension  $V_{DS}$  tandis qu'il est indépendant avec  $V_{DS}$  dans le régime saturé. Cela explique les noms utilisés pour chaque régime.

**(b) Tension de seuil ( $V_T$ )**

La tension de seuil  $V_T$  est la tension de grille à partir de laquelle apparaît le courant traversant le canal.

De même que dans le cas du courant de drain, l'extraction de  $V_T$  est différente selon le régime du fonctionnement du TFT. Dans le régime linéaire,  $V_T$  est extrait à partir de la relation (22) établie précédemment.

Dans le cas particulier où  $I_{DS(lin)}$  serait nul,  $V_T$  serait égal à  $V_{GS}$ . La tension de seuil dans le régime linéaire de transistor correspond donc à l'intersection entre la partie linéaire de la courbe  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  et l'abscisse (Figure 2-11).

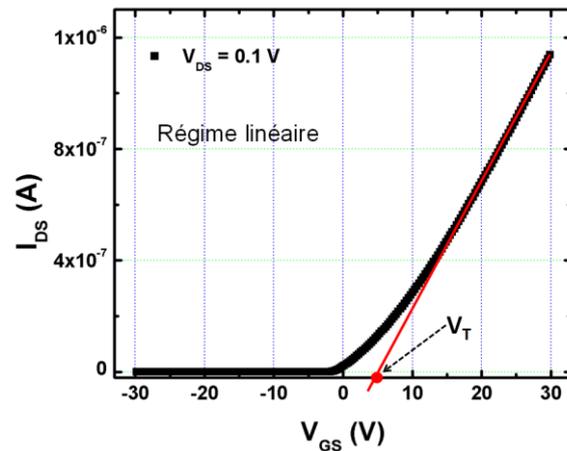


Figure 2-11 : Extraction de la tension de seuil en régime linéaire à partir d'une courbe  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  à  $V_{DS} = 0.1$  V

En régime saturé, la tension de seuil est calculée à partir de l'expression (23).

Dans ce régime,  $V_T$  correspond à l'intersection entre la partie linéaire de la courbe  $\sqrt{I_{DS}}$  -  $V_{GS}$  et l'abscisse (Figure 2-12).

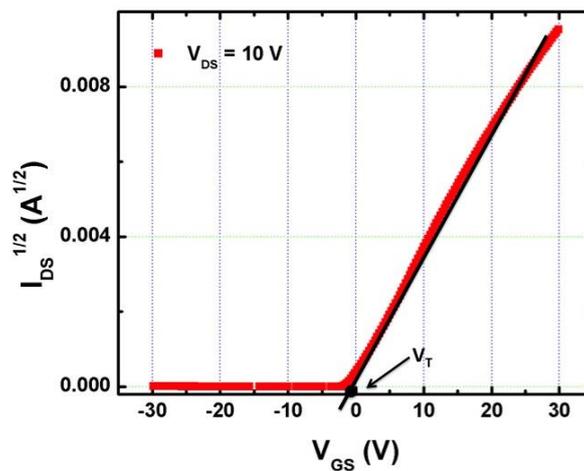


Figure 2-12 : Extraction de la tension de seuil en régime linéaire à partir d'une courbe  $\sqrt{I_{DS}}$  -  $V_{GS}$  à  $V_{DS} = 10$  V

Il a été établi dans la littérature que la tension de seuil de TFT dépend de plusieurs paramètres tels que la concentration des porteurs de charge libres dans le canal, la qualité de l'interface entre la couche active et les électrodes ainsi que la qualité de la couche isolant de grille.

### (c) Mobilité ( $\mu$ )

La mobilité à effet de champ ( $\mu$ ) représente la mobilité des porteurs de charge majoritaires de la couche semi-conductrice. Ce paramètre illustre donc la conductivité

du matériau de la couche active d'un transistor. De même que  $V_T$ , la mobilité s'exprime de façon différente selon le régime de fonctionnement du TFT.

En régime linéaire, la mobilité s'exprime comme suite :

$$\mu_{lin} = \frac{L \frac{\partial I_{DS}}{\partial V_{GS}}}{WC V_{DS}} \quad (24)$$

Quant à la mobilité dans le régime saturé, elle s'exprime via la relation :

$$\mu_{sat} = \frac{2Lg^2}{WC} \quad (25)$$

Avec  $g$  la transconductance de transistor qui s'exprime comme suite :

$$g = \frac{d\sqrt{I_{DS}}}{d(V_{GS}-V_T)} \quad (26)$$

Ce paramètre dépend de la dimension du canal, de la qualité de la couche d'isolant de grille et celle de la couche active. Il variera donc selon la tension appliquée sur le drain.

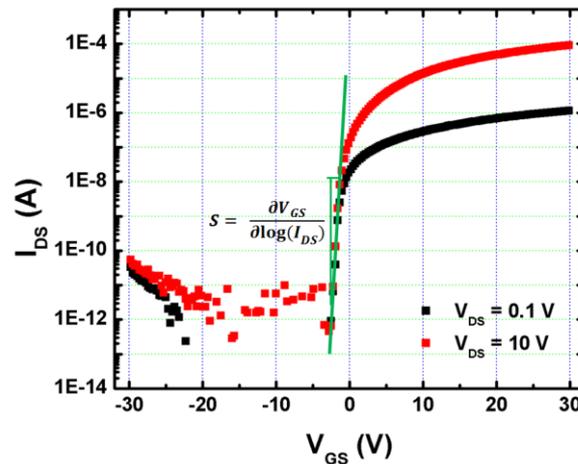
#### **(d) Pente sous le seuil (S)**

La pente sous le seuil est définie comme l'écart de tension nécessaire à appliquer sur la grille pour que le courant de drain augmente d'une décade (en logarithme). Elle s'exprime en Volt par décade et sera déterminée à partir de la relation :

$$S = \frac{\partial V_{GS}}{\partial \log(I_{DS})} (V_{DS} = cte) \quad (27)$$

Ce paramètre représente la vitesse de passage entre l'état bloqué et l'état passant d'un TFT. Plus la pente sous le seuil est faible, plus la transition entre ces deux états est rapide.

L'extraction de la pente sous le seuil nécessite de tracer la courbe de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  en échelle logarithmique. La pente de la partie sous le seuil de cette courbe sera la valeur de  $S$  (Figure 2-13).


 Figure 2-13 : Extraction de la pente sous le seuil à partir d'une courbe  $I_{DS}$ - $V_{GS}$ 

$S$  dépend de la densité des défauts à l'interface entre la couche semi-conductrice et l'isolant de grille ainsi que des défauts présents à l'intérieur de la couche active, notamment dans sa bande interdite. Elle s'exprime comme suite :

$$S = \frac{kT}{q \log e} \left[ 1 + \frac{qt_i}{\varepsilon_i} (\sqrt{\varepsilon_S N_{BS}} + qN_{SS}) \right] \quad (28)$$

Avec:

- $k$  la constante de Boltzmann
- $T$  la température
- $t_i$  l'épaisseur de l'isolant de grille
- $q$  la charge de l'électron
- $\varepsilon_i$  et  $\varepsilon_S$  les constants diélectriques de l'isolant de grille et de la couche active respectivement
- $N_{BS}$  la densité de défauts à l'intérieur de la couche active (densité d'états profonds)
- $N_{SS}$  la densité de défauts à l'interface entre la couche active et l'isolant de grille (densité d'états d'interface)

Plus la densité des défauts est importante, plus la pente sous le seuil est importante. Cela s'explique par le fait que les porteurs de charge ont d'autant plus de pièges à remplir avant de participer à la conduction. A partir de l'équation (28), la valeur maximum de la densité d'états profonds ou d'états d'interface canal/isolant est extraite.

***(e) Courant en régime bloqué de TFT ( $I_{OFF}$ ) et rapport  $I_{ON}/I_{OFF}$***

$I_{OFF}$  correspond au courant de fuite lorsque le TFT se trouve en état bloqué. La valeur  $I_{OFF}$  est déterminée à des tensions  $V_{GS}$  et  $V_{DS}$  données. Cependant, la valeur moyenne (parfois la plus basse) du courant de drain en régime bloqué est aussi considérée en tant que courant de fuite du TFT.

Comme nous l'avons vu précédemment, pour le TFT utilisé comme transistor de sélection dans des écrans à matrice active, l' $I_{OFF}$  doit être le plus faible possible. Dans le cas où il est utilisé comme une source de courant dans des écrans OLEDs, il faut que le rapport  $I_{ON}/I_{OFF}$  soit le plus élevé possible.

## **2.3 Conclusion**

Dans ce chapitre, nous avons détaillé les différentes techniques de caractérisation du matériau utilisées dans ce travail de thèse. Les mesures électriques par effet Hall ou de résistance carrée ont tout d'abord été abordées. Par la suite, les deux techniques de caractérisation chimique du matériau : analyses présentées SIMS et XPS ont été décrites.

Nous avons ensuite présenté les généralités d'un transistor en couches minces. Le principe du fonctionnement d'un TFT avec des différents régimes du fonctionnement ont été détaillés. Concernant la caractérisation électrique de TFT, le dispositif utilisé pour traiter ses courbes de transfert et de sortie a été décrit. Finalement, la méthode d'extraction des paramètres importants qui représentent les performances électriques de transistor a été mentionnée.

## REFERENCES

- [1] J. Veirman, Effets de la compensation du dopage sur les propriétés électriques du silicium et sur les performances photovoltaïques des cellules à base de silicium solaire purifié par voie métallurgique, Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 2011.
- [2] E. Deleporte, Y.Dumeige, Effet Hall dans les semiconducteurs - Ecole Normale Supérieure de Cachan, (2002).
- [3] U. Bexell, Surface Characterisation Using ToF-SIMS, AES and XPS of Silane Films and Organic Coatings Deposited on Metal Substrates, (2003).
- [4] M. Py, A study of interfaces and nanostructures by time of flight mass spectrometry: towards a spatially resolved quantitative analysis, Thèse de doctorat, Université de Grenoble, 2011.
- [5] <http://www.sciencefrance.com/techniques/ToF-SIMS/ToF-SIMS.html>.
- [6] <http://www.sciencefrance.com/techniques/xps/XPS.html>.



## **CHAPITRE 3. DEVELOPPEMENT ET CARACTERISATION DES TFTS A BASE D'IGZO**

---

---

Nous présenterons dans ce chapitre le procédé de fabrication des TFTs à base d'IGZO amorphe que nous avons développé. Toutes les étapes technologiques seront ainsi abordées. Cela est suivi par une partie de résultats concernant les caractérisations des couches d'IGZO déposées sous certaines conditions. Plus précisément, nous allons présenter les résultats obtenus par caractérisation électrique et morphologique des couches minces d'IGZO. L'ensemble de ces caractérisations nous permettra d'évaluer les propriétés électriques, morphologiques ainsi que chimiques du matériau semi-conducteur. Ensuite, les caractéristiques des premiers TFTs à base d'a-IGZO sans couche de passivation seront détaillées. Cette partie inclue une étude importante des effets d'un traitement thermique (un post-recuit) sur les propriétés d'IGZO ainsi que sur les caractéristiques électriques des transistors.

### **3.1 Développement des TFTs à base d'IGZO**

Cette section débute par une introduction rapide sur les structures de base d'un transistor en couches minces existantes. Une de ces structures sera choisie pour la réalisation des TFTs en a-IGZO à notre laboratoire. Les étapes technologiques de cette réalisation seront présentées en détail.

#### **3.1.1 Différentes structures de TFT**

La structure d'un TFT est définie par la position de la couche active, de l'isolant de grille et des électrodes source et drain. La Figure 3-1 représente quatre structures trouvées le plus souvent dans les études des transistors en couches minces.

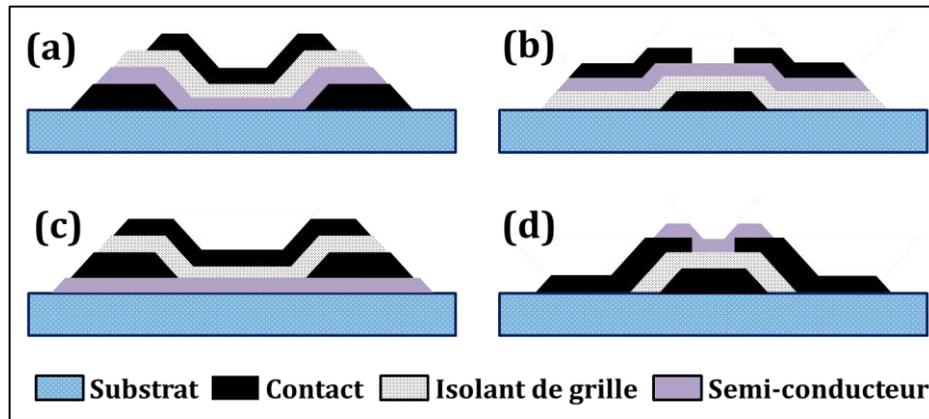


Figure 3-1 : Schéma des structures classiques de TFT sans passivation : a) « empilée » grille dessus (Top Gate) ; b) « empilée » grille dessous (Bottom Gate) ; c) coplanaire (grille dessus) ; d) coplanaire inversée (grille dessous)

La structure d'un TFT est typiquement classifiée dans une des deux types : Les structures « empilées » (staggered) ou les structures coplanaires [1–6]. Les structures « empilées » sont des configurations dans lesquelles la grille et les drain/source sont disposés de chaque côté de la couche active. Alors qu'avec les structures coplanaires, les trois électrodes se positionnent au même côté de la couche semi-conductrice. Concernant les structures « empilées », on les divise en deux types différents selon la position de la grille par rapport à la couche semi-conductrice : la structure dite « grille dessus » (Top Gate) est celle où la grille est au-dessus du semi-conducteur, et la structure dite « grille dessous » (Bottom Gate) est dans laquelle la grille se positionne en dessous de la couche active. Quant aux TFTs coplanaires, ils se retrouvent soit dans la structure coplanaire simple où les contacts sont au-dessus de la couche active (grille dessus), soit la structure coplanaire inversée dans laquelle les contacts sont sous la couche active (grille dessous).

Les matériaux utilisés pour les couches minces d'un TFT ainsi que les séquences de dépôt de ceux-ci impacteront la qualité des interfaces entre ces couches et sur les performances électriques du TFT [2]. Selon les performances visées et/ou selon les coûts de production désirés nous choisirons la structure qui nous convient le plus. La structure « grille dessous » est majoritairement utilisée par des fabricants d'écrans plats [2]. Elle est la structure la plus répandue dans le cas du silicium amorphe. Dans notre cas, un des avantages de l'IGZO que nous verrons plus loin, est qu'il permet à des fabricants d'utiliser le même procédé que le silicium amorphe et avec des modifications mineures.

### 3.1.2 Développement des TFTs à base d'IGZO

Dans ce travail de thèse, la structure « grille dessous » (Figure 3-1b) a été choisie car elle est la structure standard de l'industrie et de plus, les étapes technologiques ont été déjà mises en œuvre au laboratoire lors des études des TFTs à base de silicium amorphe. Le changement le plus évident est celui de la couche semi-conductrice, du silicium à l'IGZO. Cette structure peut être réalisée avec moins de masques de lithographie que son équivalent coplanaire inversée, donc possède un gain en termes de coût de production.

Comme nous l'avons abordé dans le chapitre 1, la sensibilité du matériau IGZO à l'atmosphère ambiante induit la nécessité d'une couche de passivation. Son dépôt, avant ou après l'étape de dépôt et de définition du contact de source/drain, nous permettra de distinguer deux structures « grille dessous » : « Etch Stopper Layer » (ESL), et « Back Channel Etch » (BCE) (Figure 3-2). Pour une BCE, la passivation est faite après la définition de la source et du drain. Concernant l'ESL, la couche « etch stopper » est déposée juste après le dépôt de la couche active (autrement dit, avant de déposer le contact source/drain). Cette couche va protéger le canal arrière de l'impact de l'atmosphère ambiante, et/ou du dommage éventuellement causée par gravure de source/drain [6]. Cela illustre les avantages de l'ESL par rapport à la BCE. Notons que cette dernière doit avoir un canal plus épais que celui de l'ESL, en raison de la surgravure (du canal), lors de la gravure du niveau S et D [6]. Abordons maintenant les inconvénients de la structure ESL. L'un de ceux-ci concerne la dimension des TFTs (Figure 3-2).

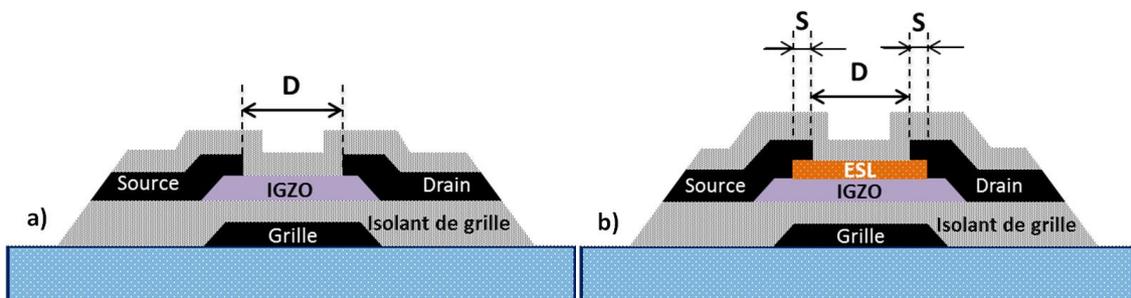


Figure 3-2 : Structures « empilées et grille dessous » des TFTs: a) BCE ; b) ESL

Supposons ici que les deux TFTs de type BCE et ESL ont la même distance entre la source et le drain (notée  $D$ ). Le TFT de type BCE dispose un canal dont la longueur  $L = D$ . En revanche, de point de vue technologique, le TFT de type ESL nécessite un

« recouvrement » (overlap) entre les électrodes (source, drain) et la couche « Etch Stopper », noté S. Ce recouvrement est typiquement entre 1 et 2  $\mu\text{m}$ . Par conséquent, le TFT de type ESL doit avoir  $L = D+2S$ . Cela baissera donc le niveau du courant  $I_{\text{ON}}$ . Par ailleurs, l'augmentation de la dimension des TFTs réduira le pas des pixels ; ce qui est à l'opposé de ce que recherchent les fabricants d'écran.

Nous avons choisi la structure BCE pour la réalisation des TFTs à base d'a-IGZO car c'est le plus répandu. Les étapes technologiques sont présentées dans l'ordre suivant :

**(a) Nettoyage du substrat**

Des wafers silicium classiques de 200 mm ont été utilisés. Avant de commencer les dépôts, ces substrats ont été nettoyés afin d'éliminer les poussières et les traces de résidu organique ou d'autre contamination. Il est important de noter qu'au-dessus de ces substrats silicium, une couche de  $\text{SiO}_2$  thermique de quelques centaines de nanomètres a été formée. Cette dernière permet d'avoir une couche isolante entre le substrat (silicium) et les couches métallique constituant le TFT. Nous nous plaçons alors dans une situation proche des TFTs réalisés sur verre, tel que cela existe dans l'industrie des écrans, tout en utilisant des tranches de silicium, substrat standard de la ligne du Leti.

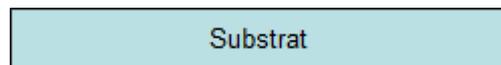


Figure 3-3 : Nettoyage du substrat

**(b) Dépôt du métal de grille**

Une bicouche de Ti-Mo est définie comme la grille des TFTs. Cette couche a été déposée en plein plaque avec une épaisseur de 200 nm par pulvérisation cathodique en magnétron DC. La couche de titane a été déposée afin d'améliorer l'adhésion entre la grille et le substrat.

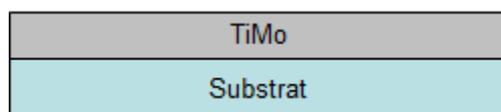


Figure 3-4 : Dépôt du métal de grille

**(c) Dépôt de l'isolant de grille**

Notre étude bibliographique présentée dans le chapitre 1 montre que pour la technologie des TFTs à base d'a-IGZO, plusieurs matériaux différents pourront être

utilisés en tant que couche isolante de grille. Parmi ceux-ci se trouve le dioxyde de silicium. Ce dernier est, en plus, le plus employé dans l'industrie des écrans plats. Ceci représente une différence par rapport du silicium puisque dans le cas des TFTs en silicium,  $\text{Si}_3\text{N}_4$  est le matériau standard. Notons que le dépôt des couches minces de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  ( $\text{SiN}_x$ , en générale) génère typiquement plus d'hydrogène que le processus PECVD utilisé pour déposer la couche de  $\text{SiO}_2$  [7,8]. C'est pour cette raison que dans le cadre de cette thèse, nous avons choisi  $\text{SiO}_2$  comme l'isolant de grille. Cette couche mince a été déposée par PECVD, d'une épaisseur de 100 nm, à partir d'un mélange de  $\text{SiH}_4$ , d' $\text{H}_2$ , et de  $\text{N}_2\text{O}$ .



Figure 3-5 : Dépôt de l'isolant de grille

**(d) Dépôt de la couche active d'IGZO**

La couche active a été déposée par pulvérisation cathodique DC en utilisant une cible  $\text{InGaZnO}_4$  polycristallin. L'épaisseur de cette couche est d'environ 100 nm. Le dépôt ainsi que les caractérisations de la couche active obtenue seront détaillés plus loin.



Figure 3-6 : Dépôt de la couche active d'IGZO

**(e) Gravure active**

Nous définissons le canal du TFT dans cette étape par gravure de la couche active en utilisant HCl dilué. La vitesse de gravure a été estimée selon chaque concentration de HCl.



Figure 3-7 : Gravure active

**(f) Dépôt du métal de source et drain**

Notons qu'un des avantages du matériau IGZO par rapport au silicium est la facilité de prendre le contact ohmique avec le métal (déposé par-dessus) sans avoir besoin d'une zone dopée. Une couche de Molybdène a été donc déposée comme métal de contact de source et de drain des TFTs, juste après la gravure active, avec les mêmes conditions que le dépôt de la grille, d'une épaisseur de 200 nm. Ce dépôt est réalisé à 200°C.



Figure 3-8 : Dépôt du métal de source et drain

**(g) Gravure des électrodes de source et drain**

Il s'agit dans cette étape de définir les électrodes de source et drain des TFTs. La couche Mo est définie par un procédé de gravure humide utilisant le « Alu-etch » (H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> 85% : 25vol + HNO<sub>3</sub> 70% : 1vol + CH<sub>3</sub>COOH 99,7% : 5vol + EDI : 2vol). La sélectivité de la gravure est de 1 :10, et une légère surgravure de la couche d'IGZO a été observée (environ 20 nm).



Figure 3-9 : Gravure des électrodes de source et drain

**(h) Recuit après la fabrication et dépôt de la passivation**

Les TFTs à base d'a-IGZO, après toutes les étapes de fabrication, seront soumis à un traitement thermique (un post-recuit). Considérant que ce dernier impacte significativement les propriétés électriques des transistors, nous présentons séparément les études réalisées concernant celui-ci. Cette étape de recuit sera donc abordée dans les prochains paragraphes.

De même, l'étude de passivation, identifiée comme critique pour les TFTs en a-IGZO, sera présentée dans le chapitre suivant.

### 3.1.3 Observations sous microscope optique des TFTs après la fabrication

La Figure 3-10 présente quelques photos des TFTs réalisées (jusqu'à l'étape g) sous microscope optique.

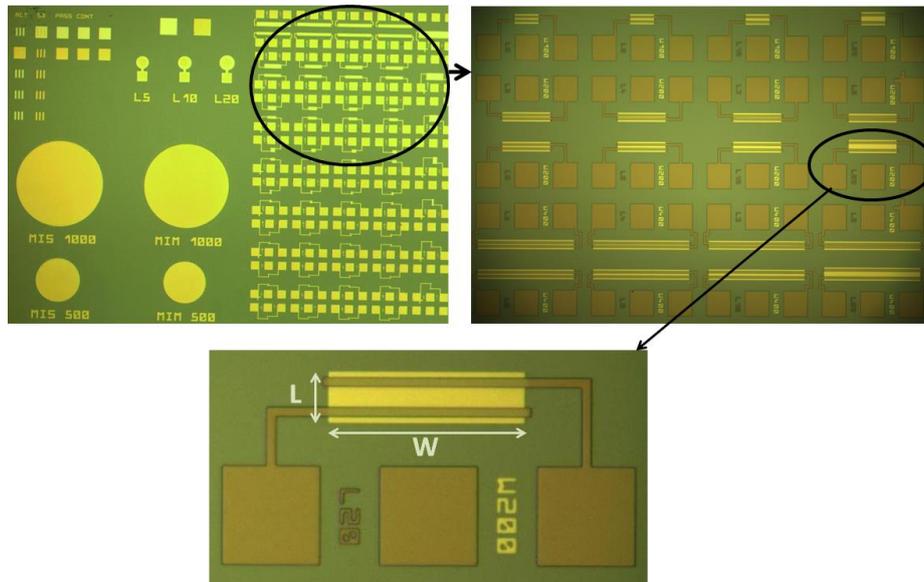


Figure 3-10 : Observation sous microscope optique des TFTs en a-IGZO

Un ensemble des TFTs des différentes dimensions figurent sur le masque : la largeur du canal ( $W$ ) est variable entre 3 et 400  $\mu\text{m}$  (précisément de 3, 4, 5, 6, 8, 10, 20, 50, 100, 200, 400  $\mu\text{m}$ ), la longueur ( $L$ ) prend les valeurs de 2, 3, 4, 5, 6, 8, 10, 20, 50, 100  $\mu\text{m}$ . Ces différentes dimensions de TFTs permettent d'évaluer l'effet de la largeur et de la longueur de canal sur les performances électriques du transistor. Les motifs TLM (Transmission Line Method) sont aussi présents sur la plaque, ce qui nous permet d'évaluer l'ohmicité des contacts en vérifiant que l'on a une linéarité des courbes  $I(V)$ .

## 3.2 Mise au point du dépôt des couches minces d'IGZO

La connaissance des propriétés physiques d'un matériau utilisé en tant que couche active d'un TFT paraît essentielle. Plus spécifiquement, l'ensemble des caractérisations électriques et morphologiques des couches minces d'IGZO déposées nous aideront à définir de bonnes conditions de dépôt de la couche active pour les transistors. Cette partie a donc pour objectif de présenter les résultats obtenus

concernant les propriétés chimio-électriques, la microstructure ainsi que la morphologie de l'IGZO.

Dans ce travail de thèse, des couches d'IGZO sont déposées par pulvérisation cathodique par l'équipe de Guillaume RODRIGUEZ de la plateforme silicium du Leti, en utilisant l'équipement Applied Materials ENDURA P5000 (Figure 3-11).

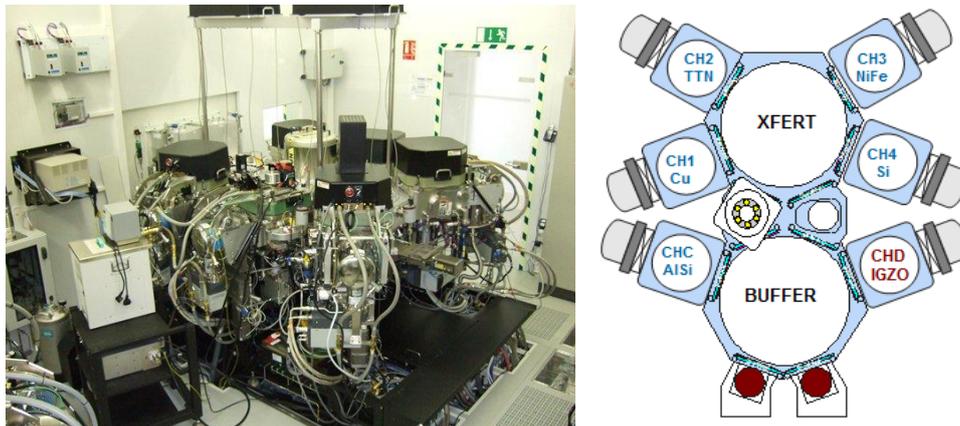


Figure 3-11 : Équipement utilisé pour le dépôt d'IGZO

La chambre de dépôt est une chambre de dépôt physique standard dans laquelle est installé un générateur DC pulsé. La chambre est placée sous ultravide à  $10^{-8}$  mbar. Une cible  $\text{InGaZnO}_4$  polycristalline (de ratio 1 : 1 : 1 : 4) a été utilisée. Cette cible, ayant une pureté de 3N (0.999) et une densité de 95%, était fournie par la société JX Nippon Mining. Concernant les paramètres de pulvérisation, la puissance de plasma et la pression de travail sont fixées à 1000 W et 1.3 mTorr, respectivement. Les gaz utilisés dans ce dépôt sont l'argon et l'oxygène. Le débit de l'argon est fixé à 100 sccm tandis que celui de l'oxygène est variable. La variation du débit d'oxygène est basée sur la dépendance de la conductivité du matériau IGZO en fonction de cet élément comme nous l'avons vu dans le chapitre 1 [5,9–14]. De ce fait, nous comptons modifier le débit d'oxygène lors de son dépôt afin d'obtenir la concentration des porteurs de charge visée. L'épaisseur des couches d'IGZO visée est d'environ 100 nm.

Il est important de noter que pour la réalisation des transistors à effet de champ, la densité de porteurs de charge ( $N_e$ ) est typiquement de l'ordre de  $10^{12}$  à  $10^{18}$   $\text{cm}^{-3}$  [15]. Si  $N_e$  est inférieure à  $10^{12}$   $\text{cm}^{-3}$ , ce n'est pas suffisant pour créer le canal de conduction entre la source et le drain. Par ailleurs, si  $N_e$  est à  $10^{18}$   $\text{cm}^{-3}$  ou plus, on ne pourra pas créer la déplétion, la désertion et l'inversion à des tensions raisonnables. Par conséquent, la gamme de  $N_e$  entre  $10^{12}$  et  $10^{18}$   $\text{cm}^{-3}$  convient mieux. De plus, comme

nous l'avons présenté précédemment, de nombreuses études montrent que la conductivité de l'IGZO dépend grandement de la concentration de l'oxygène diffusant dans le matériau. De ce fait, nous voulons dans un premier temps faire varier le débit d'oxygène lors du dépôt de couche mince d'IGZO afin d'obtenir la gamme visée pour la densité des porteurs de charge. L'effet de ce paramètre sur la conductivité de couche sera évalué en utilisant des mesures par effet Hall et résistance carrée. Ces deux mesures électriques, dont les principes ont été abordés précédemment, nous permettent de déterminer la densité des porteurs de charge, ainsi que la mobilité du matériau, selon différents débits d'oxygène. Suite à ces mesures, une gamme convenant de débit d'oxygène lors du dépôt de couche active a pu être définie.

Bien que notre objectif principal soit d'étudier la variation de la densité de porteurs  $N_e$  en fonction du débit d'oxygène, nous nous intéressons aussi à des études morphologiques ainsi que des études sur la microstructure de la couche active. Concernant la microstructure, la phase amorphe est nécessaire pour avoir une bonne homogénéité spatiale des paramètres électriques du transistor. Afin de vérifier si la couche déposée est amorphe, nous l'avons caractérisée par XRD. Les résultats obtenus seront présentés dans la suite du chapitre. La qualité de la surface de la couche active est également un critère important. Ce paramètre impacte directement la qualité de l'interface entre la couche active et l'isolant de grille, ce qui va probablement instaurer des effets indésirables sur les performances électriques du transistor. Notons que des surfaces plus ou moins rugueuses instaureront des interfaces contenant plus ou moins de défauts. La densité de ces défauts, comme nous l'avons vu précédemment, a certainement des effets négatifs sur les paramètres électriques tels que : le courant de fuite, la pente sous le seuil ou la stabilité de transistor... Par conséquent, il paraît important d'évaluer la morphologie de la couche d'IGZO déposée. Pour cela, deux techniques de caractérisation de la surface, MEB et AFM, ont été utilisées. Les résultats seront présentés dans les paragraphes suivants. La dernière caractérisation du matériau dont nous discuterons à la fin de cette partie concerne l'homogénéité de la composition chimique en profondeur des couches d'IGZO.

### 3.2.1 Caractérisation morphologique et microstructurale de la couche active

#### (a) Observation de la microstructure de la couche d'IGZO par XRD

Comme présenté précédemment, il est nécessaire que la couche active soit amorphe pour obtenir une bonne homogénéité des paramètres électriques des TFTs. Par ailleurs, comme le processus de fabrication des TFTs à base d'IGZO est susceptible de se réaliser à de hautes températures, en particulier dans le cas où des traitements thermiques sont nécessaires après la fabrication, la stabilité de la phase amorphe du matériau dans ces conditions devient indispensable. La Figure 3-12 présente le résultat obtenu par caractérisation XRD pour différentes couches minces d'IGZO et à différentes températures.

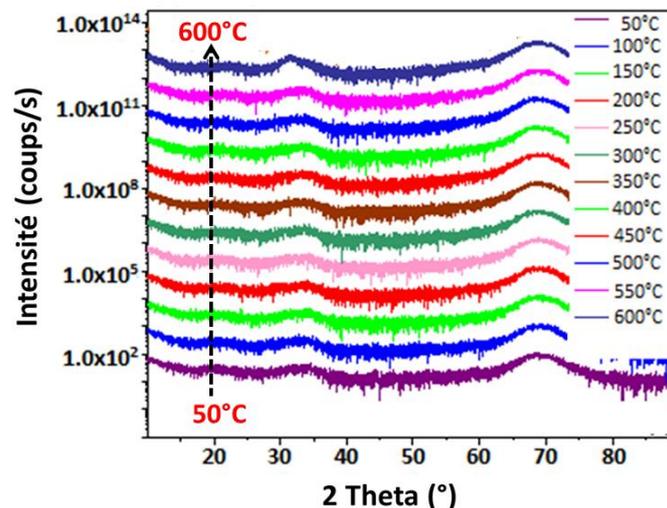


Figure 3-12 : Spectre XRD de la couche d'IGZO caractérisée aux différentes températures

La couche active a été caractérisée in-situ pour des températures comprises entre 50°C et 600°C. La figure ci-dessus met en avant l'absence du pic cristallin, ce qui nous confirme que la couche est amorphe [9,13,16,17]. En variant la température entre 50°C et 600°C, les mêmes spectres ont été observés. Cette observation prouve que la phase amorphe de l'IGZO reste stable dans cet intervalle de température. La stabilité thermique de la couche déposée est convenable dans le cas de processus de réalisation des TFTs qui typiquement ne dépasse pas 400°C.

**(b) Observation de la morphologie de la couche d'IGZO par caractérisation au MEB et à l'AFM**

Les Figure 3-13 et Figure 3-14 présentent les observations obtenues par MEB et AFM dans le cas d'une couche d'IGZO déposée par pulvérisation.

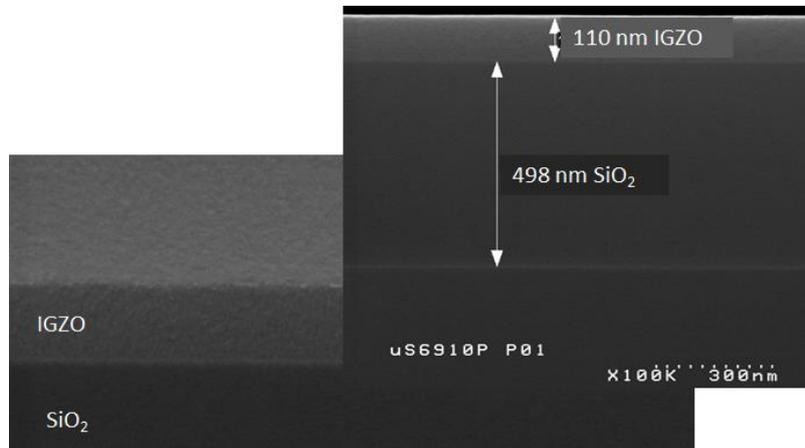


Figure 3-13 : Observation par MEB

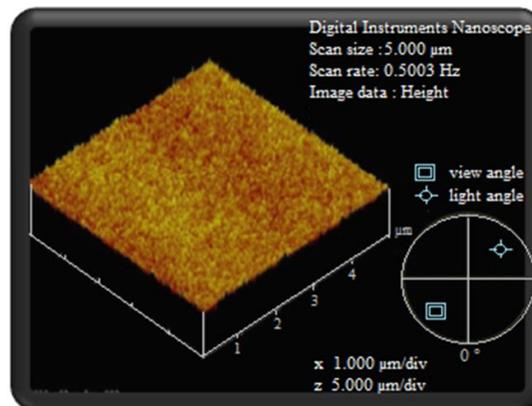


Figure 3-14 : Observation par AFM

La Figure 3-13 montre une observation par MEB d'une couche IGZO déposée au-dessus d'une couche silice. Nous observons que l'interface entre ces deux couches est très abrupte. Une basse rugosité RMS de 0.23 nm a été observée par AFM (Figure 3-14) qui représente une surface parfaitement plate. Cela nous assure une forte probabilité d'obtenir de bonnes caractéristiques pour les TFTs [17].

### 3.2.2 Densité des porteurs de charge en fonction du débit d'oxygène lors du dépôt de couche active

#### (a) Mesures par effet Hall

Pour ces mesures, l'IGZO a été déposé avec différents débits d'oxygène (0, 0.5, 0.7, 1, 1.5 et 2 sccm). Comme le contact se fait directement sur l'IGZO, sans avoir besoin d'une couche métallique, son ohmicité sera évaluée selon la faisabilité des mesures. Nous avons réalisé un recuit à 200°C pendant 20 minutes et un autre, plus long, d'une heure. L'influence d'un post-recuit sur  $N_e$ , ainsi que sur le contact ohmique entre la couche semi-conductrice et métallique, sera évaluée.

Les échantillons mesurés par effet Hall sont répertoriés dans le Tableau 3-1.

Tableau 3-1 : Echantillons mesurés par effet Hall

Débit d'oxygène (sccm)	0	0.5	0.7	1	1.5	2
Aucun recuit	1	1	1	1	1	1
Recuit à 200°C pendant 20 min	1	1	1	1	1	1
Recuit à 200°C pendant une heure	1	1	1	1	1	1

La Figure 3-15 présente la variation de  $N_e$  en fonction du débit d'oxygène lors du dépôt des couches actives.

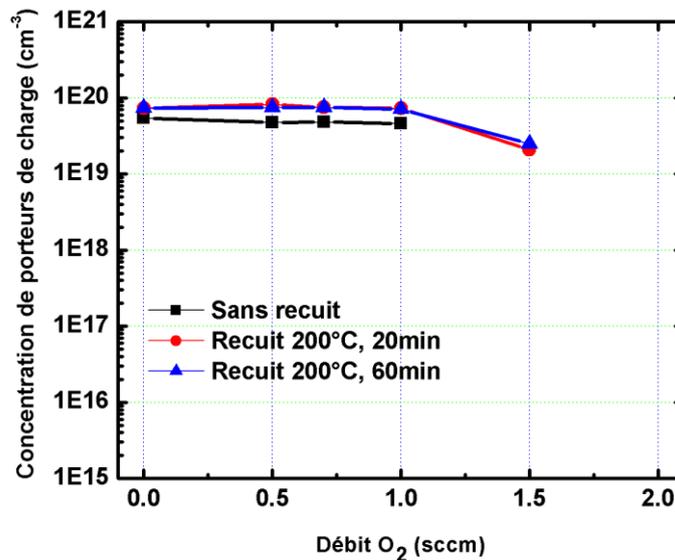


Figure 3-15 : Mesure par effet Hall de la concentration des porteurs de charge en fonction du débit d'oxygène selon différentes conditions de recuit

Notons tout d'abord l'absence de mesure Hall pour les échantillons déposés à 2 sccm O<sub>2</sub>. Dans la mesure où le contact se fait directement entre les pointes métalliques et la couche d'IGZO, cela nous indique une absence de contact ohmique à ce débit d'oxygène.

Le contact entre le métal et le semi-conducteur semble être amélioré par le recuit. Ceci a été démontré par le fait que nous avons pu faire des mesures par effet Hall sur les couches d'IGZO déposées à 1.5 sccm d'O<sub>2</sub> et soumises à un recuit de 200°C, contrairement à celles déposées à 1 sccm d'O<sub>2</sub>, sans recuit. Par ailleurs, une comparaison entre les résultats obtenus pour les recuits à 200°C pendant 20min et 60min ne présente aucune différence significative en termes de N<sub>e</sub>.

Discutons à présent de la variation de la concentration des porteurs de charge en fonction du débit d'oxygène. Pour les trois conditions évoquées précédemment, N<sub>e</sub> est supérieure à 10<sup>19</sup> cm<sup>-3</sup> pour des débits d'oxygène inférieurs à 1.5 sccm. Nous avons également constaté que N<sub>e</sub> a tendance à diminuer avec l'augmentation du débit d'oxygène au de-là de 1 sccm. Cette dernière observation confirme ce qui a déjà été rapporté par autres groupes, à savoir que N<sub>e</sub> est modifié par la variation du pourcentage d'oxygène diffusant dans le matériau [9-14].

La mobilité ( $\mu$ ) des couches d'IGZO correspondant à chaque débit d'oxygène est présentée dans la Figure 3-16.

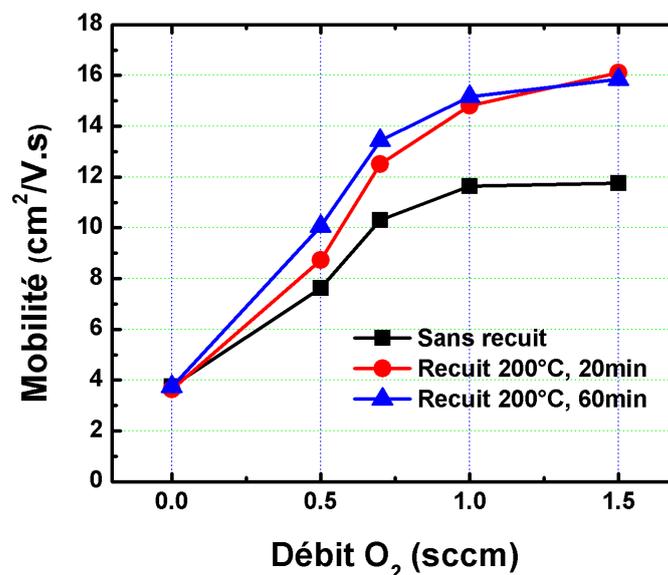


Figure 3-16 : Mesure par effet Hall de la mobilité des porteurs de charge de la couche d'IGZO en fonction du débit d'oxygène selon différentes conditions de recuit

Comme le montre sur la Figure 3-16, de bonnes mobilités comprises entre 4 et 16  $\text{cm}^2/\text{Vs}$  sont obtenues avec les couches d'IGZO déposées entre 0 et 1.5 sccm d' $\text{O}_2$ . Il semble y avoir deux régimes du comportement de la mobilité selon le débit d'oxygène : le premier correspond à la gamme de débit faible (inférieur à 1 sccm d' $\text{O}_2$ ), et le deuxième apparaît au-delà de 1 sccm d'oxygène. Dans le premier régime,  $\mu$  augmente en fonction du débit d'oxygène. Notons que dans ce régime, la concentration des porteurs de charge est presque constante (Figure 3-15). Dans le deuxième régime,  $\mu$  tend à se saturer (alors que  $N_e$  diminue).

En résumé, deux régimes de variation de la concentration et de la mobilité des porteurs de charge sont distingués : un régime à faible débit d'oxygène entre 0 et 1 sccm dans lequel  $N_e$  ne change quasiment pas,  $\mu$  augmente avec l'augmentation d'oxygène ; un autre régime à haut débit d'oxygène (supérieur à 1 sccm) dans lequel  $N_e$  a tendance à diminuer, et  $\mu$  sature.

### **(b) Mesures de résistance carrée**

La mesure par effet Hall a mis en avant l'intérêt d'un post-recuit, lequel améliore la concentration des porteurs de charge ainsi que le contact entre métal et semi-conducteur. Par ailleurs, la variation de la densité  $N_e$  en fonction du débit d'oxygène a pu être observée. A présent, en ayant recours à la mesure de la résistance carrée, nous cherchons à comparer les résultats obtenus avec les observations de la mesure Hall. Notons que cette mesure nous permet d'extraire directement la densité des porteurs de charge. Elle est complémentaire de l'effet Hall, et on l'applique dans une gamme de débit d'oxygène plus élevée. En outre, nous souhaitons évaluer l'impact d'un dépôt à des températures plus élevées que la température ambiante, notamment à 200°C, sur la densité de porteurs de charge. Les plaques mesurées dans lesquelles l'IGZO est déposé à température ambiante ou à 200°C sont répertoriées dans le Tableau 3-2.

Tableau 3-2 : Echantillons mesurés par résistance carrée

<b>Débit d'oxygène (sccm)</b>	<b>1</b>	<b>1.5</b>	<b>2</b>	<b>2.5</b>	<b>3</b>	<b>4</b>
<b>Dépôt à la température ambiante</b>	1	1	1	1	1	1
<b>Dépôt à 200°C</b>	1	1	1	1	1	1

Nous avons caractérisé 12 plaques. Le débit d'O<sub>2</sub> varie de 1 à 4 sccm. Il est à noter que la résistance carrée dépend de la mobilité. Nous prenons, pour ce dernier paramètre, la valeur obtenue par la mesure par effet Hall, soit 15 cm<sup>2</sup>/Vs.

La variation de la concentration des porteurs de charge en fonction du débit d'oxygène pour les deux températures de dépôt est présentée dans la Figure 3-17.

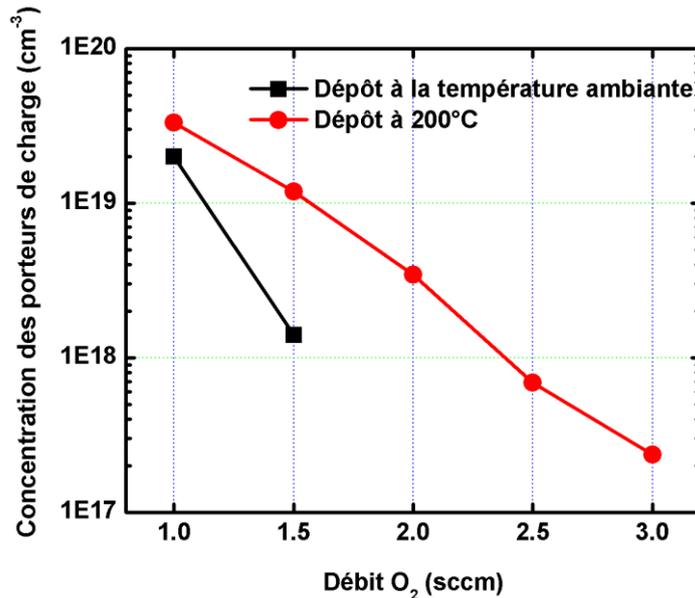


Figure 3-17 : Concentration des porteurs de charge en fonction du débit d'oxygène pour différentes conditions de dépôt, obtenue à partir des mesures de résistance carrée.

Pour les échantillons déposés à température ambiante, la mesure de la résistance carrée est possible jusqu'à 1.5 sccm d'oxygène. A partir des débits d'O<sub>2</sub> supérieurs à 1.5 sccm, la prise de contact ohmique avec la couche semi-conductrice n'était pas possible. Quant au dépôt à 200°C, le contact ohmique semble être meilleur car les mesures de la résistance carrée sont faisables jusqu'à 3 sccm d'oxygène. Par conséquent, en comparant entre température ambiante et 200°C, une amélioration du contact entre métal et semi-conducteur a été observée dans le cas du dépôt à 200°C.

La tendance de la variation de la densité de porteurs de charge en fonction du débit d'oxygène, étant observée par effet Hall, a été confirmée par ces mesures. Dans la figure ci-dessus, N<sub>e</sub> diminue nettement avec l'augmentation de l'oxygène. Par ailleurs, nous avons observé que N<sub>e</sub> reste encore élevée de l'ordre de 10<sup>18</sup> - 10<sup>19</sup> cm<sup>-3</sup> pour les débits d'oxygène entre 1 et 2 sccm. Quant aux débits d'oxygène plus élevés entre 2.5 à 4 sccm, N<sub>e</sub> semble atteindre des valeurs dans la gamme visée pour la réalisation de transistors (entre 10<sup>12</sup> et 10<sup>18</sup> cm<sup>-3</sup>).

Suite à ces mesures électriques, nous avons réalisé dans un premier temps des TFTs dans lesquels la couche active est déposée à 200°C pour un débit d'oxygène fixé à 4 sccm. Bien que les caractérisations par effet Hall et par la résistance carrée ne soient pas possibles à 4 sccm d'O<sub>2</sub>, nous estimons par extrapolation pouvoir obtenir la bonne concentration de porteurs de charge à ce débit d'oxygène en tenant compte de la tendance observée pour la variation de N<sub>e</sub>. La réalisation des transistors à ce débit d'oxygène, suivie par un post-recuit, a montré de bonnes caractéristiques électriques des TFTs. Nous présenterons ces résultats dans les paragraphes suivants.

### 3.2.3 Evolution de la composition chimique en fonction de la profondeur de la couche active

Dans notre cas, nous avons utilisé l'ion Césium (Cs<sup>+</sup>) comme source d'ions primaires et avons travaillé à une énergie de 2 keV. L'analyse a été faite par l'équipe de Jean Paul BARNES du service de caractérisation des matériaux et composants. La spectrométrie de masse détecte les ions négatifs. Des échantillons carrés de 1 cm x 1 cm ont été analysés dans lesquels se trouvent les motifs TFTs. Dans cette analyse, les ions primaires pulvérisent la surface des couches minces de TFT comme indiqué sur la Figure 3-18. La taille de spot permet de localiser l'analyse sur le canal arrière en IGZO d'un TFT.

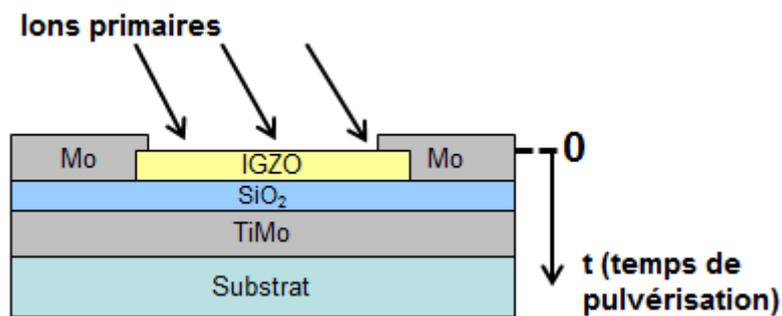


Figure 3-18 : Séquence d'analyse de ToF-SIMS des couches minces de TFT

La Figure 3-19 présente les spectres obtenus par analyse de ToF-SIMS pour un TFT non-passivé, analysé juste après sa fabrication. Le canal analysé est de 100 μm x 100 μm en dimension.

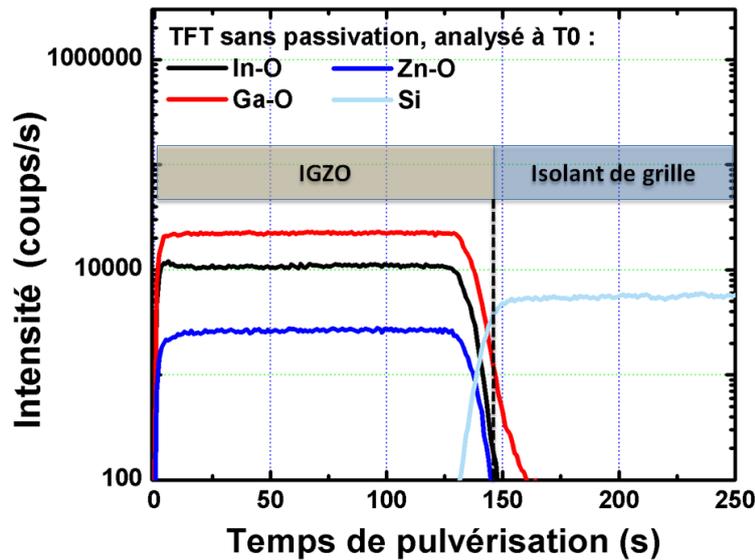


Figure 3-19 : Spectre SIMS obtenu pour des liaisons M-O dans le cas de TFT non-passivé, analysé juste après sa fabrication

Le profil des compositions métalliques en profondeur de la couche active (et de l'isolant de grille) a été décrit. Dans cette figure, le temps de pulvérisation correspond à la profondeur des couches analysées, et l'intensité représente le nombre d'ions de chaque élément détectés par seconde. A l'aide de l'analyse de SIMS, les spectres des liaisons entre les atomes d'oxygène et les atomes métalliques (noté liaison M-O avec M le métal) ont été établis. Nous avons constaté que ces spectres présentent des intensités constantes en fonction du temps de pulvérisation. Ceci suggère une bonne homogénéité de la concentration atomique en profondeur de la couche d'IGZO [17].

### 3.2.4 Présence d'hydrogène dans la couche active déposée au-dessus du SiO<sub>2</sub>

L'analyse de ToF-SIMS a permis la détection d'un autre élément : l'hydrogène. Nous nous intéressons à cet élément en raison de son rôle dans la conduction du matériau IGZO. Il a été rapporté récemment que l'hydrogène joue probablement le rôle de donneur et participe donc à la conductivité du matériau [18–28]. A ce stade, nous ne détaillons pas son impact sur la conductivité de la couche active mais présentons seulement sa présence dans l'IGZO à partir des analyses de SIMS. Notre objectif est de comprendre d'où provient l'hydrogène et comment il se répartit dans la couche d'IGZO. Son impact sera discuté plus tard, dans le chapitre 4, après la présentation des résultats de passivation.

La Figure 3-20 présente les spectres de SIMS de l'hydrogène pour l'échantillon analysé précédemment.

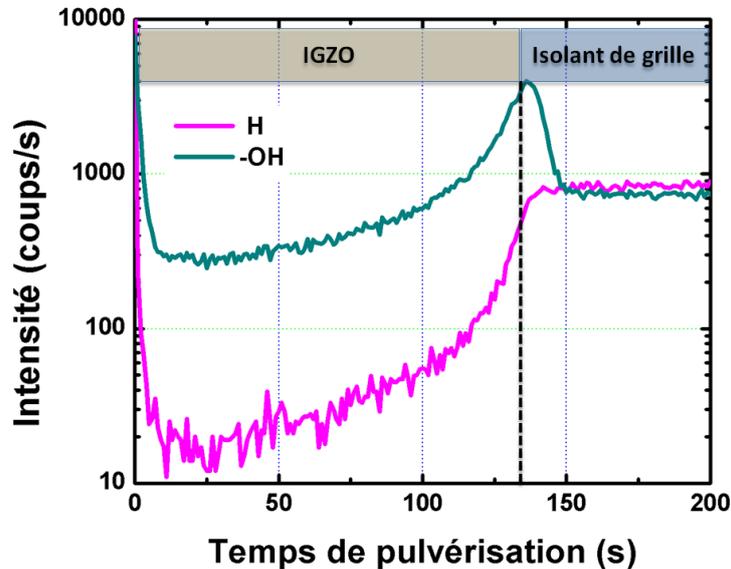


Figure 3-20 : Spectre SIMS obtenu pour l'hydrogène (H et -OH) dans le cas de TFT non-passivé, analysé juste après sa fabrication

Deux spectres affichant la présence d'hydrogène ont été relevés : L'un est lié à l'hydrogène interstitiel dans les couches tandis que l'autre correspond au groupement hydroxyle (-OH), traduisant une tendance de l'hydrogène à se lier avec les atomes d'oxygène pour former des liaisons -OH.

Nous observons tout d'abord une répartition homogène de l'hydrogène sur toute l'épaisseur de l'isolant de grille  $\text{SiO}_2$  (après 140s de pulvérisation). Cette présence est due au dépôt par PECVD avec un plasma de silane et de  $\text{N}_2\text{O}$ . La dissociation du silane génère certainement des groupements hydrogènes qui restent encore dans la couche diélectrique après son dépôt [29].

La Figure 3-20 confirme la présence d'hydrogène dans la couche active. Une explication possible serait sa diffusion depuis la couche diélectrique de  $\text{SiO}_2$ . En plus, la contamination de la cible  $\text{InGaZnO}_4$  et/ou la contamination de la chambre de dépôt sont également les responsables [23,28].

La quantité d'hydrogène est plus élevée à l'interface entre l'IGZO et l'isolant, puis diminue au fur et à mesure que l'on s'enfonce vers la surface de la couche active. Nous avons ici un profil typique de diffusion de l'hydrogène dans l'IGZO à partir du  $\text{SiO}_2$  de grille.

Ces observations sont en bon accord avec les travaux du groupe de Hosono *et al.* [21,23,30]. Par ailleurs, ils ont démontré que cette quantité d'hydrogène ne donne pas directement des électrons libres participant à la conductivité de l'IGZO. En effet, ces hydrogènes ont tendance à se lier avec les atomes d'oxygène pour former les liaisons -OH et puis générer des électrons libres [23,30]. Le rôle de l'hydrogène sera discuté au détail dans les prochaines parties.

### 3.3 Influence des conditions de recuit sur les caractéristiques des TFTs à base d'a-IGZO sans couche de passivation

L'étude de l'impact d'un recuit après la fabrication des TFTs en a-IGZO (post-recuit) sur leurs caractéristiques électriques sera l'objet de cette partie. Les paramètres tels que l'atmosphère de recuit, la température et la durée de recuit seront pris en considération. Ces études nous permettront d'établir les conditions de recuit idéales pour la suite de la thèse. Nous terminerons le chapitre par une section sur la caractérisation des premiers transistors non-passivés.

#### 3.3.1 Influence de recuit sur les caractéristiques des TFTs en a-IGZO

##### (a) Influence de l'atmosphère de recuit

Nous présentons dans cette sous-partie les caractéristiques de TFTs sans recuit, avec recuit sous azote ou avec recuit sous oxygène. Les TFTs à base d'a-IGZO, après fabrication et avant post-recuit (jusqu'à l'étape g) sont caractérisés électriquement. La courbe de transfert  $I_{DS}-V_{GS}$  obtenue en appliquant une tension entre -30 et 30 V sur la grille et 0.1 V ou 10 V sur le drain est présentée dans la Figure 3-21.

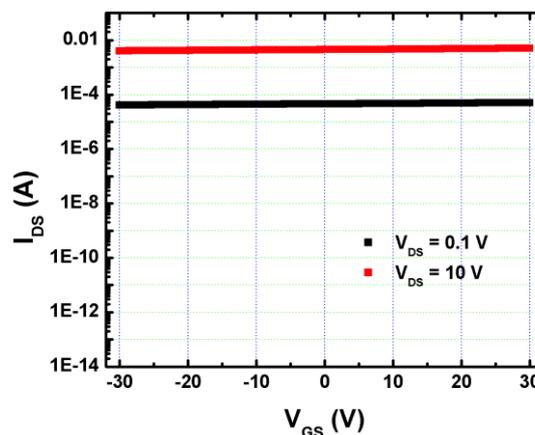


Figure 3-21 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}-V_{GS}$  d'un TFT L50W200 après sa fabrication (sans recuit)

Les courbes indiquent que le TFT sans recuit ne fonctionne pas. La source et le drain sont reliés pour une couche conductrice qui crée un quasi court-circuit. Cette observation conduit à l'hypothèse selon laquelle la concentration de porteurs de charge dans le canal est encore trop élevée. De ce fait, nous ne pouvons pas créer la zone de déplétion à des tensions raisonnables, même à  $-40\text{ V}$  (limite de notre banc de mesure). Il semble alors que le canal a-IGZO se comporte comme une couche conductrice plutôt que semi-conductrice.

Suite à ces observations, les transistors ont été recuits sous azote ou oxygène. La température et la durée du recuit dans ce cas ont été fixées à  $300^\circ\text{C}$  et une heure respectivement. La Figure 3-22 présente le diagramme du recuit.

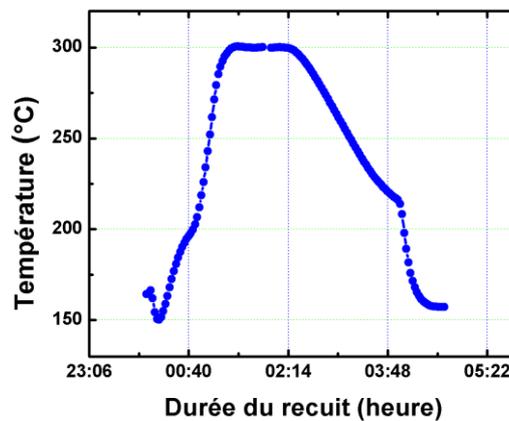


Figure 3-22 : Diagramme du recuit réalisé sous azote ou sous oxygène

Concernant l'ajustement de température du recuit, la montée en température est de  $0.25^\circ\text{C}/\text{min}$ . La rampe de descente, quant à elle, est plus lente de  $0.1^\circ\text{C}/\text{min}$ .

La caractéristique de transfert des TFTs recuits sous azote est présentée dans la Figure 3-23.

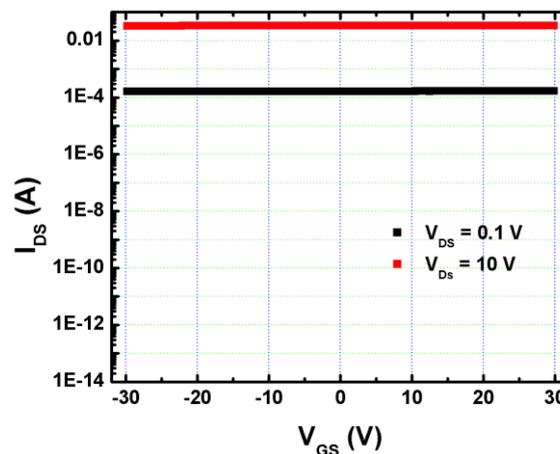


Figure 3-23 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  d'un TFT L50W200 recuit sous azote, à  $300^\circ\text{C}$ , pendant une heure

Il est constaté que les TFTs ne sont plus opérationnels. Une comparaison des caractéristiques  $I_{DS}-V_{GS}$  entre des TFTs sans recuit et avec recuit sous azote, montre que les courants de drain des TFTs sans recuit sont plus bas. Cette différence indique que le recuit sous azote impacte la couche d'a-IGZO différemment de ce à quoi on s'attendait : il tend à augmenter la concentration des porteurs de charge au lieu de la diminuer. La couche se comporte alors comme un conducteur et non un semi-conducteur.

Abordons à présent les résultats obtenus avec le recuit sous oxygène. La Figure 3-24 présente la caractéristique de transfert d'un des TFTs dans ce dernier cas.

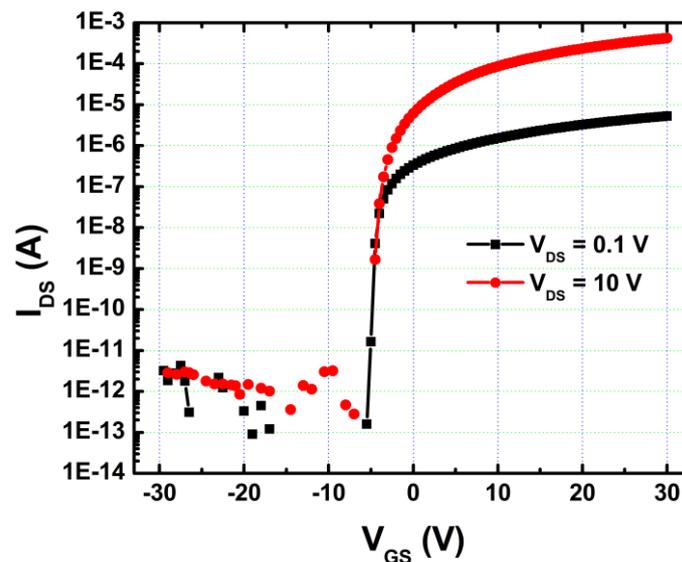


Figure 3-24 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}-V_{GS}$  d'un TFT L50W200 recuit sous oxygène, à 300°C, pendant une heure

Un TFT opérationnel a été obtenu dans ces conditions. La courbe de transfert montre que le TFT fonctionne correctement. Ceci signifie que nous avons obtenu une bonne gamme de la densité des porteurs de charge, présentant dans le canal, en recuisant le TFT sous oxygène. Les détails concernant les caractéristiques électriques des TFTs dans ce cas seront présentés plus loin.

Cherchons à présent à comprendre les disparités relevées pour les caractéristiques des TFTs suivant les conditions de recuit. Pour ce faire, nous avons effectué des mesures de la résistance carrée et caractérisé par XPS des couches d'IGZO correspondant à chacune des trois conditions de recuit. La Figure 3-25 présente les résultats obtenus des mesures de la résistance carrée.

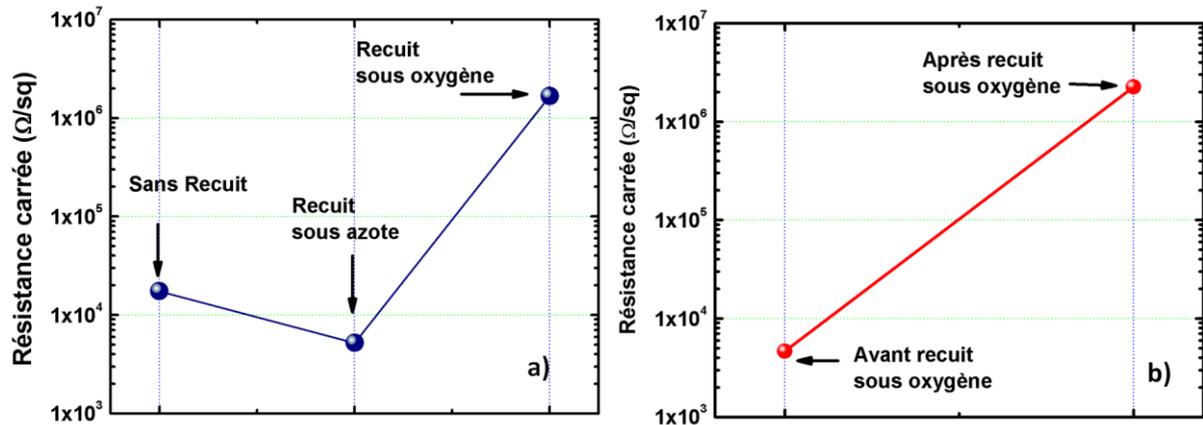


Figure 3-25 : Mesure de la résistance carrée pour les couches d'IGZO soumises à différentes conditions de recuit (à 300°C): a) mesures sur trois plaques différentes ; b) mesure sur la même plaque

Comparant les trois échantillons recuits sous différentes conditions, nous avons observé que la résistance carrée est la plus élevée dans le cas du recuit sous oxygène (Figure 3-25a). Cela indique que la conductivité de la couche d'IGZO recuite sous oxygène est la plus basse. La Figure 3-25b met en évidence un écart de presque trois ordres de grandeur dans le cas de couche mesurée avant et après recuit sous oxygène. Ces résultats confirment une forte diminution de  $N_e$  lors de ce type de recuit.

Une comparaison entre les mesures sans recuit et recuit sous azote souligne une augmentation de la conductivité de la couche active avec le recuit. Cette information explique la différence observée au niveau du courant de drain des TFTs dans ces deux conditions.

Cherchons à présent à comprendre le comportement des porteurs de charges suivant l'atmosphère de recuit, pour cela plusieurs hypothèses sont proposées:

- Effet de la diffusion de l'oxygène : cette dernière a certainement un impact sur la concentration des lacunes oxygènes dans le matériau. Comme il a été rapporté que les lacunes oxygènes participent à la conductivité de la couche [6,10,12-14,31-34], sa modification induit très certainement une variation de la conduction du canal.
- Effet de l'oxydation des métaux dans la couche active à des hautes températures (à 300°C dans ce cas) [6] : Les changements du rapport métaux oxydés/non-oxydés impactent également le nombre de lacunes d'oxygène et de cations dans le canal. Typiquement, plus la température du recuit est augmentée, plus le taux d'oxydation est important.

- Effet de l'évaporation des métaux aux hautes températures : L'IGZO est un oxyde constitué de trois métaux différents. Ces derniers présentent des caractéristiques de volatilité différentes. Par conséquent, la fraction de perte de chacun des métaux, dû à sa volatilisation à haute température, ne sera pas la même. Ceci conduit probablement à une modification de la conductivité.
- Effet de la température du recuit sur le réarrangement atomique du matériau : il a été rapporté qu'un réarrangement atomique de la structure du matériau survient lorsque la couche est soumise à une température plus élevée que celle de son dépôt. Dans notre étude, comme nous avons recuit les transistors à 300°C, et la température du dépôt IGZO est de 200°C, une modification de la structure du matériau va très probablement impacter la densité des porteurs de charge.

Parmi les effets proposés ci-dessus, les deux premiers sont ceux qui nous paraissent les plus à même d'expliquer les raisons de la modification de la densité des porteurs. L'hypothèse supposée de ce phénomène est proposée dans la Figure 3-26.

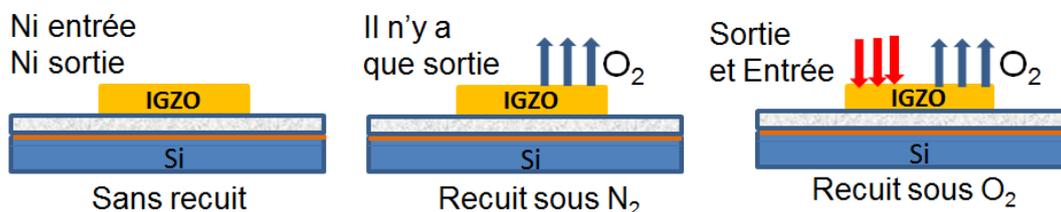


Figure 3-26: Mécanisme de diffusion d'oxygène dans l'IGZO suivant conditions du recuit

Supposons qu'une couche d'IGZO sans recuit possède une densité de porteurs de charge « initiale » après son dépôt, nommée  $N_{e0}$ . Sans recuit,  $N_{e0}$  reste encore trop élevée pour permettre la déplétion du canal à basse tension (voire  $-40$  V). Lorsque les TFTs sont soumis à un recuit sous azote, les atomes d'oxygène présents dans le canal quittent la couche, et oxydent les métaux. De ce fait, le nombre d'oxygène dans le canal va être réduit rapidement. Ceci provoque donc un renforcement de la densité des lacunes oxygènes. Ainsi,  $N_{e0}$  devient  $N_{e(N_2)}$  qui est supérieure à  $N_{e0}$ . Il est nécessaire de noter que l'échantillon a été recuit sous azote, une atmosphère très « propre ». Par conséquent, plus longtemps le recuit se réalise sous azote, plus le canal du TFT perd l'oxygène. Dans

le cas du recuit sous oxygène, l'oxygène de l'environnement du recuit va diffuser dans la couche d'a-IGZO, et compenser sa perte liée au recuit. Par conséquent,  $N_{e0}$  devient  $N_{e(O2)}$  qui est inférieure à  $N_{e0}$ . Nous atteignons finalement une densité des porteurs de charge dans la gamme visée pour que les TFTs fonctionnent.

Afin de mettre en évidence les hypothèses proposées ci-dessous, nous avons caractérisé les TFTs par XPS. L'analyse a été faite par l'équipe d'Olivier RENAULT du service de caractérisation des matériaux et composants. Cette technique nous permet d'obtenir les spectres O1s, lesquels sont généralement déconvolutionnés en 3 sous-pics centrés à 531.3 eV (nommé pic O1) ; 532.7 eV (pic O2) et 533.6 eV (pic O3) [35–38] . Le pic O1 est attribué aux ions  $O^{2-}$  dans l'IGZO et correspond aux liaisons entre les atomes d'oxygène et les atomes des métaux. Le pic O2 se situant à 532.7 eV représente les lacunes d'oxygène. Le pic O3 à 533.6 eV correspond à la présence d'espèces oxygènes à la surface de couche active ( $-CO_3$ ,  $-OH$ ). La Figure 3-27 présente ces sous-pics des couches d'a-IGZO recuits sous azote ou sous oxygène.

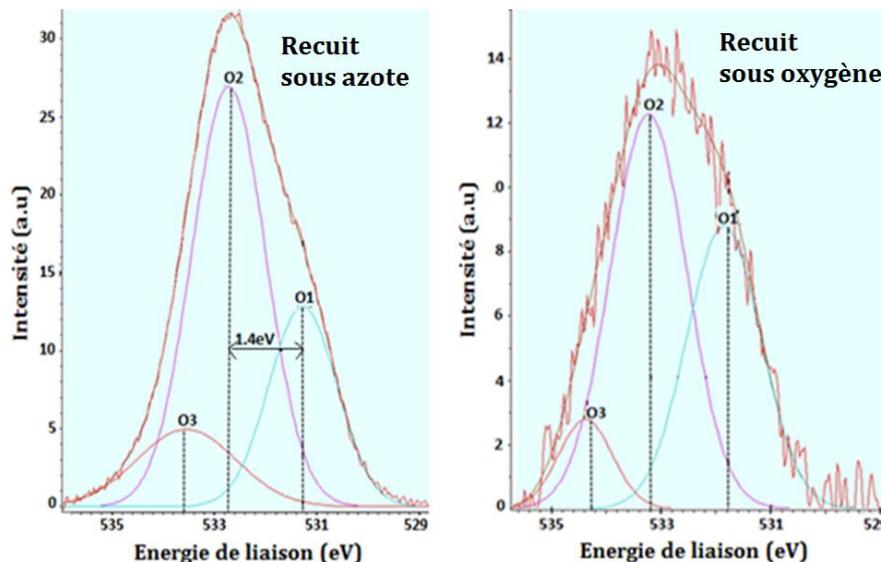


Figure 3-27 : Spectres O1s établis par l'analyse de XPS dans le cas de TFT recuit à 300°C, pendant une heure, sous azote ou sous oxygène

Grâce à cette déconvolution, le rapport d'intensité entre les sous-pics a été évalué. Nous nous intéressons, plus particulièrement, au rapport d'intensité du pic O2 sur la totalité des pics ( $O2/(O1 + O2 + O3)$ ) qui présente la concentration des lacunes d'oxygène par rapport au nombre total d'oxygènes présents dans l'IGZO. Ce rapport correspondant à chaque cas est montré dans la Figure 3-28.

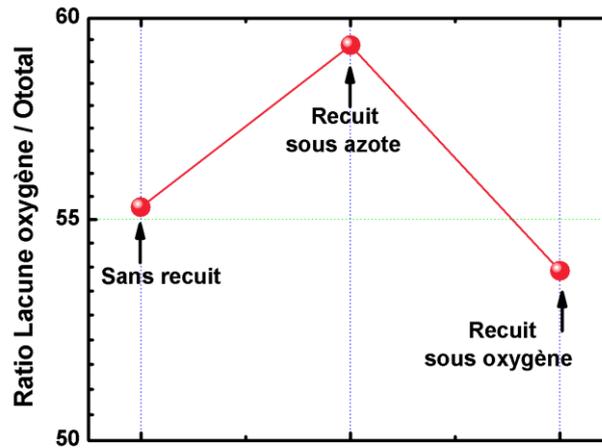


Figure 3-28 : Nombre de lacunes d'oxygène par rapport au nombre total d'oxygènes présents dans la couche active suivant conditions du recuit

Dans le cas de l'échantillon recuit sous oxygène, ce rapport est de 0.53. Concernant le recuit sous azote, il augmente (0.6) ce qui indique que la densité des lacunes d'oxygène devient plus importante.

Ces résultats appuient nos hypothèses précédentes. Les mesures par XPS sont également cohérentes avec nos mesures électriques. En effet, grâce à une plus faible concentration des lacunes d'oxygène dans le canal, la déplétion sera plus facilement créée à une tension de grille donnée. Ceci correspond aux caractéristiques typiques de TFTs opérationnels. En revanche, dans le cas du recuit sous azote ou de l'absence de recuit, le nombre des lacunes d'oxygène est encore en excès ce qui conduit au comportement d'une couche conductrice [17].

### **(b) Influence de la température de recuit**

L'impact de la température de recuit sur les performances électriques des TFTs à base d'a-IGZO a été également étudié. Pour ceci, la température de recuit a été variée entre 100 et 400°C (précisément 100, 200, 250, 300, 350, 400°C). Les échantillons recuits aux différentes températures, sous azote ou sous oxygène, sont répertoriés dans le Tableau 3-3.

Tableau 3-3 : Echantillons recuits sous azote ou sous oxygène aux différentes températures

Température (°C)	100	200	250	300	350	400
Recuit sous azote				1	1	1
Recuit sous oxygène	1	1	1	1	1	1

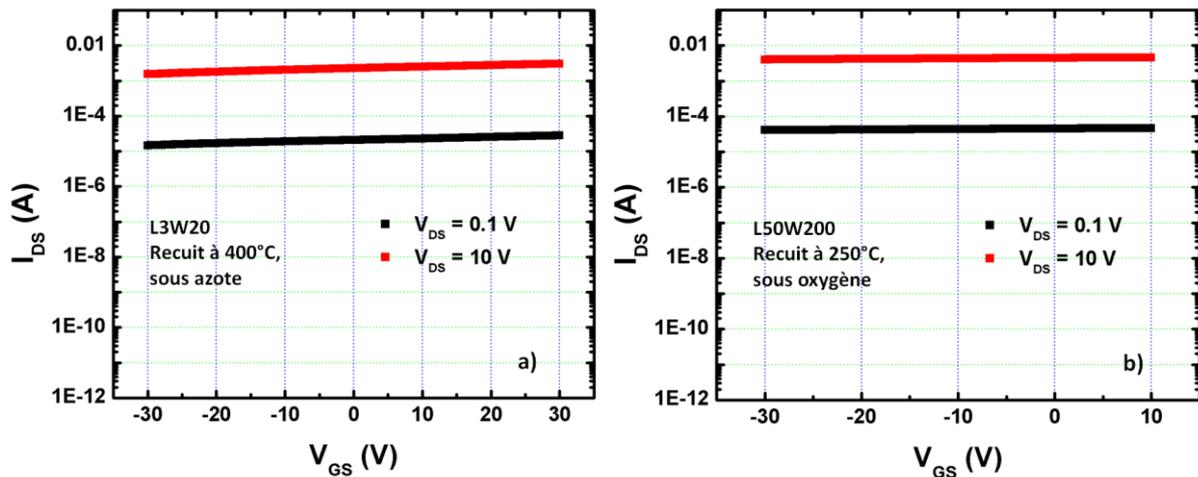


Figure 3-29 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  d'un : a) TFT L3W20 recuit sous azote à 400°C pendant une heure ; b) TFT L50W200 recuit sous oxygène, à 250°C, pendant une heure

Pour les échantillons recuits sous azote, malgré l'augmentation de la température du recuit jusqu'à 400°C, le comportement d'une couche conductrice est toujours observé (Figure 3-29a).

Pour le recuit sous oxygène, les températures entre 100 et 250°C ne conduisent pas à des TFTs opérationnels, et les mêmes comportements que ceux recuits sous azote ont été observés (Figure 3-29b). Comme la couche active a été déposée à 200°C, un traitement thermique à des températures proches de cette température du dépôt pourra très probablement impacter sur les propriétés physiques du matériau (plus spécifiquement, le réarrangement atomique dans sa structure). Par conséquent, la couche se comporte de même manière qu'elle soit sans ou avec recuit sous azote.

Comparons à présent les caractéristiques électriques des TFTs recuits sous oxygène aux différentes températures, précisément à 300°C, 350°C, et 400°C. Les caractéristiques de transferts des TFTs dans ces conditions sont présentées dans la Figure 3-30.

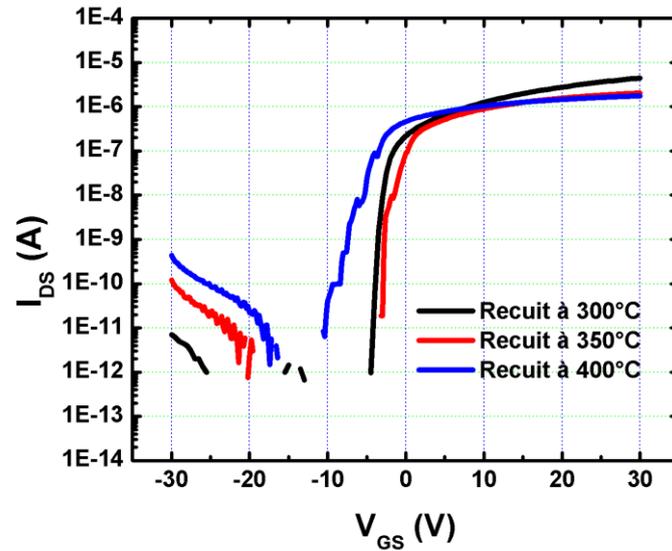


Figure 3-30 : Caractéristiques de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  des TFTs L50W200 recuits sous oxygène, pendant une heure, à 300°C, à 350°C, et à 400°C

Une comparaison du courant de drain en régime passant pour des TFTs recuits à ces trois températures ne montre pas de différences significatives. Quant à la tension de seuil et au courant de fuite, leurs variations en fonction de la température du recuit sont décrites dans la Figure 3-31.

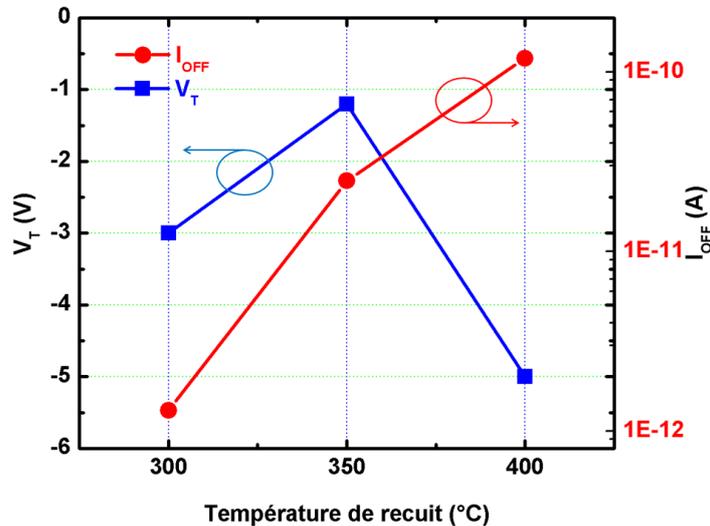


Figure 3-31 : Courant de fuite (à  $V_{GS} = -25$  V) et tension de seuil des TFTs L50W200 en fonction de la température du recuit

Le courant  $I_{OFF}$  est plus important lorsque la température du recuit augmente, il est de l'ordre de  $10^{-10}$  A à 400°C. La tension de seuil  $V_T$ , quant à elle, est plus élevée avec recuit à 350°C (-1.2 V) et la plus faible à 400°C (-5 V). Concernant la pente sous le seuil, une dégradation de cette dernière a été observée pour les TFTs recuits à 400°C. Plus précisément, comme nous pouvons le voir dans la Figure 3-30, un régime sous le seuil

très dégradé est observé pour le recuit à 400°C. Cela est probablement engendré par la génération des défauts dans l'IGZO, plus significative à cette température plus élevée.

Nous présentons maintenant le comportement du courant de fuite dans le régime linéaire et saturé des TFTs. La Figure 3-32 présente les courbes de transfert des TFTs L5W200 mesurés à  $V_{DS} = 0.1\text{ V}$  ou à  $V_{DS} = 10\text{ V}$ .

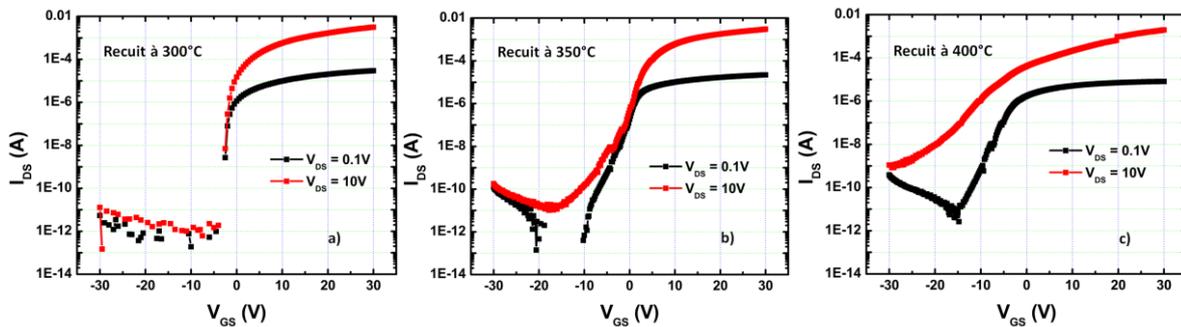


Figure 3-32 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  des TFTs L5W200 recuits sous oxygène, pendant une heure : a) à 300°C ; b) à 350°C ; c) à 400°C

Un décalage des courbes  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  entre deux régimes, linéaire et saturé, a été observé. On constate une augmentation du courant de fuite et une dégradation du régime sous le seuil à 350 et 400°C. Cette dégradation est la plus importante à 400°C.

Résumons à présent l'influence de la température de recuit sur les caractéristiques des TFTs. Les deux paramètres électriques qui sont les plus impactés sont : le courant de fuite et la pente sous le seuil. Ces derniers se dégradent lorsque la température augmente. Marquons, nous observons sous microscope optique une modification de la couleur des électrodes des TFTs recuits à 350°C ou à 400°C. Cette dernière est présentée dans la Figure 3-33 et la Figure 3-34.

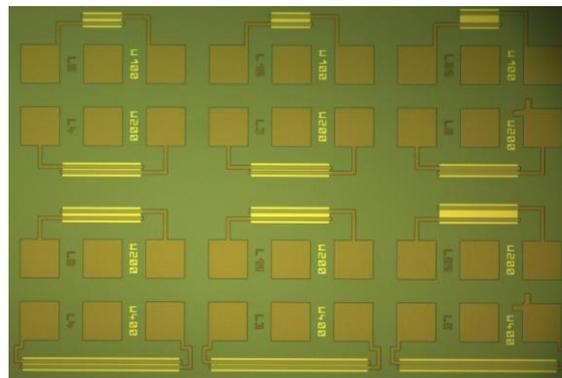


Figure 3-33 : Observation sous microscope optique des TFTs recuits de 100°C à 300°C

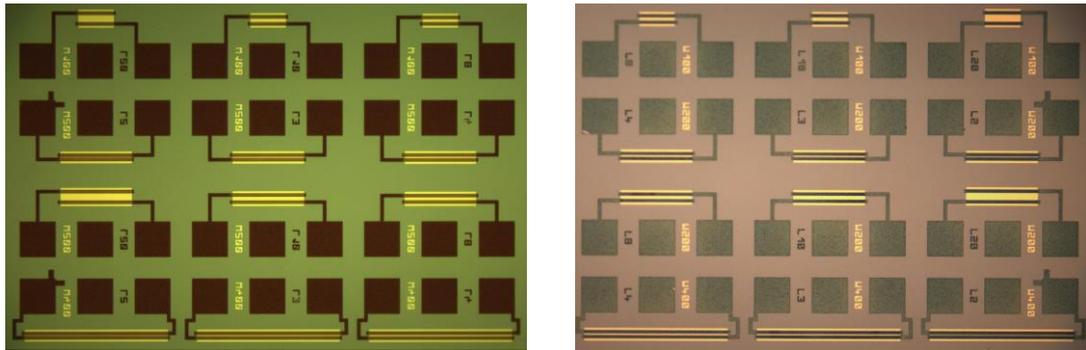


Figure 3-34 : Observations sous microscope optique des TFTs recuits à 350°C ou 400°C

Il apparaît que la couche de Mo, déposée en tant que source et drain, oxydée par les recuits à 350°C et à 400°C (couleur grise est observée). Cette observation pourra probablement expliquer nos observations ci-dessus. Les phénomènes, tel que la dégradation du régime sous le seuil, la présence de l'hystérésis ou l'augmentation du courant de fuite..., ont aussi été rapportés, dans le cas du silicium, pour engendrer des défauts. Pour notre étude, nous pouvons relier l'oxydation du métal et la dégradation des TFTs. Sur la base de nos résultats, nous choisissons le recuit à 300°C qui nous paraît le meilleur du point de vue des bonnes caractéristiques électriques de transistor. Par conséquent, cette condition (300°C, sous oxygène) sera appliquée pour les études effectuées dans la suite du travail de thèse. Nos résultats est en bon d'accord avec les recherches de Kamiya *et al.*[6].

### **(c) Influence de la durée de recuit**

Pour cette étude, deux conditions de recuit ont été réalisées : l'un pendant trois heures, et l'autre, plus long, de quinze heures. La Figure 3-35 présente les caractéristiques de transfert des TFTs recuits dans ce cas.

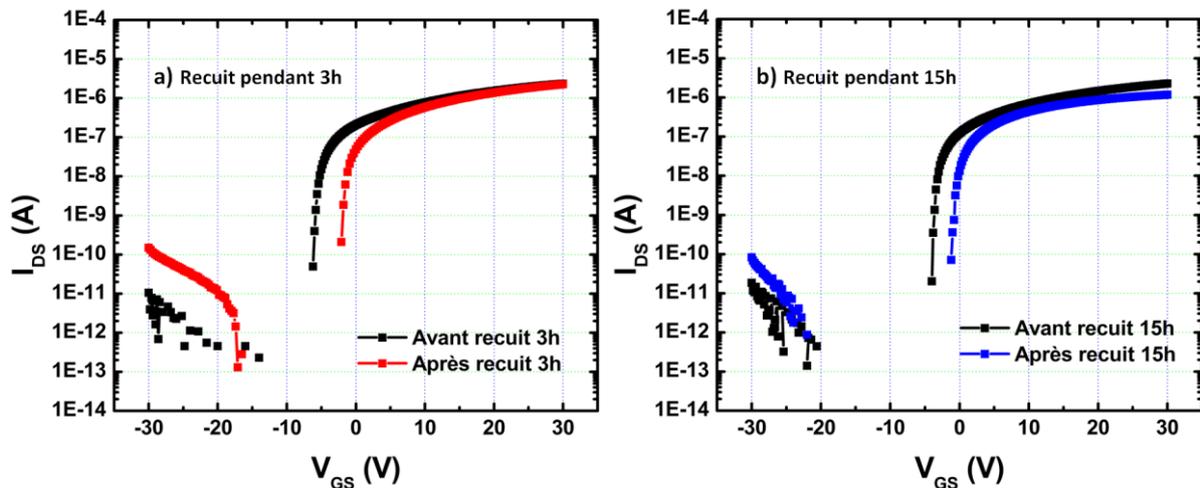


Figure 3-35 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  des TFTs L100W200 recuits sous oxygène, à 300°C : a) pendant trois heures ; b) pendant quinze heures

Une amélioration de tension de seuil est observée dans tous les cas : de 4 V pour le recuit pendant trois heures et de 3 V pour celui pendant quinze heures. Au contraire, le courant de fuite a tendance à se dégrader, avec une augmentation d'environ un ordre de grandeur pour les deux cas).

La variation de  $V_T$  des TFTs de taille variable est décrite dans la Figure 3-36.

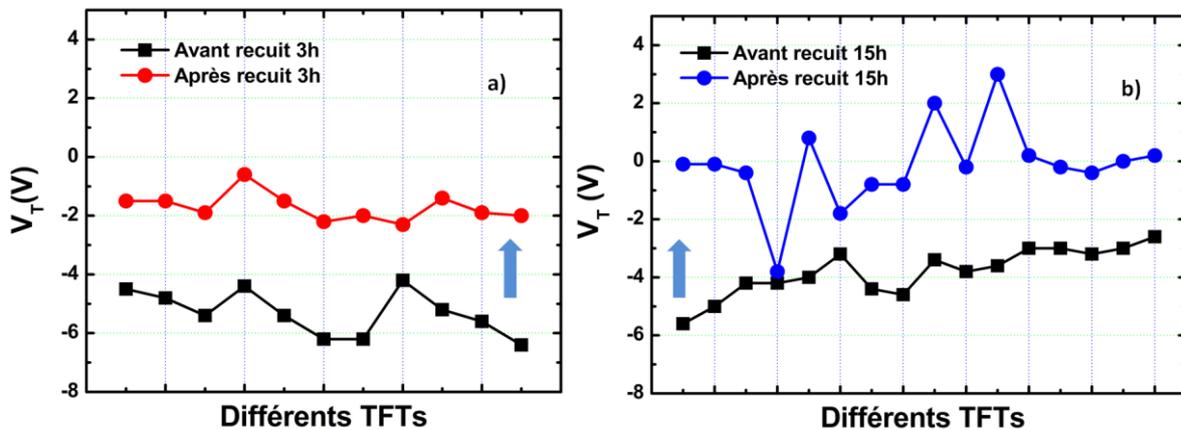


Figure 3-36 : Tension de seuil des TFTs recuits sous oxygène, à 300°C : a) pendant une heure; b) pendant quinze heures

L'amélioration de  $V_T$  après le recuit est confirmée. Nous constatons que cette amélioration, dans le cas du recuit de trois heures, est quasiment indépendante de la dimension des TFTs. Ces derniers présentent une  $V_T$  comprise entre -2 et -1 V. En ce qui concerne le recuit de quinze heures, une dispersion de  $V_T$  après le recuit a été observée : la  $V_T$  maximale est de 3 V tandis que celle minimale est de -4 V. La durée de quinze heures montre donc des caractéristiques moins uniformes sur l'ensemble des TFTs. Il

semble qu'une durée entre une et trois heures est adaptée à l'obtention des TFTs de bonne performance. Notons ici qu'une limite de cette étude est qu'il n'y a pas de recuits à une durée inférieure de trois heures. Il sera intéressant de faire ce type de recuit afin d'attirer des observations plus nettes au niveau de la durée.

Etant donné que l' $I_{OFF}$  se dégrade déjà avec une durée de trois heures, nous avons choisi un recuit d'une heure pour les études effectuées dans la suite de la thèse, en estimant que cette durée n'engendre pas de grand décalage en termes d' $I_{OFF}$ . Evidemment nous confirmons la nécessité de réaliser un recuit d'entre une et trois heures pour observer les différences éventuelles.

### 3.3.2 Caractéristiques électriques des TFTs à base d'a-IGZO sans couche de passivation

#### (a) $I_{DS}-V_{GS}$ , $I_{DS}-V_{DS}$ d'un TFT, extraction paramètres électriques

La Figure 3-37 montre les caractéristiques de transfert et de sortie d'un TFT L50W200 recuit sous oxygène, à 300°C, pendant une heure.

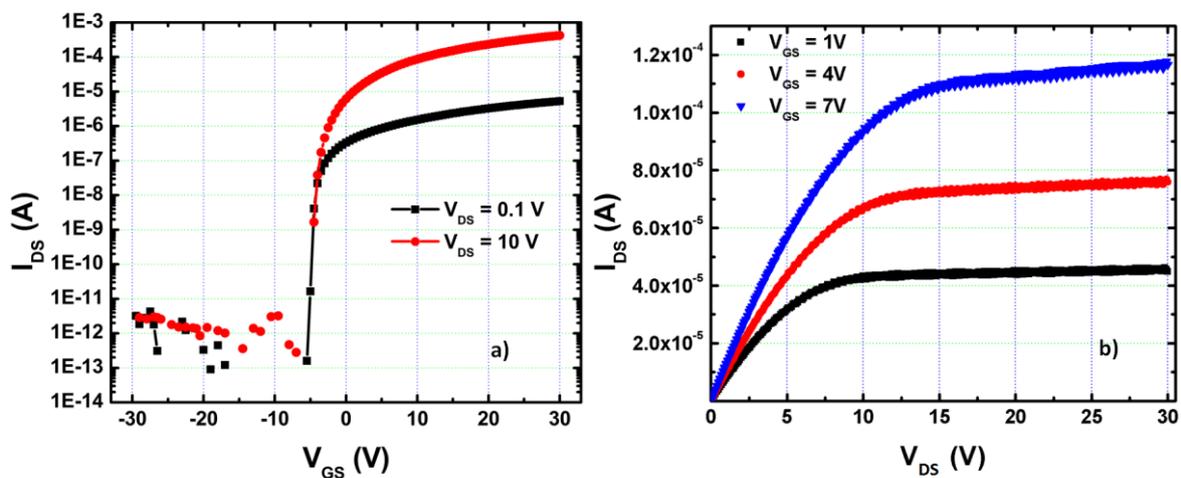


Figure 3-37 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}-V_{GS}$  d'un TFT L50W200 recuit sous oxygène, à 300°C, pendant une heure

Les paramètres électriques tels que la mobilité, le rapport du courant  $I_{ON}/I_{OFF}$ , la pente sous le seuil, et la tension de seuil sont présentés dans le Tableau 3-4.

Tableau 3-4 : Paramètres électriques d'un TFT L50W200 recuit sous oxygène à 300°C pendant une heure

Paramètres	$V_{DS} = 0.1 \text{ V}$	$V_{DS} = 10 \text{ V}$
$I_{ON}/I_{OFF}$	$1.5 \cdot 10^7$	$5 \cdot 10^8$
$V_T \text{ (V)}$	-4	-4
$\mu \text{ (cm}^2/\text{Vs)}$	14.5	3.6
$S \text{ (V/décade)}$	0.3	0.36
$I_{OFF} \text{ (à } V_{GS} = -20 \text{ V) (A)}$	$3.3 \cdot 10^{-13}$	$8.5 \cdot 10^{-13}$

Un rapport  $I_{ON}/I_{OFF}$  de l'ordre de  $10^7 - 10^8$  a été observé. Le courant de fuite, quant à lui, proche de  $10^{-13} \text{ A}$  à la tension  $V_{GS}$  de  $-20 \text{ V}$ , est particulièrement faible. Cette valeur est encore plus faible que celle obtenue avec l'a-Si pourtant connu pour être un de ces principaux avantages ( $I_{OFF} \approx 10^{-12} \text{ A}$ ). De plus,  $I_{OFF}$  n'augmente quasiment pas lorsque  $V_{DS}$  est passée de  $0.1 \text{ V}$  à  $10 \text{ V}$ , contrairement à ce que l'on observe souvent avec le silicium. Une bonne mobilité a été obtenue, en particulier dans le régime saturé du transistor ( $14.5 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ ). Remarquons ici un grand écart de ce paramètre entre le régime linéaire et saturé du transistor ( $3.6$  vs  $14.5 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ ). Ceci est probablement lié à des collisions entre les porteurs de charge dans le canal. Dans cette hypothèse, à des fortes tensions de drain (par exemple à  $10 \text{ V}$ ), la vitesse des porteurs de charge se renforce ce qui engendre davantage de collisions plus entre eux. Par conséquent, la mobilité des porteurs de charge sera réduite. Concernant la pente sous le seuil du TFT, une valeur de  $0.3 \text{ V/décade}$  a été extraite. Cela correspond à une transition rapide entre les deux états OFF et ON du TFT. Cela indique une bonne qualité de l'interface entre l'isolant de grille et la couche active (par le fait que peu de défauts sont présents). La bonne pente sous le seuil indique aussi qu'il n'y a pas beaucoup de défauts à l'intérieur de la couche active. Le dernier paramètre que nous discutons maintenant est la tension de seuil. Une valeur de  $-4 \text{ V}$  a été extraite. Cette valeur négative vient probablement de la forte densité des porteurs de charge.  $V_T$  reste donc à améliorer, car le TFT doit être bloqué à  $0 \text{ V}$ .

Globalement, nous avons réalisé, dès la première campagne, les TFTs ayant des caractéristiques près de l'état de l'art, à l'exception de la tension de seuil.

**(b) Effet des dimensions des TFTs**

La Figure 3-38 présente les caractéristiques de transfert des TFTs ayant différentes dimensions (L ou W).

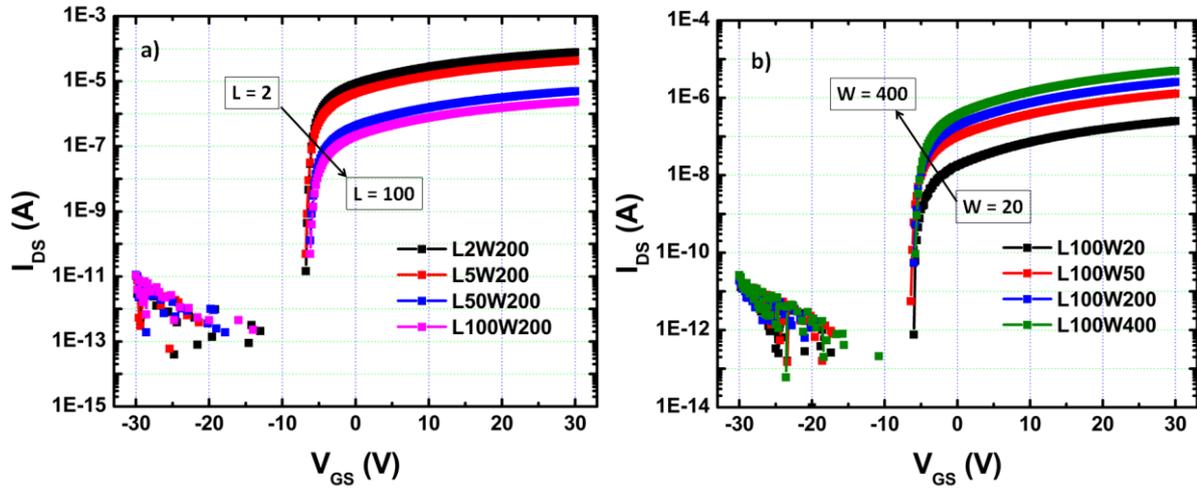


Figure 3-38 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  à  $V_{DS} = 0.1$  V pour les TFTs ayant différentes dimensions du canal : a) différentes longueurs (L) à  $W=200$   $\mu\text{m}$ ; b) différentes largeurs (W) à  $L=100$   $\mu\text{m}$

L'évolution de courant de drain en régime passant du TFT en fonction de la longueur ou de la largeur du canal est montrée à la Figure 3-39.

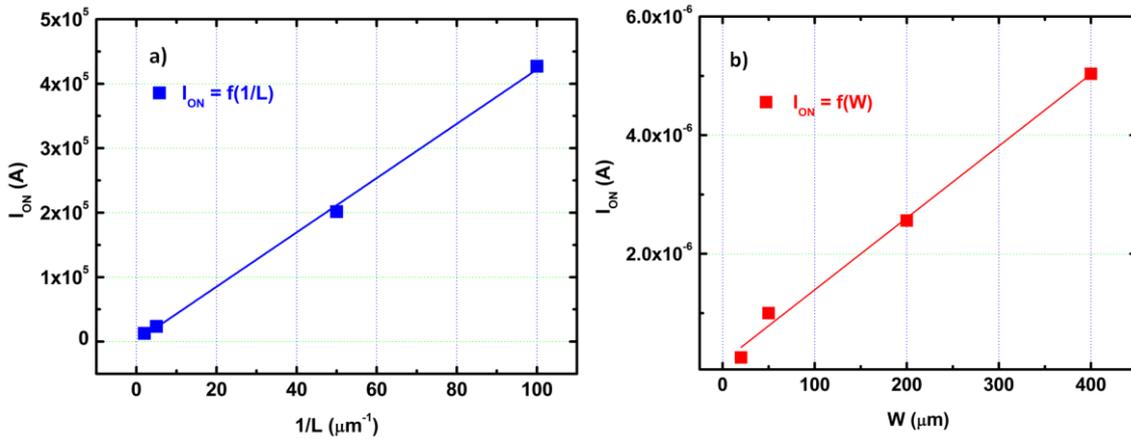


Figure 3-39 : Evolution du courant  $I_{ON}$  en fonction de : a) la longueur L ; b) la largeur W

$I_{ON}$  évolue de façon conventionnelle avec la longueur ou la largeur du canal : il est inversement proportionnel et proportionnel avec la longueur et la largeur du canal, respectivement.

### 3.4 Conclusion

Nous avons, dans la première partie de ce chapitre, présenté le développement des TFTs à base d'IGZO amorphe. Les principales étapes technologiques ont été abordées. Les TFTs dont la structure « grille dessous » ont été réalisés.

Nous avons, dans la seconde partie du chapitre, détaillé la mise au point du dépôt des couches actives. Dans cette partie, le dépôt et la caractérisation des couches d'IGZO ont été discutés. Ainsi, les propriétés électriques, morphologiques et structurales du matériau ont été établies. Pour les propriétés électriques, les résultats des mesures par effet Hall et de résistance carrée ont montré une variation de la densité des porteurs de charge en fonction du débit d'oxygène. Précisément, cette densité diminue lorsque le débit d'oxygène augmente. Le débit d'oxygène de 4 sccm paraît adapté aux performances souhaitées. Par ailleurs, une comparaison entre les dépôts d'IGZO, à 200°C et à la température ambiante, montre une amélioration d'ohmicité de contact entre le semi-conducteur et le métal pour le dépôt à 200°C. Par conséquent, le dépôt à 4 sccm d'oxygène et à 200°C, a été retenu. Les études morphologiques et structurales montrent une structure amorphe des couches déposées, accompagnée de surfaces peu rugueuses (RMS = 0.23 nm). Cette phase amorphe, en plus, reste stable thermiquement jusqu'à 600°C. L'homogénéité de la composition chimique des couches d'IGZO en fonction de la profondeur a été montrée à l'aide de l'analyse de ToF-SIMS. Par cette dernière technique, la présence d'hydrogène dans la couche active a été révélée. Cet hydrogène diffuse depuis la couche de SiO<sub>2</sub> de grille.

Dans la troisième partie du chapitre, nous avons mis en évidence l'influence du recuit sur les caractéristiques électriques des TFTs. Ainsi, l'influence de l'atmosphère, de la température, et de la durée de recuit a été présentée. Le recuit sous oxygène conduit à des TFTs opérationnels. En revanche, dans le cas du recuit sous azote, ou de l'absence de recuit, on n'obtient pas d'effet de champ mais des couches conductrices. Ces différents comportements ont été reliés à la modification de la densité des porteurs de charge suivant la condition de recuit. Précisément, cette densité est plus élevée dans le cas du recuit sous azote, et se réduit significativement avec recuit sous oxygène. Par conséquent, en recuisant les TFTs sous oxygène, nous obtenons une bonne concentration des porteurs de charge, conforme à la gamme visée. Cela induit un comportement conventionnel des TFTs. Concernant la température de recuit, nous

avons mis en évidence qu'un recuit à des températures proches de la température du dépôt de la couche active ne sera pas efficace pour obtenir des TFTs opérationnels. Par ailleurs, on a montré que la température du recuit à 300°C est la meilleure pour obtenir les TFTs avec de bonnes caractéristiques.

Nous avons alors présenté les caractéristiques électriques des premiers TFTs à base d'a-IGZO non-passivés. La mobilité, la pente sous le seuil, le courant de fuite, et le ratio du courant  $I_{ON}/I_{OFF}$  sont à l'état de l'art. La tension de seuil, quant à elle, est encore faible. Ce dernier paramètre, probablement dû à la densité encore élevée des porteurs de charge dans le canal, reste à améliorer, ce qui sera visé dans la suite.

## RÉFÉRENCES

- [1] C.R. Kagan, P. Andry, *Thin-Film Transistors*, Marcel Dekker Inc, New York, 2003.
- [2] J. Brochet, *Etude de transistors en couches minces à base de silicium polymorphe pour leur application aux écrans plats à matrice active LCD ou OLED*, Thèse de doctorat, Université de Grenoble, 2011.
- [3] Q. Li, *Investigation on solid-phase crystallization techniques for low temperature polysilicon thin-film transistors*, Thesis, 2013.
- [4] J.S. Park, W.-J. Maeng, H.-S. Kim, J.-S. Park, Review of recent developments in amorphous oxide semiconductor thin-film transistor devices, *Thin Solid Films*. 520 (2012) 1679–1693. doi:10.1016/j.tsf.2011.07.018.
- [5] R. Martins, E. Fortunato, P. Barquinha, L. Pereira, *Transparent Oxide Electronics: From Materials to Devices*, 1 edition, Wiley, Hoboken, NJ, 2012.
- [6] T. Kamiya, K. Nomura, H. Hosono, Present status of amorphous In–Ga–Zn–O thin-film transistors, *Sci. Technol. Adv. Mater.* 11 (2010) 044305. doi:10.1088/1468-6996/11/4/044305.
- [7] K.-S. Son, T.-S. Kim, J.-S. Jung, M.-K. Ryu, K.-B. Park, B.-W. Yoo, et al., Threshold Voltage Control of Amorphous Gallium Indium Zinc Oxide TFTs by Suppressing Back-Channel Current, *Electrochem. Solid-State Lett.* 12 (2009) H26–H28. doi:10.1149/1.3020766.
- [8] M. Kim, J.H. Jeong, H.J. Lee, T.K. Ahn, H.S. Shin, J.-S. Park, et al., High mobility bottom gate InGaZnO thin film transistors with SiO<sub>x</sub> etch stopper, *Appl. Phys. Lett.* 90 (2007) 212114–212114–3. doi:10.1063/1.2742790.
- [9] K. Nomura, A. Takagi, T. Kamiya, H. Ohta, M. Hirano, H. Hosono, Amorphous Oxide Semiconductors for High-Performance Flexible Thin-Film Transistors, *Jpn. J. Appl. Phys.* 45 (2006) 4303. doi:10.1143/JJAP.45.4303.
- [10] E. Fortunato, P. Barquinha, R. Martins, Oxide Semiconductor Thin-Film Transistors: A Review of Recent Advances, *Adv. Mater.* 24 (2012) 2945–2986. doi:10.1002/adma.201103228.
- [11] H. Hideo, Ionic amorphous oxide semiconductors: Material design, carrier transport, and device application, *J. Non-Cryst. Solids*. 352 (2006) 851–858. doi:10.1016/j.jnoncrysol.2006.01.073.
- [12] T. Kamiya, K. Nomura, H. Hosono, Origins of High Mobility and Low Operation Voltage of Amorphous Oxide TFTs: Electronic Structure, Electron Transport, Defects and Doping, *Disp. Technol. J. Of.* 5 (2009) 273–288. doi:10.1109/JDT.2009.2021582.
- [13] K. Nomura, H. Ohta, A. Takagi, T. Kamiya, M. Hirano, H. Hosono, Room-temperature fabrication of transparent flexible thin-film transistors using amorphous oxide semiconductors, *Nature*. 432 (2004) 488–492. doi:10.1038/nature03090.
- [14] P. Barquinha, L. Pereira, G. Gonçalves, R. Martins, E. Fortunato, Toward High-Performance Amorphous GIZO TFTs, *J. Electrochem. Soc.* 156 (2009) H161–H168. doi:10.1149/1.3049819.
- [15] T. Kamiya, K. Nomura, H. Hosono, Present Status, Knowledge and Issues of Oxide Semiconductor Technology, *IDW/AD*. (2012).
- [16] T. Aoi, N. Oka, Y. Sato, R. Hayashi, H. Kumomi, Y. Shigesato, DC sputter deposition of amorphous indium–gallium–zinc–oxide (a-IGZO) films with H<sub>2</sub>O introduction, *Thin Solid Films*. 518 (2010) 3004–3007. doi:10.1016/j.tsf.2009.09.176.
- [17] T.T.T. Nguyen, O. Renault, B. Aventurier, G. Rodriguez, J.P. Barnes, F. Templier, Analysis of IGZO Thin-Film Transistors by XPS and Relation With Electrical Characteristics, *J. Disp. Technol.* 9 (2013) 770–774. doi:10.1109/JDT.2013.2280842.
- [18] T. Kamiya, K. Nomura, H. Hosono, Electronic structure of the amorphous oxide semiconductor a-InGaZnO<sub>4-x</sub>: Tauc–Lorentz optical model and origins of subgap states, *Phys. Status Solidi A*. 206 (2009) 860–867. doi:10.1002/pssa.200881303.

- [19] A. Sato, M. Shimada, K. Abe, R. Hayashi, H. Kumomi, K. Nomura, et al., Amorphous In-Ga-Zn-O thin-film transistor with coplanar homojunction structure, *Thin Solid Films*. 518 (2009) 1309–1313. doi:10.1016/j.tsf.2009.01.165.
- [20] B.D. Ahn, H.S. Shin, H.J. Kim, J.-S. Park, J.K. Jeong, Comparison of the effects of Ar and H<sub>2</sub> plasmas on the performance of homojunctioned amorphous indium gallium zinc oxide thin film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 93 (2008) 203506. doi:10.1063/1.3028340.
- [21] A. Hino, S. Morita, S. Yasuno, T. Kishi, K. Hayashi, T. Kugimiya, Effect of H and OH desorption and diffusion on electronic structure in amorphous In-Ga-Zn-O metal-oxide-semiconductor diodes with various gate insulators, *J. Appl. Phys.* 112 (2012) 114515–114515–7. doi:doi:10.1063/1.4769803.
- [22] H.-K. Noh, J.-S. Park, K.J. Chang, Effect of hydrogen incorporation on the negative bias illumination stress instability in amorphous In-Ga-Zn-O thin-film-transistors, *J. Appl. Phys.* 113 (2013) 063712. doi:10.1063/1.4792229.
- [23] K. Nomura, T. Kamiya, H. Hosono, Effects of Diffusion of Hydrogen and Oxygen on Electrical Properties of Amorphous Oxide Semiconductor, In-Ga-Zn-O, *ECS J. Solid State Sci. Technol.* 2 (2013) P5–P8. doi:10.1149/2.011301jss.
- [24] J.-S. Park, J.K. Jeong, H.-J. Chung, Y.-G. Mo, H.D. Kim, Electronic transport properties of amorphous indium-gallium-zinc oxide semiconductor upon exposure to water, *Appl. Phys. Lett.* 92 (2008) 072104. doi:10.1063/1.2838380.
- [25] Y. Hanyu, K. Domen, K. Nomura, H. Hiramatsu, H. Kumomi, H. Hosono, et al., Hydrogen passivation of electron trap in amorphous In-Ga-Zn-O thin-film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 103 (2013) 202114. doi:10.1063/1.4832076.
- [26] S.W. Tsao, T.C. Chang, S.Y. Huang, M.C. Chen, S.C. Chen, C.T. Tsai, et al., Hydrogen-induced improvements in electrical characteristics of a-IGZO thin-film transistors, *Solid-State Electron.* 54 (2010) 1497–1499. doi:10.1016/j.sse.2010.08.001.
- [27] J.K. Jeong, H.W. Yang, J.H. Jeong, Y.-G. Mo, H.D. Kim, Origin of threshold voltage instability in indium-gallium-zinc oxide thin film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 93 (2008) 123508. doi:10.1063/1.2990657.
- [28] H.J. Kim, S.Y. Park, H.Y. Jung, B.G. Son, C.-K. Lee, C.-K. Lee, et al., Role of incorporated hydrogen on performance and photo-bias instability of indium gallium zinc oxide thin film transistors, *J. Phys. Appl. Phys.* 46 (2013) 055104. doi:10.1088/0022-3727/46/5/055104.
- [29] J. Lee, J.-S. Park, Y.S. Pyo, D.B. Lee, E.H. Kim, D. Stryakhilev, et al., The influence of the gate dielectrics on threshold voltage instability in amorphous indium-gallium-zinc oxide thin film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 95 (2009) 123502. doi:10.1063/1.3232179.
- [30] T. Kamiya, K. Nomura, H. Hosono, Present Status, Knowledge and Issues of Oxide Semiconductor Technology, *Proceeding INWAD12*.
- [31] S.-J. Jeon, J.-W. Chang, K.-S. Choi, J.P. Kar, T.-I. Lee, J.-M. Myoung, Enhancement in electrical performance of indium gallium zinc oxide-based thin film transistors by low temperature thermal annealing, *Mater. Sci. Semicond. Process.* 13 (2010) 320–324. doi:10.1016/j.mssp.2011.02.012.
- [32] C. Jung, D. Kim, Y.K. Kang, D.H. Yoon, Effect of Heat Treatment on Electrical Properties of Amorphous Oxide Semiconductor In-Ga-Zn-O Film as a Function of Oxygen Flow Rate, *Jpn. J. Appl. Phys.* 48 (2009) 08HK02. doi:10.1143/JJAP.48.08HK02.
- [33] M. Kimura, T. Kamiya, T. Nakanishi, K. Nomura, H. Hosono, Intrinsic carrier mobility in amorphous In-Ga-Zn-O thin-film transistors determined by combined field-effect technique, *Appl. Phys. Lett.* 96 (2010) 262105–262105–3. doi:doi:10.1063/1.3455072.
- [34] K. Nomura, T. Kamiya, H. Ohta, M. Hirano, H. Hosono, Defect passivation and homogenization of amorphous oxide thin-film transistor by wet O<sub>2</sub> annealing, *Appl. Phys. Lett.* 93 (2008) 192107–192107–3. doi:doi:10.1063/1.3020714.
- [35] J. Kim, S. Bang, S. Lee, S. Shin, J. Park, H. Seo, et al., A study on H<sub>2</sub> plasma treatment effect on a-IGZO thin film transistor, *J. Mater. Res.* 27 (2012) 2318–2325. doi:10.1557/jmr.2012.199.
- [36] J. Yao, N. Xu, S. Deng, J. Chen, J. She, H.D. Shieh, et al., Electrical and Photosensitive Characteristics of a-IGZO TFTs Related to Oxygen Vacancy, *Electron Devices IEEE Trans. On.* 58 (2011) 1121 –1126. doi:10.1109/TED.2011.2105879.

- [37] G.H. Kim, H.S. Kim, H.S. Shin, B.D. Ahn, K.H. Kim, H.J. Kim, Inkjet-printed InGaZnO thin film transistor, *Thin Solid Films*. 517 (2009) 4007–4010. doi:10.1016/j.tsf.2009.01.151.
- [38] T.T. Trinh, V.D. Nguyen, K. Ryu, K. Jang, W. Lee, S. Baek, et al., Improvement in the performance of an InGaZnO thin-film transistor by controlling interface trap densities between the insulator and active layer, *Semicond. Sci. Technol.* 26 (2011) 085012. doi:10.1088/0268-1242/26/8/085012.

## CHAPITRE 4. PASSIVATION DES TFTS A BASE D'IGZO

Ce chapitre présente les études concernant la passivation des TFTs à base d'IGZO amorphe. Nous commencerons par présenter les observations sur l'instabilité des paramètres électriques des TFTs non-passivés lorsqu'ils sont exposés à l'atmosphère ambiante. Nous aborderons ensuite les études effectués sur la passivation en présentant les résultats obtenus avec les TFTs passivés par  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ou  $\text{SiO}_2$ . Les procédés développés pour déposer les couches minces de passivation seront décrits. Nous détaillerons les deux techniques PECVD (Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition) et ALD (Atomic Layer Deposition) qui sont utilisées dans ces travaux. Nous montrerons, par la suite, les caractéristiques électriques des TFTs avant et après passivation. Les phénomènes observés dans le cas des TFTs passivés seront discutés sur la base des résultats des analyses de ToF-SIMS et de XPS. Des méthodes pour améliorer les propriétés électriques des TFTs lors de la passivation seront également proposées.

### 4.1 Comportement des TFTs non-passivés

La figure ci-dessous présente l'évolution des caractéristiques électriques au cours du temps d'un TFT sans passivation, soumis à l'atmosphère ambiante.

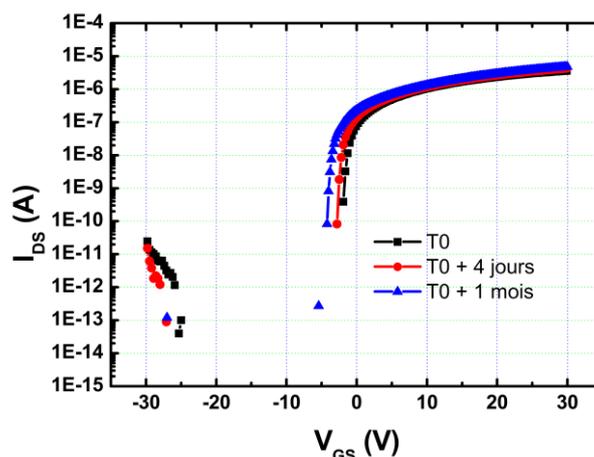


Figure 4-1 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  au cours du temps d'un TFT L5W200 non-passivé, exposé à l'atmosphère ambiante

La tension de seuil est modifiée au cours du temps. En effet, ce paramètre décroît par rapport à sa valeur initiale après quatre jours, puis un mois d'exposition du TFT à l'air. Cette observation révèle probablement une instabilité du canal non protégé. En effet, la modification de  $V_T$  de TFT non-passivé est due à l'instabilité du canal qui est en contact direct avec les éléments de l'atmosphère ambiante, essentiellement l'oxygène et l'hydrogène. Notons que la dépendance des propriétés électriques du matériau IGZO à l'oxygène s'est déjà illustrée par la variation de concentration des porteurs de charges ( $N_e$ ) en fonction du débit d'oxygène lors du dépôt, ou suivant l'atmosphère de recuit. Comme nous l'avons présenté dans le chapitre 3, plus la concentration d'oxygène dans la couche est importante (par exemple si on augmente le débit d'oxygène lors du dépôt de la couche active ou si le recuit se fait sous oxygène), plus la concentration de ses porteurs de charge diminue. D'un côté, cela permet un contrôle de la conductivité de l'IGZO en faisant varier le pourcentage d'oxygène pendant ou après son dépôt mais, à l'inverse, cet apport d'oxygène peut être amené de façon involontaire et incontrôlée par l'atmosphère ambiante. L'oxygène est alors susceptible d'être absorbé dans le canal, provoquant une modification de  $N_e$ . Ceci conduit à un changement des caractéristiques électriques du TFT. Par conséquent, pour que les paramètres électriques des TFTs soient stables, une couche de passivation paraît indispensable.

Pour la passivation, différents matériaux ainsi que leurs conditions du dépôt ont été étudiés. Dans les paragraphes suivants, nous allons présenter les résultats obtenus en passivant les TFTs par une couche d'oxyde de silicium  $\text{SiO}_2$  ou d'oxyde d'aluminium  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Les procédés de dépôt tels que PECVD pour  $\text{SiO}_2$ , et ALD pour  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , utilisés pour nos études de passivation, seront détaillés. Après les observations sur des caractéristiques électriques des TFTs avant et après la passivation, nous proposerons quelques méthodes d'amélioration.

### **4.2 Passivation par $\text{Al}_2\text{O}_3$**

Dans cette partie, nous présentons les résultats obtenus en passivant des TFTs en a-IGZO par une couche d'oxyde d'aluminium. Son dépôt par ALD a été mis en œuvre pour les recherches de notre laboratoire afin d'encapsuler les composants OLEDs, lesquels sont aussi très sensible à l'oxygène (en particulier) et à l'atmosphère ambiante (en général). L'analogie du comportement de l'IGZO et des OLEDs nous a donc conduits à l'évaluer pour la passivation des TFTs en a-IGZO. Nous commencerons tout d'abord par

décrire le principe du dépôt ALD pour le dépôt des couches barrières d' $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Ensuite, nous présenterons les caractéristiques électriques des TFTs passivés dans différentes conditions. Les origines des phénomènes observés seront également présentées et interprétées par les résultats des analyses de ToF-SIMS et de XPS. Pour finir, quelques méthodes d'amélioration seront proposées.

#### **4.2.1 Principe du dépôt d' $\text{Al}_2\text{O}_3$ par ALD**

Le procédé ALD se base ici sur l'utilisation séquentielle de deux précurseurs chimiques: Trimethyl Aluminium (TMA) et l'eau. La formation d'une couche d' $\text{Al}_2\text{O}_3$ , schématisée dans la Figure 4-2, se fait au cours des étapes suivantes :

- Injection d'un cycle de TMA dans la chambre de réaction, TMA réagit avec des groupes hydroxyles sur la surface du substrat, et forme une couche.
- Après la réaction entre TMA et la surface, et puis le pompage du méthane à l'extérieur,  $\text{H}_2\text{O}$  est injecté dans la chambre. Il réagit avec les groupes méthyle de TMA et forme une nouvelle surface Al-O avec des groupes hydroxyles. Cette nouvelle surface sera prête pour une nouvelle injection de TMA.
- L'action est réitérée jusqu'à ce qu'une couche d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  soit formée.

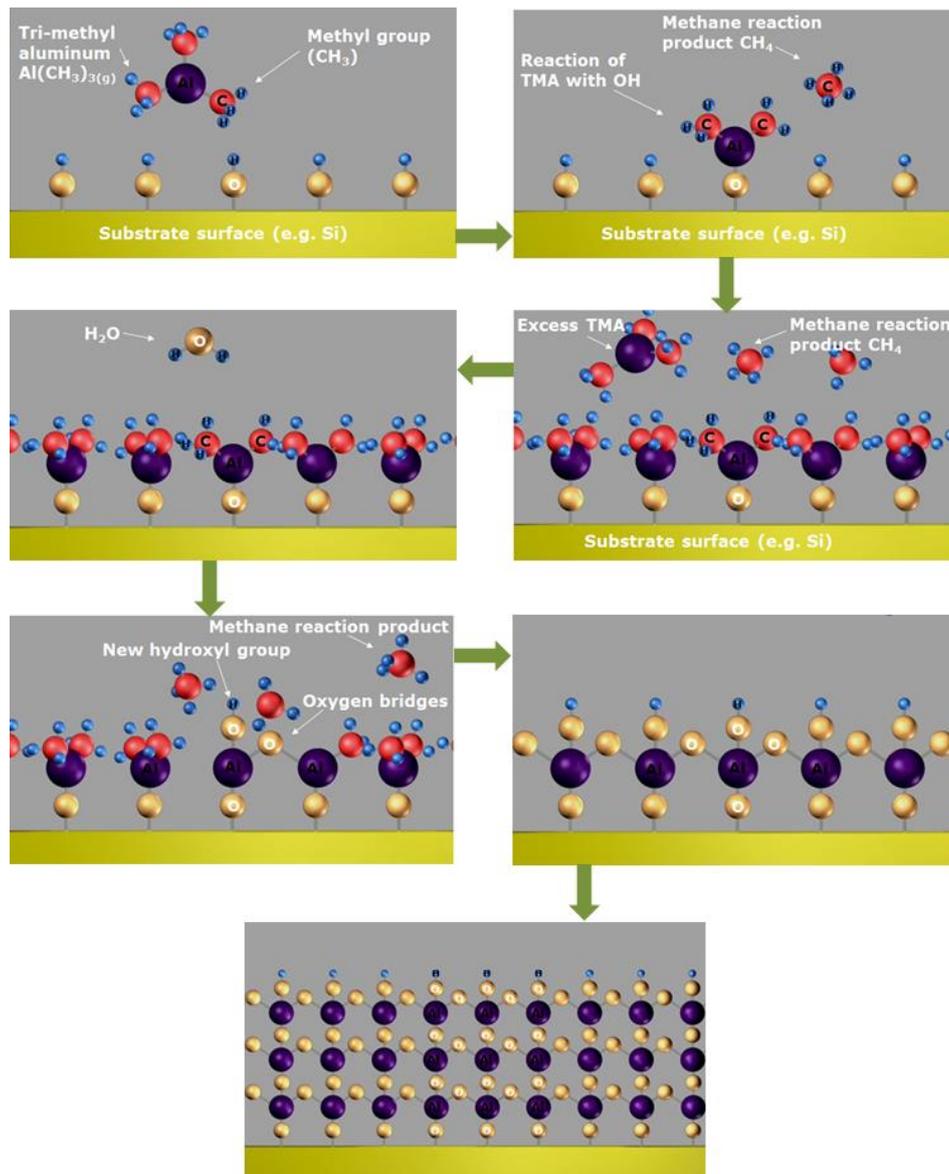


Figure 4-2 : Séquence d'un dépôt d'une couche d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  par le procédé ALD [1]

En itérant le nombre des cycles de TMA et d'eau (noté N), l'épaisseur de la couche d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  déposée sera augmentée. Cette précision dans le contrôle de l'épaisseur des couches obtenues est un des grands avantages de l'ALD.

Notons que les OLEDs ne sont pas stables thermiquement. Par conséquent, la température de dépôt ALD est fixée dans l'équipement et pour nos études à un bas niveau, en l'occurrence à  $85^\circ\text{C}$ . Toutefois, en vue d'avoir une idée de l'influence de la température de passivation sur les performances électriques des TFTs, une étude de l'ALD à  $250^\circ\text{C}$  a été aussi menée en utilisant un autre équipement. Les résultats obtenus seront présentée à la fin de cette partie.

### 4.2.1 Caractéristiques électriques des TFTs passivés par Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

#### (a) *Juste après la passivation (T<sub>0</sub>)*

La Figure 4-3 présente les caractéristiques de transfert d'un TFT avant et après passivation par une couche d'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> d'une épaisseur de 25 nm. Notons que cette épaisseur correspond à 295 cycles du TMA et de l'eau. Les mesures électriques sont faites juste après la passivation (à T<sub>0</sub>).

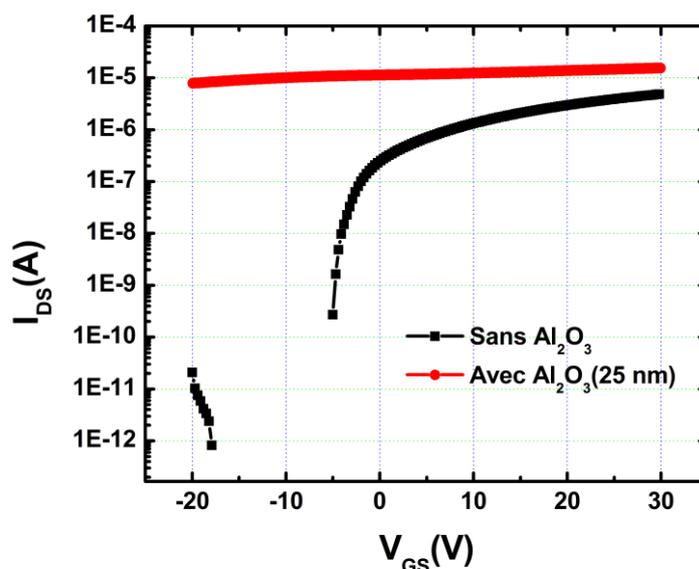


Figure 4-3 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  d'un TFT L50W200, avec et sans Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> de 25 nm [2]

Il apparaît que les caractéristiques conventionnelles d'un TFT ont quasiment disparu après cette passivation. Le comportement du canal comme une couche conductrice est en effet obtenu dans ce cas [2]. Initialement le canal qui se comportait comme un semiconducteur semble s'être transformé en conducteur après avoir été encapsulé par 25 nm d'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Puisque la couche protectrice Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> est formée à partir de deux précurseurs TMA et H<sub>2</sub>O, il est possible que l'un d'entre eux impacte le canal de manière individuelle. Pour vérifier cette hypothèse, les TFTs ont été soumis à des cycles d'exposition d'un seul précurseur : soit le TMA, soit l'H<sub>2</sub>O. Précisément, nous avons soumis les TFTs à 10 cycles du TMA ou 10 cycles de l'H<sub>2</sub>O. Il est à noter qu'aucune couche de passivation n'est formée dans ces expériences. Les caractéristiques de transfert des TFTs avant et après les 10 cycles du TMA ou de l'H<sub>2</sub>O sont présentées dans la Figure 4-4.

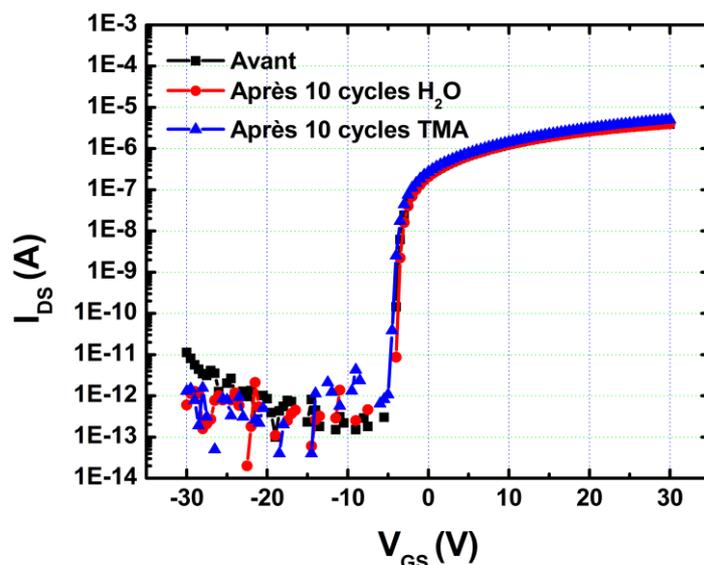


Figure 4-4 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  d'un TFT L50W200, avec et sans 10 cycles du TMA ou de l' $H_2O$  [2]

Les courbes de transfert se sont révélées inchangées dans ces conditions. Les paramètres électriques du TFT sont constants après ces expositions [2]. Ceci signifie que l'exposition à des cycles de l'un ou de l'autre n'induit pas de modification du comportement électrique du transistor. Il nous permet de proposer l'hypothèse selon laquelle la réaction entre le TMA et l' $H_2O$  engendre la dégradation du TFT. Afin de la vérifier, nous avons fait varier le nombre de cycles des précurseurs lors de l'ALD, et ainsi l'épaisseur de la couche d' $Al_2O_3$ . Le nombre de cycles ALD, noté N, a été varié entre 5 et 200 (cycles). L'épaisseur nominale de l' $Al_2O_3$  correspondant à chaque N est répertoriée dans le Tableau 4-1.

Tableau 4-1 : Epaisseur de la couche d' $Al_2O_3$  correspondant avec chaque nombre de cycles du TMA et de l' $H_2O$

N (cycles)	Epaisseur $Al_2O_3$ (nm)
0	0
5	0.4
20	1.7
35	3.0
50	4.2
200	17

La Figure 4-8 présente les caractéristiques de transfert des TFTs non-passivé, et passivés avec différents nombres de cycles ALD.

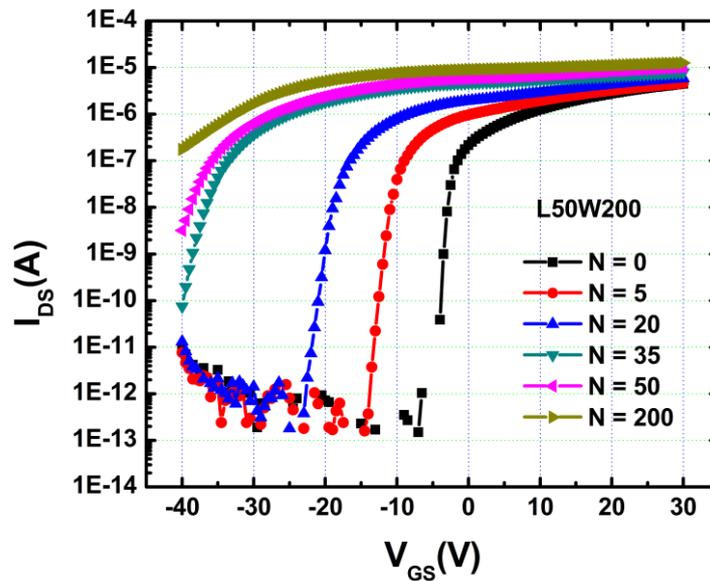


Figure 4-5 : Caractéristiques de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  des TFTs L50W200 passivés par  $Al_2O_3$  déposé avec différents nombres de cycles de précurseurs [2]

Une dégradation de la tension de seuil est observée lorsque le nombre de cycles ou l'épaisseur de la couche d' $Al_2O_3$  augmente. Plus précisément,  $V_T$  est décalée progressivement dans le sens négatif avec la croissance de N (Figure 4-6).

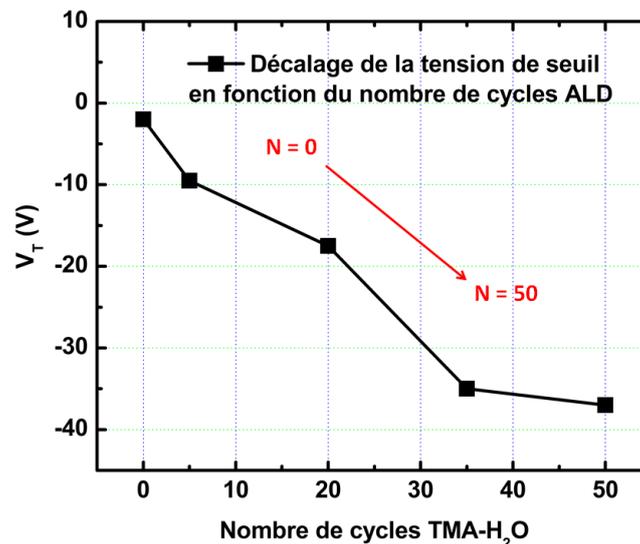


Figure 4-6 : Décalage de la tension de seuil des TFTs L50W200 avec et sans  $Al_2O_3$  déposé avec différents nombres de cycles de précurseurs

La tension de seuil a les valeurs de -2, -10, -18, -35, -38 Volts pour le TFT L50W200 non-passivé, et passivé par 5, 20, 35, 50 cycles ALD, respectivement. Le

dernier, passivé par 200 cycles (17 nm  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) a une  $V_T$  inférieure à  $-40$  V, qui n'a donc pas pu être mesurée étant donné la limite du banc de mesure. Notons que la plus large gamme de tension à appliquer pour le  $V_{GS}$  lors de la mesure est  $(-40,40)$  V.

La Figure 4-7 représente la variation des autres paramètres électriques en fonction du nombre de cycles ALD.

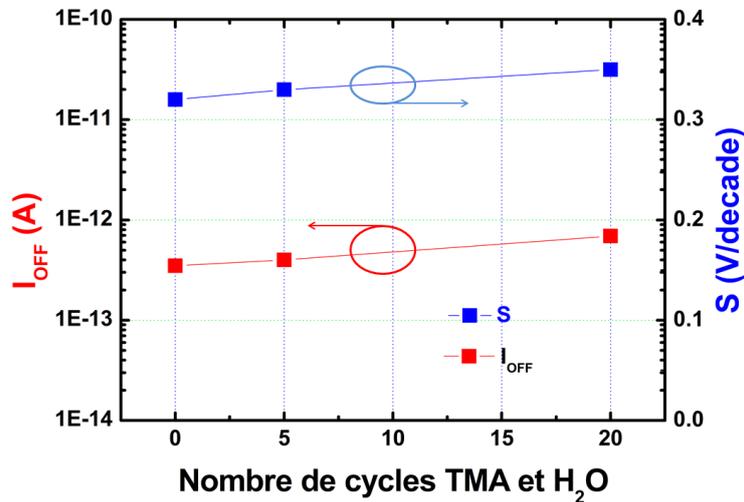


Figure 4-7 : Décalage du courant de fuite et de la pente sous le seuil des TFTs L50W200, avec et sans  $\text{Al}_2\text{O}_3$  déposé avec différents nombres de cycles de précurseurs

Alors que la tension de seuil présente un décalage négatif important avec l'augmentation de l'épaisseur de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ , le courant de fuite et la pente sous le seuil (S) subissent une dégradation très modérée. Même pour le nombre maximal de cycles, elles gardent des valeurs acceptables.

Il apparaît que, comme dans le cas avec une couche de 25 nm de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ , les canaux a-IGZO passivés sont enrichis en termes de concentration des porteurs de charge. Cette dernière est, d'une façon ou d'une autre, augmentée lorsque l'épaisseur de la couche d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  croît. En conséquence, la tension de seuil devient plus faible. La même tendance de dégradation a été rapportée pour les TFTs en IGZO ou en ZTO (Oxyde de zinc et d'étain) par l'équipe de Fakhri *et al.*[3].

#### **Influence de la dimension des TFTs :**

La Figure 4-8 présente les caractéristiques de deux TFTs de même largeur du canal ( $W = 200 \mu\text{m}$ ), et de longueur variant de 5 à 50  $\mu\text{m}$ , passivés par  $\text{Al}_2\text{O}_3$  avec différents nombres de cycles ALD.

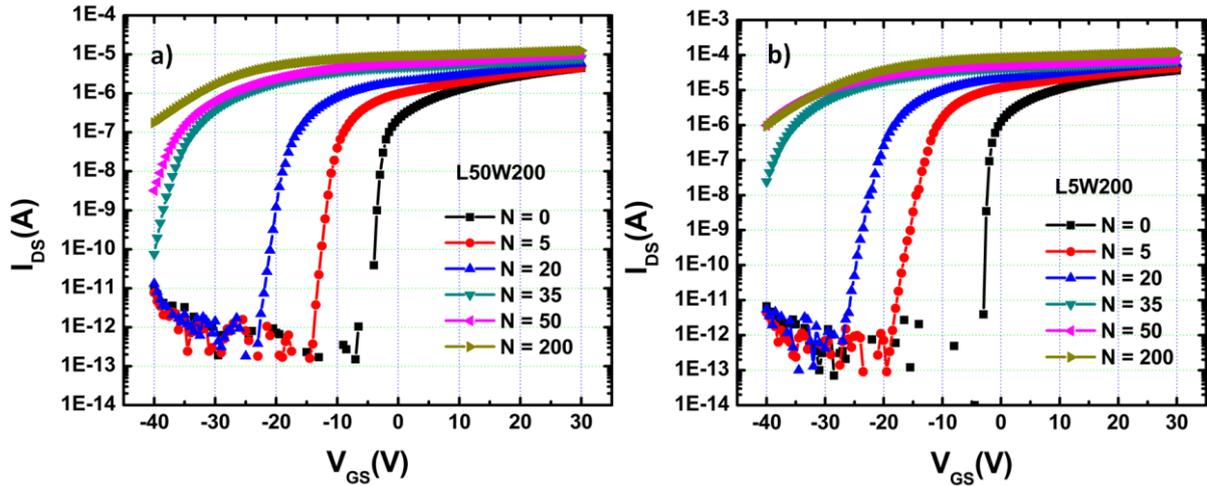


Figure 4-8 : Caractéristiques de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  des TFTs passivés par  $Al_2O_3$  déposé avec différents nombres de cycles de précurseurs : a) TFT L50W200 ; b) TFT L5W200

Les deux TFTs présentent une dégradation similaire de  $V_T$  et d' $I_{OFF}$ . La pente sous le seuil du TFT L5W200 passivé par  $Al_2O_3$  à 5 ou 20 cycles ALD, semble être davantage dégradée. La Figure 4-9 présente l'évolution de  $V_T$  des TFTs de tailles variables, passivés sous les mêmes conditions que précédemment.

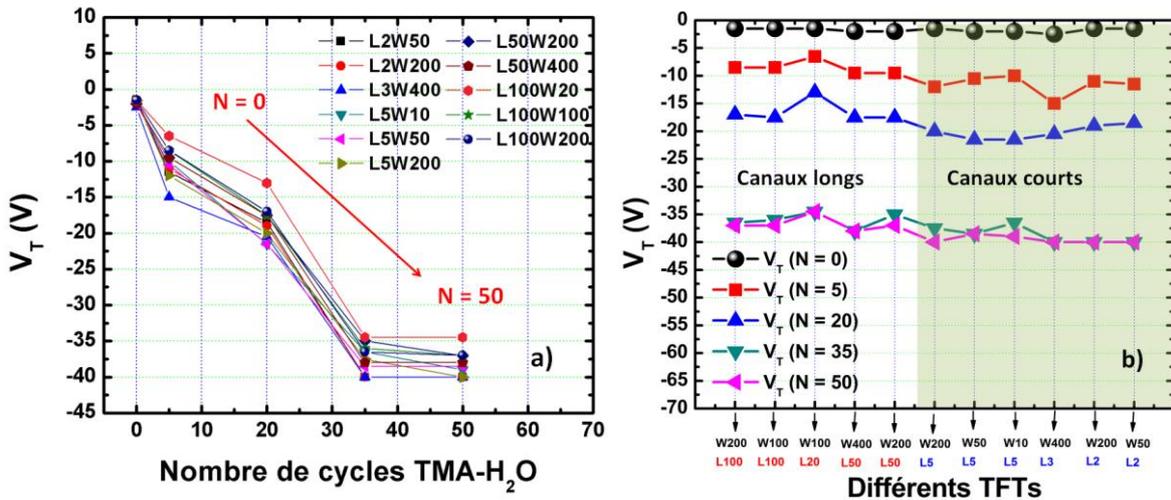


Figure 4-9 : Tension de seuil des TFTs avec et sans  $Al_2O_3$  déposé avec différents nombres de cycles ALD (a : gauche) et en fonction des dimensions (b : droite)

Dans la Figure 4-9a, la dégradation de  $V_T$  est observée pour tous les TFTs passivés : elle diminue de façon monotone avec le nombre de cycles de TMA et d'eau, jusqu'à une saturation. Nous observons par ailleurs sur la Figure 4-9b, que cette dégradation est indépendante de la dimension des transistors.

**(b) Stabilité à l'air des couches passivées**

Nous avons ici évalué la tenue à l'air des TFTs ainsi passivés par  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Il faut noter qu'ils sont alors pour la plus part dégradés initialement. Différents cas de passivation sont évalués (Figure 4-10).

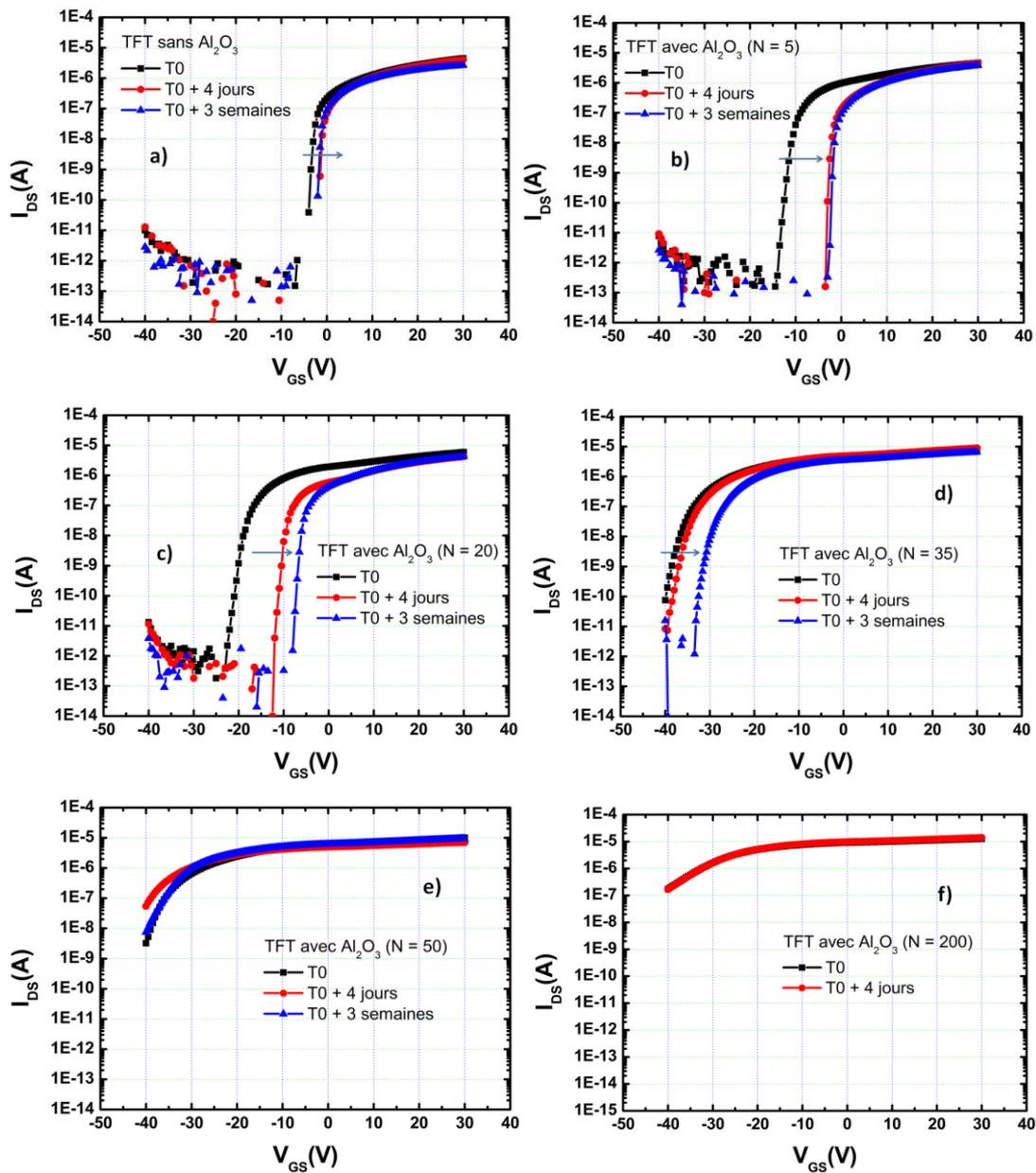


Figure 4-10 : Caractéristiques de transfert des TFTs L50W200 non-passivé, ou passivés par  $\text{Al}_2\text{O}_3$  au cours du temps : a) TFT non-passivé ; b) TFT passivé par 5 cycles ALD; c) TFT passivé par 20 cycles ALD; d) TFT passivé par 35 cycles ALD; e) TFT passivé par 50 cycles ALD; f) TFT passivé par 200 cycles ALD

Les caractéristiques de transfert sont relevées à différents moments après la passivation. Une augmentation modérée de  $V_T$  (2 V) est observée pour le TFT non-passivé. Les TFTs passivés par  $\text{Al}_2\text{O}_3$  à 5 et à 20 cycles de TMA et d' $\text{H}_2\text{O}$  (N = 5 ou N = 20)

subissent une augmentation significative de  $V_T$  (10 V) dès le quatrième jour après la passivation. A la troisième semaine après la passivation, cette augmentation continue avec le TFT à  $N = 20$  (encore 3 V) tandis qu'elle reste constante pour  $N = 5$ . Le TFT avec  $N = 35$ , quant à lui, présente quasiment la même caractéristique de transfert à  $T_0$  et à quatre jours après la passivation. Une mesure à la troisième semaine après sa passivation révèle une  $V_T$  plus élevée que sa valeur initiale. Concernant les deux derniers TFTs passivés à  $N = 50$  et  $N = 200$ , aucun changement au cours du temps n'est observé.

La Figure 4-11 présente la variation de  $V_T$  en fonction du temps des TFTs de tailles variables, passivés par  $Al_2O_3$  avec différents nombres de cycles de précurseurs (*page suivante*).

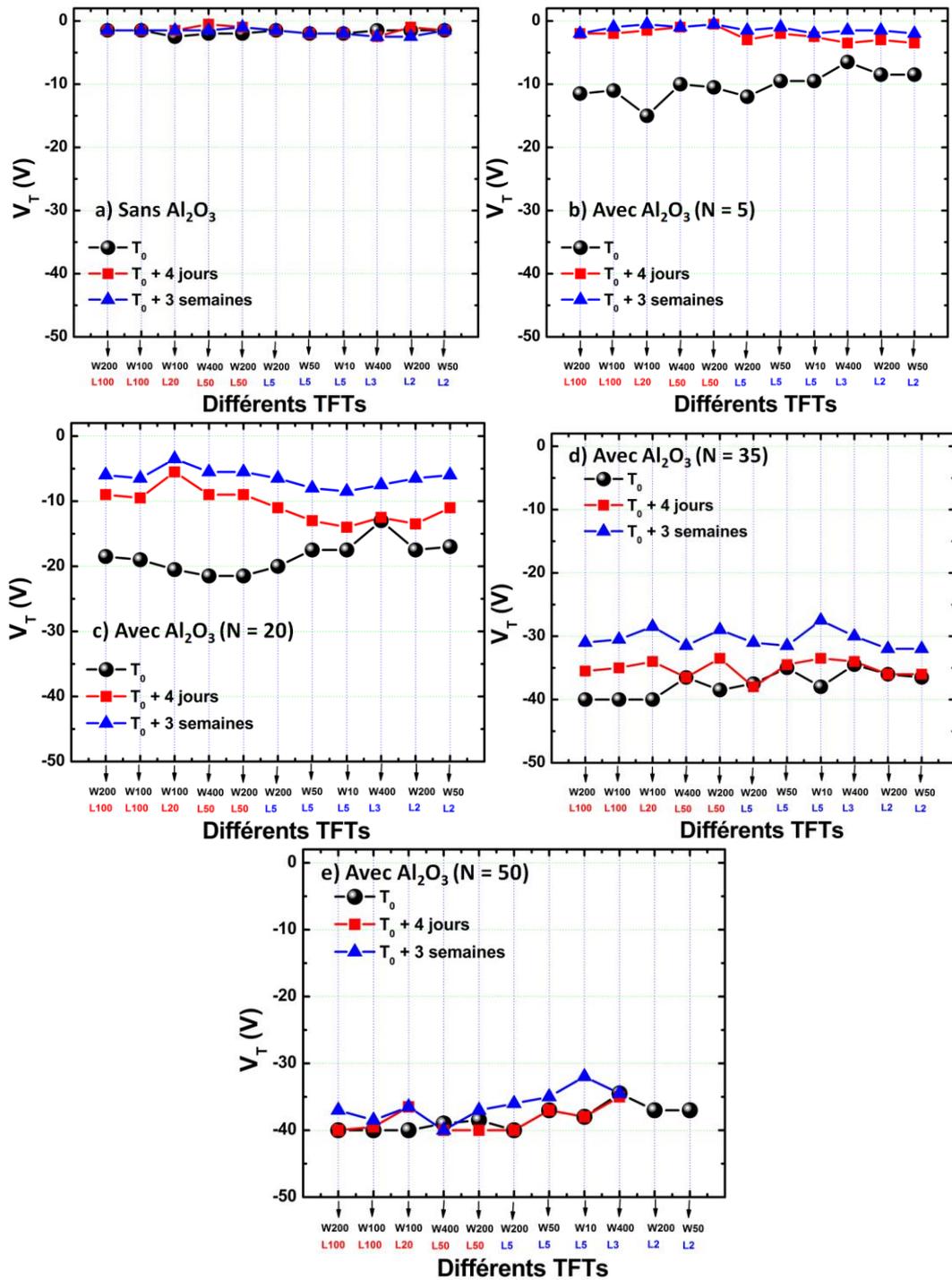


Figure 4-11 : Variation de  $V_T$  au cours du temps des TFTs de tailles variables, non-passivés ou passivés par  $Al_2O_3$  déposé avec différents nombres de cycles de précurseurs : a) à  $T_0$  ; b) à  $T_0 + 4$  jours ; c) à  $T_0 + 3$  semaines

Globalement on constate que :

- Dans tous les cas le décalage de  $V_T$  au cours du temps correspond à une amélioration des caractéristiques, car  $V_T$  se décale en direction de la valeur souhaitée.

- Plus la dégradation initiale est marquée (grand nombre de cycles), moins l'amélioration se produit.
- La dégradation est dans tous les cas relativement indépendante de la taille des TFTs.

#### 4.2.2 Analyse par ToF-SIMS et XPS des TFTs passivés par Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Notons que l'ALD est un procédé sans plasma, n'induisant pas d'effet de bombardement des ions. Par conséquent, seuls des effets chimiques sont susceptibles d'apparaître dans ce cas. On peut supposer que certains éléments chimiques générés lors du procédé ALD diffusent dans le canal des TFTs, et augmentent la densité de porteurs de charge de ces derniers. En utilisant du TMA et de l'H<sub>2</sub>O, deux précurseurs contenant de l'hydrogène, on peut supposer que cet élément joue un rôle dans les observations. Une hypothèse peut être alors proposée dans ce cas : plus le nombre de cycles de TMA et d'H<sub>2</sub>O augmente, plus la génération d'hydrogène est importante. L'hydrogène dans l'IGZO, comme rapporté récemment [4–14], joue le rôle de donneur et participe à la conduction du canal. De ce fait, plus l'hydrogène est amené dans la couche active, plus la concentration des porteurs de charge est importante. Pour vérifier cette hypothèse, nous avons analysé chimiquement les TFTs non-passivé, et passivés par Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> avec différents nombres de cycles de TMA et d'H<sub>2</sub>O. Les échantillons analysés par ToF-SIMS sont répertoriés dans le Tableau 4-2.

Tableau 4-2 : Echantillons analysés par ToF-SIMS

Echantillon	Nombre d'échantillon	
	T <sub>0</sub>	T <sub>0</sub> + 5 mois
Non-passivé	1	1
Passivé par 5 cycles ALD	1	1
Passivé par 20 cycles ALD	1	1
Passivé par 200 cycles ALD	1	1

Les TFTs ont été analysés juste après la passivation (T<sub>0</sub>) ou quelques mois après la passivation. Cette étude a pour but de comprendre le changement de V<sub>T</sub> observé dans le temps.

**(a) *Juste après la passivation (à  $T_0$ )***

Les spectres SIMS d'hydrogène selon le nombre de cycles ALD, à  $T_0$ , sont présentés dans la Figure 4-12.

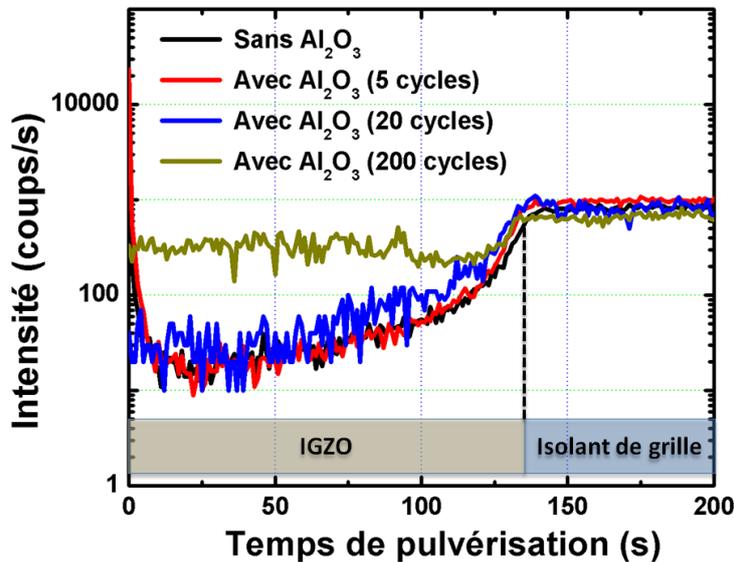


Figure 4-12 : Spectres SIMS d'hydrogène pour les TFTs non-passivés, et passivés par  $\text{Al}_2\text{O}_3$  déposé avec différents nombres de cycles de précurseurs, à  $T_0$  [2,15]

Les profils d'hydrogène en fonction de la profondeur des couches (la couche active et l'isolant de grille) sont montrés. Une comparaison des spectres entre le TFT non-passivé et celui passivé par 5 cycles ALD ne montre pas de différence significative. Une légère augmentation de la quantité d'hydrogène dans le cas du TFT avec  $N = 20$ , par rapport aux deux premiers, est par contre observée. Concernant le TFT passivé par 200 cycles ALD, la concentration d'hydrogène est plus élevée que celles des autres. Ces observations suggèrent une tendance à la variation de la quantité d'hydrogène dans les TFTs passivés : plus le nombre de cycles ALD augmente, plus la génération (puis la diffusion) d'hydrogène vers la couche active est importante. Elle conforte l'hypothèse précédemment proposée : la dégradation négative de  $V_T$  pour les TFTs passivés par  $\text{Al}_2\text{O}_3$  est due à la génération d'hydrogène lors du procédé ALD, conduisant à une augmentation de la concentration des porteurs de charge. Les transistors passivés dont le canal devient plus conducteur que celui des transistors non-passivés, possèdent donc des tensions de seuil plus faibles.

Notons ici que l'hydrogène est amené dans l'IGZO non seulement depuis la couche de passivation, mais également depuis l'isolant de grille. Comme nous l'avons présenté dans le chapitre précédent, la présence d'hydrogène dans le canal déposé au-

dessus de l'oxyde de silicium (PECVD) est détectée dans tous les cas. Les autres raisons expliquant cette présence d'hydrogène sont probablement la contamination de la cible utilisée et/ou de la chambre de dépôt. Il a été rapporté que cet apport d'hydrogène n'apportait pas de modification significative de la quantité des porteurs de charge du matériau [9,14,16]. En effet, ces atomes d'hydrogène ont tendance à se lier avec l'oxygène présent dans la couche active pour former les groupes hydroxyles  $-OH$ , puis générer des électrons. Cependant, ces électrons seront ensuite capturés par l'oxygène en excès durant le dépôt de la couche d'IGZO. Par conséquent, la concentration des porteurs de charge reste constante.

Les spectres des liaisons entre les atomes métalliques et les atomes d'oxygène (M-O, avec M le métal) dans l'IGZO selon le nombre de cycles sont présentés sur la Figure 4-13.

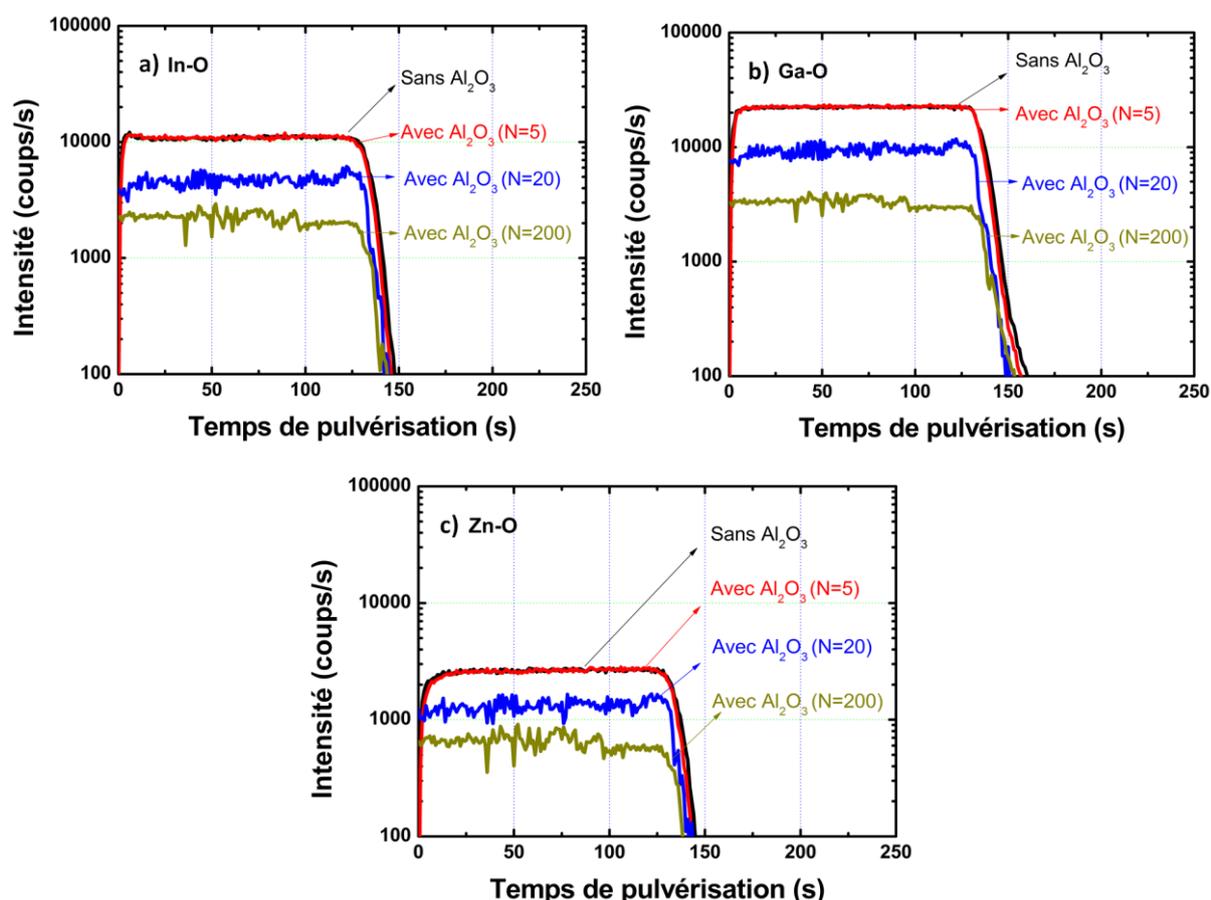


Figure 4-13 : Spectres SIMS des liaisons entre les atomes des métaux et les atomes d'oxygène pour les TFTs non-passivé, et passivés par  $Al_2O_3$  déposé avec différents nombres de cycles des précurseurs à  $T_0$  : a) In-O ; b) Ga-O ; c) Zn-O

Une comparaison des spectres M-O du TFT non-passivé et du TFT passivé par 5 cycles ALD ne montre pas de différence. Les TFTs passivés par  $Al_2O_3$  à 20 ou 200 cycles

présentent une diminution de la quantité des liaisons M-O en comparaison avec les deux premiers. Cette diminution est plus importante dans le cas de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  à 200 cycles. Ces observations peuvent être expliquées par la liaison de l'hydrogène avec les autres éléments lors de sa diffusion dans l'IGZO. Supposons que l'hydrogène tend à se lier avec l'oxygène pour former les groupes hydroxyles ( $-\text{OH}$ ). Cette tendance conduit à une réduction de la quantité d'oxygène lié avec les métaux. Par conséquent, le nombre de liaisons M-O diminue comme nous pouvons l'observer par SIMS. La rupture de ces liaisons provoque simultanément une formation des lacunes d'oxygène. Ces lacunes, avec la présence d'hydrogène (se positionnant de manière interstitielle dans le matériau) induisent une augmentation de concentration des porteurs de charge. En conséquence, les canaux passivés par ALD se comportent comme des couches conductrices.

### **(b) Cinq mois après la passivation**

La Figure 4-14 montre les spectres SIMS d'hydrogène des TFTs non-passivé, et passivés par  $\text{Al}_2\text{O}_3$  déposé avec différents nombres de cycles. Ces TFTs sont analysés cinq mois après la passivation (*page suivante*).

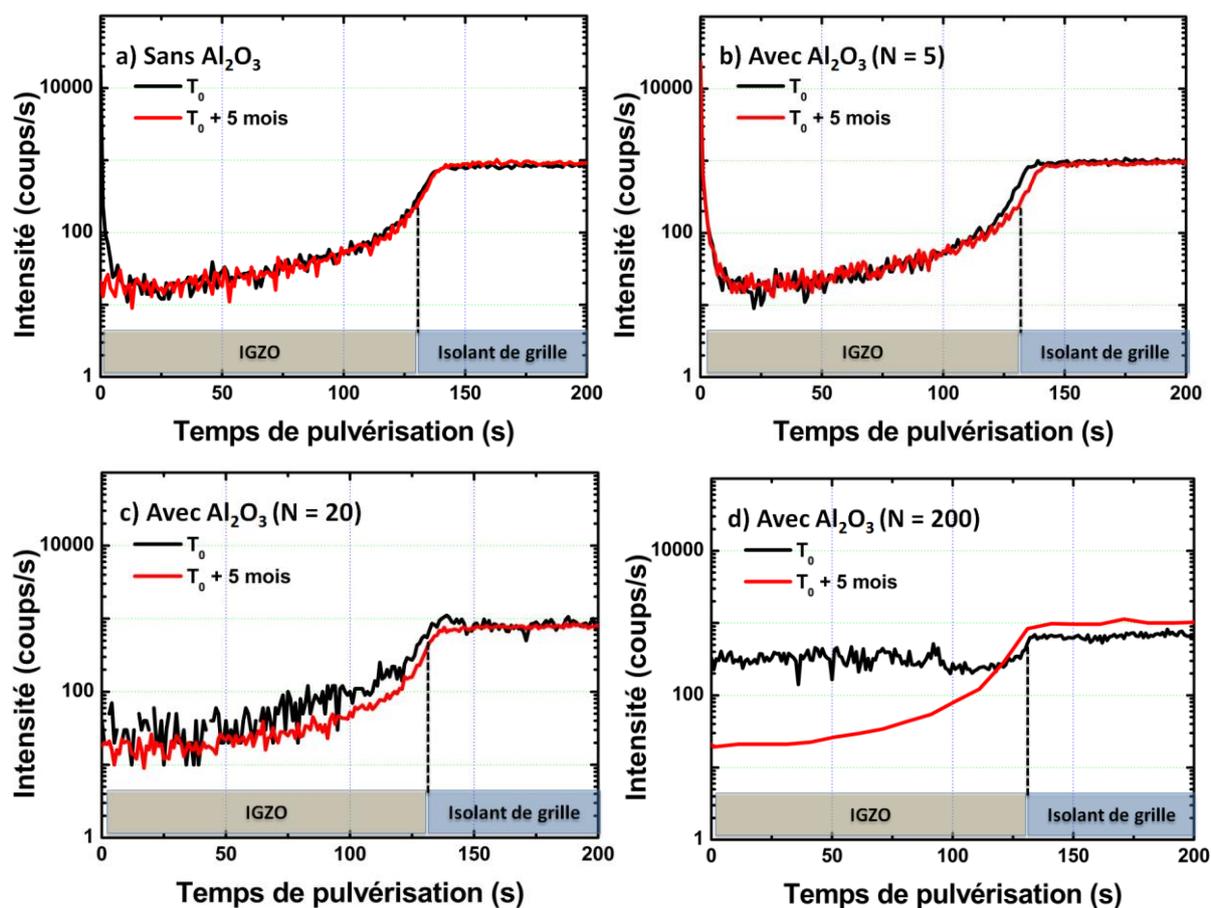


Figure 4-14 : Spectres SIMS d'hydrogène pour les TFTs non-passivé, et passivés par  $\text{Al}_2\text{O}_3$  déposé avec différents nombres de cycles de précurseurs, à  $T_0$  et à  $T_0 + 5$  mois : a) Sans  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ; b) Avec  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ( $N = 5$ ) ; c) Avec  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ( $N = 20$ ) ; d) Avec  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ( $N = 200$ )

Dans le cas du TFT non-passivé ou passivé à  $N = 5$ , les spectres d'hydrogène sont quasiment identiques à  $T_0$  et à  $T_0 + 5$  mois. Le TFT passivé à  $N = 20$  présente une légère diminution de quantité d'hydrogène cinq mois après sa passivation. Quant au TFT passivé avec  $N = 200$ , la quantité d'hydrogène diminue de façon très significative en fonction du temps (de  $T_0$  à  $T_0 + 5$  mois).

En ce qui concerne les liaisons M-O, la Figure 4-15 représente leurs spectres SIMS obtenus cinq mois après la passivation.

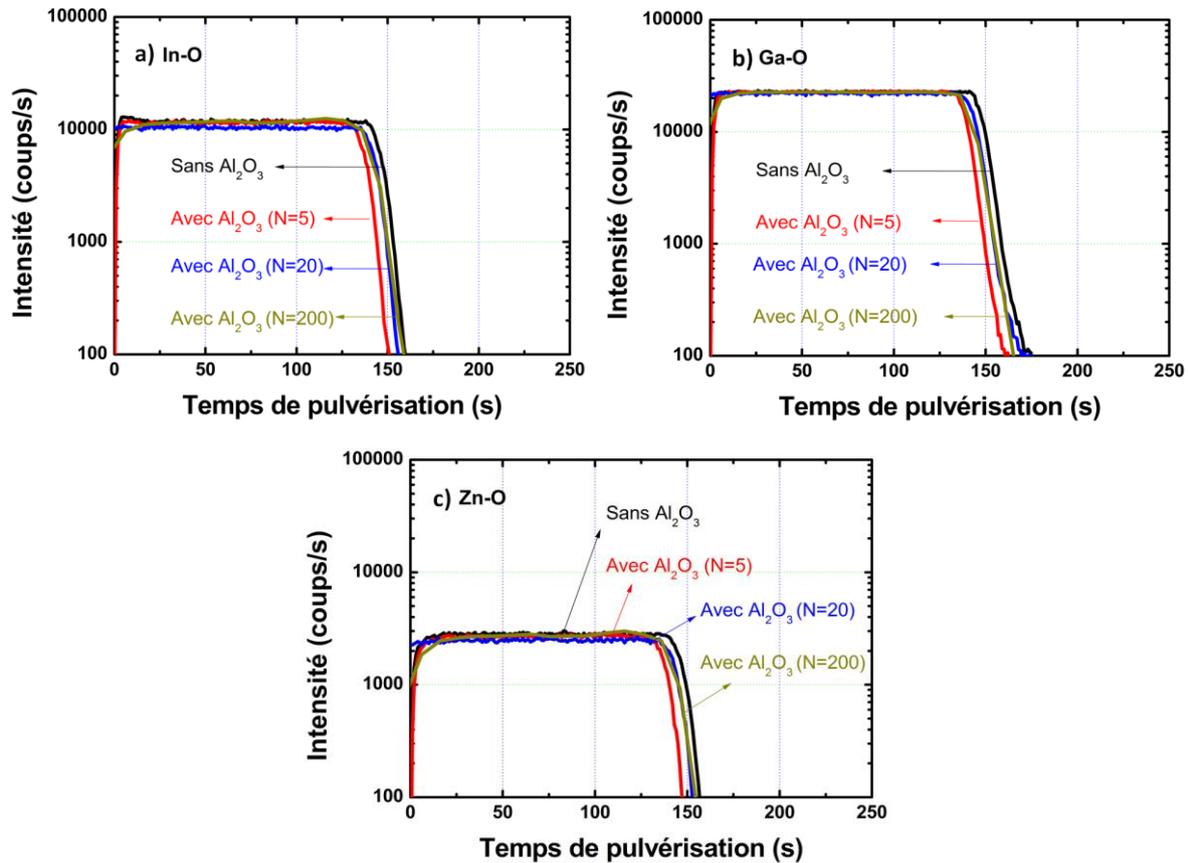


Figure 4-15 : Spectres SIMS des liaisons entre les atomes des métaux et les atomes d'oxygène pour les TFTs non-passivé, et passivés par  $\text{Al}_2\text{O}_3$  déposé avec différents nombres de cycles de précurseurs à  $T_0$  + quelques semaines : a) In-O ; b) Ga-O ; c) Zn-O

Les TFTs, quelle que soit le type de passivation, présentent les mêmes spectres M-O. En comparant avec les spectres obtenus à  $T_0$ , ce résultat indique une augmentation du nombre des liaisons M-O dans les TFTs passivés à 20 ou à 200 cycles ALD cinq mois après leur passivation. Autrement dit, les liaisons M-O tendent à se régénérer après quelque temps. Nous proposons une hypothèse selon laquelle l'exodiffusion de l'hydrogène (depuis la couche active) à l'extérieur est lié à cet effet. En effet, la perte d'hydrogène dans la couche active conduit probablement à la diminution de la quantité des groupes  $-\text{OH}$ . L'oxygène, étant alors libre, est susceptible de se relier avec les métaux. Cette liaison provoquera une augmentation de la concentration des M-O. Ce processus, que nous pouvons appeler réarrangement atomique de la structure du matériau, se produit progressivement au cours du temps après la passivation. Lors de ce réarrangement, les atomes d'oxygène se lient avec les atomes de métaux pour remplir des sites des lacunes d'oxygène. Ainsi, le nombre de lacunes d'oxygène, correspondant à

$N_e$ , diminue. En conséquence, la tension de seuil a tendance à augmenter au cours du temps après la passivation, comme nous avons pu l'observer précédemment.

Afin de vérifier l'hypothèse ci-dessus, nous avons analysé par XPS deux échantillons : l'un est sans  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , l'autre est passivé par une couche d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  d'une épaisseur de 20 nm (correspondant à 235 cycles de TMA et d' $\text{H}_2\text{O}$ ). Ces deux échantillons sont stockés à l'air pendant un temps après la passivation. La Figure 4-16 présente les spectres O1s obtenus par cette analyse.

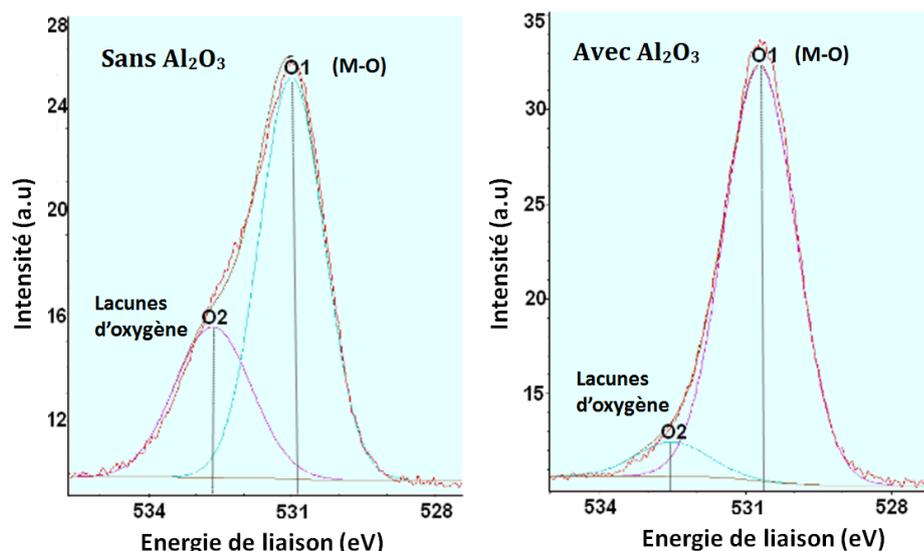


Figure 4-16 : Spectres O1s de l'IGZO non-passivé et passivé par  $\text{Al}_2\text{O}_3$  de 20 nm à  $T_0$  + quelques temps

Comme nous l'avons présenté dans le chapitre 3, le pic O2 est lié à la présence de lacunes d'oxygène dans l'IGZO, tandis que le pic O1 correspond au nombre d'atomes d'oxygène liés à des atomes métalliques. Les rapports entre la concentration des lacunes d'oxygène, celle des atomes d'oxygène liés avec des atomes de métaux et celle des atomes d'oxygène totaux dans la couche (notés  $\text{Lacunes}/\text{O}_{\text{total}}$  et  $\text{M-O}/\text{O}_{\text{total}}$ , respectivement) sont montrées dans le Tableau 4-3.

Tableau 4-3 : Rapports entre le nombre des lacunes d'oxygène, des atomes d'oxygène liés avec des atomes métalliques et des atomes d'oxygène totaux dans la couche d'IGZO, sans et avec  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , à  $T_0$  + exposition à l'air

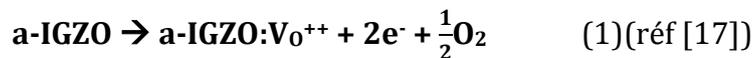
	Sans $\text{Al}_2\text{O}_3$	Avec $\text{Al}_2\text{O}_3$
Lacunes/ $\text{O}_{\text{total}}$ (%)	69	7.6
M-O/ $\text{O}_{\text{total}}$ (%)	31	92.4

Visiblement, le nombre de lacunes d'oxygène diminue significativement avec la présence d'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Au contraire, la quantité d'oxygène dans les liaisons M-O augmente dans ce cas. Cette observation conforte l'hypothèse précédemment proposée. En plus, elle explique la variation des caractéristiques électriques des TFTs passivés au cours du temps. L'augmentation de V<sub>T</sub> après stockage à l'air pourrait être expliquée par la diminution de la quantité des lacunes d'oxygène et/ou des atomes d'hydrogène, qui ont exodiffusé hors du canal. Cette diminution, comme nous l'avons discutée précédemment, provoque une diminution de la concentration des porteurs de charge. Par conséquent, la tension de seuil des TFTs passivés a tendance à se décaler dans le sens positif au cours du temps après la passivation, comme nous pouvons l'observer précédemment.

**(c) Résumé des mécanismes mis en jeu dans l'IGZO**

Nous pouvons résumer ici l'ensemble des mécanismes mis en jeu lors de la passivation puis du stockage à l'air. Ils sont décrits comme suit :

1. Le matériau, avant passivation, est composé à la fois de liaisons entre les atomes des métaux et les atomes d'oxygène (M-O), et de lacunes d'oxygène (V<sub>0</sub><sup>++</sup>) (déficiency d'oxygène).



Plus la déficiency d'oxygène est importante, plus le nombre de lacunes d'oxygène et d'électrons libres augmente. Comme nous l'avons présenté dans le chapitre 3, plus le nombre de lacunes d'oxygène augmente, plus la conductivité de la couche d'IGZO augmente.

2. Lors de la passivation, l'hydrogène est amené dans la couche d'IGZO. Cet hydrogène, dès sa diffusion (à T<sub>0</sub>), se comporte de deux manières différentes :
  - soit il se lie avec l'oxygène présent dans la couche de manière substitutionnel (hydrogène substitutionnel) :



Les atomes d'oxygène liés avec l'hydrogène sont ceux issus de la rupture des liaisons M-O.

- soit il se positionne de manière interstitielle (hydrogène interstitiel) dans le matériau sans faire de liaison avec les autres éléments.

Dans le cas de l'hydrogène substitutionnel, la formation des groupes hydroxyles -OH conduit à une diminution de la quantité des liaisons atomiques M-O, conduisant à une augmentation du nombre des lacunes d'oxygène. En ce qui concerne l'hydrogène interstitiel, un atome hydrogène délivre un électron libre qui peut participer à la conduction du canal. Au final, la concentration des porteurs de charge augmente, le canal devient alors plus conducteur en comparaison avec celui non-passivé.  $V_T$  devient plus faible pour les TFTs passivés.

3. Lors du stockage à l'air après la passivation, l'hydrogène tend à diffuser depuis la couche d'IGZO vers l'extérieur. Cette exodiffusion provoque un réarrangement atomique dans la structure de l'IGZO : une diminution de la quantité des groupes hydroxyles qui se traduit par une augmentation de la quantité des liaisons M-O. En conséquence, la concentration des lacunes d'oxygène diminue. Aussi, l'hydrogène interstitiel est susceptible de s'échapper de la couche active. La combinaison de ces deux effets diminue  $N_e$ . Les caractéristiques de transfert ont donc tendance à revenir à leur position initiale ( $V_T$  augmente). Il apparaît que l'évaporation d'hydrogène est d'autant plus difficile que la couche d' $Al_2O_3$  est épaisse. De ce fait, le décalage de  $V_T$  au cours du temps est plus lent pour les TFTs passivés avec des nombres de cycles ALD plus élevés. C'est avec la passivation la plus épaisse que le décalage dans le temps est le plus faible, mais c'est aussi pour ces fortes épaisseurs que la dégradation initiale était de loin la plus marquée.

### **4.2.3 Solutions d'amélioration des performances électriques des TFTs passivés par $Al_2O_3$**

Afin d'empêcher la dégradation de  $V_T$  lors de la passivation, il paraît nécessaire de diminuer l'apport d'hydrogène diffusant dans le canal. Pour cela, les procédés de passivation qui ne génèrent pas beaucoup d'hydrogène seront recommandés [3]. Dans les paragraphes suivants, nous présentons trois méthodes pour passiver les TFTs sans les dégrader. La première est le dépôt ALD à haute température, précisément à 250°C. La deuxième est le changement du précurseur : l'eau étant remplacée par l'oxygène. Il

s'agit dans ce cas d'un procédé PEALD (Plasma Enhanced Atomic Layer Deposition). La troisième consiste à ajouter une couche de tampon entre  $\text{Al}_2\text{O}_3$  et IGZO.

**(a) Augmentation de la température de dépôt ALD**

Cette proposition se base sur la dépendance de la diffusion d'hydrogène en fonction de la température : Plus la température augmente, plus l'hydrogène désorbe du matériau. Par conséquent, en augmentant la température de l'ALD, de  $85^\circ\text{C}$  à  $250^\circ\text{C}$ , nous pensons que la génération d'hydrogène peut être éliminée. Pour ce faire, nous avons réalisé deux dépôts à  $250^\circ\text{C}$  en faisant varier le nombre de cycles de TMA et d' $\text{H}_2\text{O}$  : l'un est à 20 cycles, l'autre est à 200 cycles. La Figure 4-17 présente ce que nous avons obtenu.

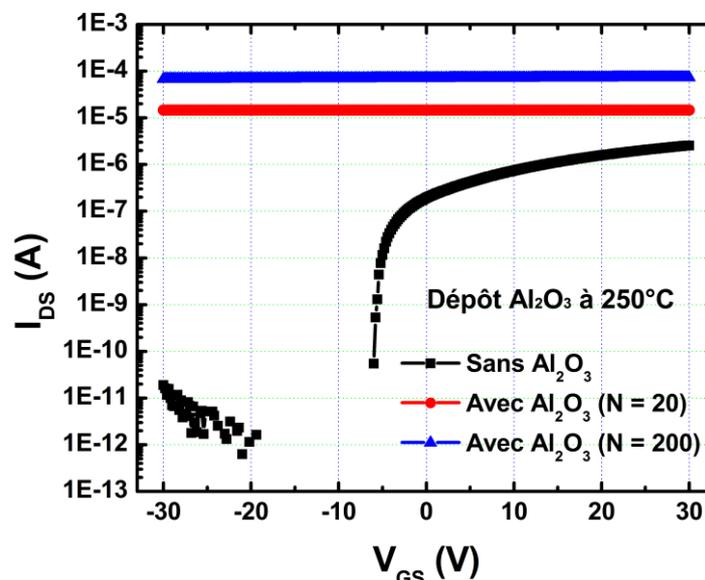


Figure 4-17 : Caractéristiques de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  des TFTs L50W200, avec et sans  $\text{Al}_2\text{O}_3$  déposé avec différents nombres de cycles de précurseurs et à  $250^\circ\text{C}$

Le comportement du canal comme une couche conductrice a été relevé dans les deux cas, même avec un dépôt de 20 cycles ALD. Il apparaît que la dégradation des TFTs, dans ce cas est bien plus importante que celle à  $85^\circ\text{C}$ , ce qui est l'inverse de ce à quoi on s'attendait. Il est important de noter que l'hydrogène peut diffuser dans les deux sens : soit vers la surface du canal arrière, soit vers la surface du canal avant (c'est-à-dire l'interface entre la couche active et l'isolant de grille). De plus, l'hydrogène est toujours présent, en grande quantité, dans la couche de passivation après le dépôt. Lors de l'augmentation de la température du dépôt ALD, l'hydrogène pourra diffuser vers le

canal depuis cette passivation, et non dans le sens opposé. Cette hypothèse semble être en bon accord avec les caractéristiques électriques des TFTs passivés avec  $\text{Al}_2\text{O}_3$  à  $250^\circ\text{C}$ .

### **(b) Changement de précurseur d' $\text{H}_2\text{O}$ à $\text{O}_2$**

La deuxième proposition d'amélioration concerne le changement de précurseur. En vue de limiter le plus possible la quantité d'hydrogène, nous proposons d'utiliser l'oxygène à la place de l'eau. Pour ce faire, les TFTs ont été passivés par  $\text{Al}_2\text{O}_3$  déposée à partir de TMA et d'oxygène. Il s'agit d'un dépôt par PEALD. Notons que l'effet de bombardement des ions à la surface du canal arrière, en théorie, sera négligeable dans ce cas puisque le plasma d' $\text{O}_2$  est créé dans une chambre déportée de la chambre de dépôt ALD. Deux dépôts ont été réalisés : l'un avec 20 cycles, et l'autre avec 100 cycles de TMA et d'oxygène. Les résultats obtenus sont présentés sur la Figure 4-18.

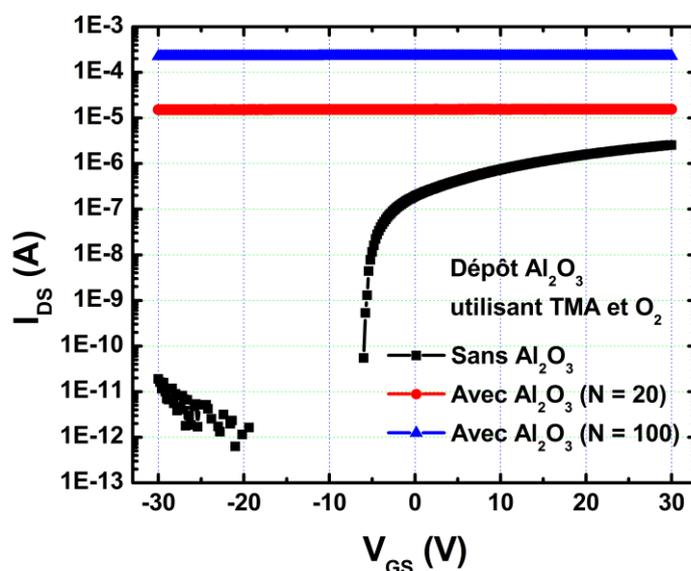


Figure 4-18 : Caractéristiques de transfert  $I_{\text{DS}}-V_{\text{GS}}$  des TFTs L50W200, avec et sans  $\text{Al}_2\text{O}_3$  déposé par PEALD avec différents nombres de cycles de précurseurs

Le comportement du canal comme une couche conductrice a encore été observé. Ceci indique que l'utilisation de l'oxygène n'apporte pas de solution dans ce cas. Notons que le dépôt dans ce cas a été réalisé à  $250^\circ\text{C}$ . L'effet de la température doit alors être pris en compte. Par ailleurs, tout comme l'eau, le TMA est aussi un précurseur contenant une grande quantité d'hydrogène. Toutefois, en comparaison avec les dépôts ALD à  $85^\circ\text{C}$ , il nous semble que l'effet de la température est plus important que celui des précurseurs. Il serait intéressant de faire ces essais mais à température plus basse, par exemple à  $85^\circ\text{C}$ .

**(c) Dépôt d'une couche tampon avant de passiver par ALD**

Nous proposons l'ajout d'une couche tampon, déposée avant le dépôt de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ , en vue d'empêcher la diffusion d'hydrogène vers l'IGZO depuis la passivation. Pour cette étude, deux couches tampons ont été prises en considération : l'une est  $\text{AlQ}_3$  (Tris(8-hydroxyquinoléine)Aluminum), une couche organique utilisée fréquemment comme couche de transport d'électron pour les composants OLEDs, l'autre est le dioxyde de silicium. La couche d' $\text{AlQ}_3$  a été déposée par évaporation. Les couches ont toutes deux une épaisseur de 50 nm. Après le dépôt de la couche tampon, une couche d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  d'une épaisseur d'environ 13 nm (correspondant à 150 cycles TMA et  $\text{H}_2\text{O}$ ) a ensuite été formée. La Figure 4-19 présente les caractéristiques des TFTs non-passivé, et passivés par  $\text{Al}_2\text{O}_3$  utilisant la couche tampon d' $\text{AlQ}_3$  ou de  $\text{SiO}_2$ .

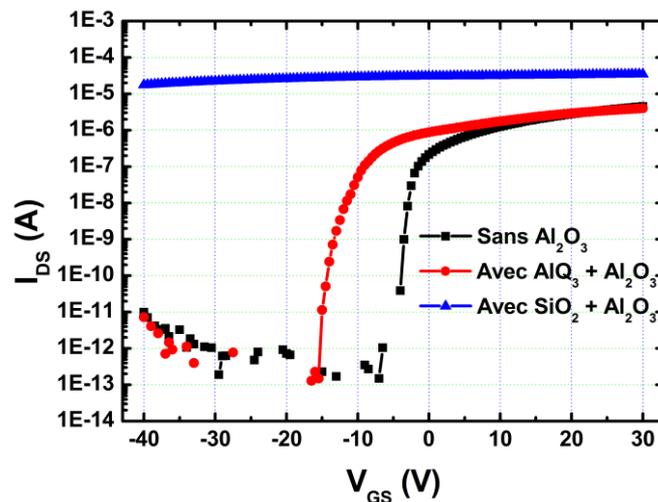


Figure 4-19 : Caractéristiques de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  des TFTs L50W200 non-passivé ou passivés par  $\text{Al}_2\text{O}_3$  avec la présence de la couche tampon d' $\text{AlQ}_3$  ou de  $\text{SiO}_2$

Le comportement d'une couche conductrice a été obtenu dans le cas du  $\text{SiO}_2$  suivi de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Avec le dépôt de l' $\text{AlQ}_3$ , il est important de noter que nous avons à nouveau un comportement avec effet de champ, bien que la tension de seuil soit décalée de 8 V dans le sens négatif. Le TFT passivé par  $\text{Al}_2\text{O}_3$  est dégradé malgré les couches tampons.

Détaillons à présent l'influence de la couche tampon d' $\text{AlQ}_3$  en comparant les caractéristiques des TFTs passivés par  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , et avec ou sans l' $\text{AlQ}_3$ . Ceci est présenté dans la Figure 4-20.

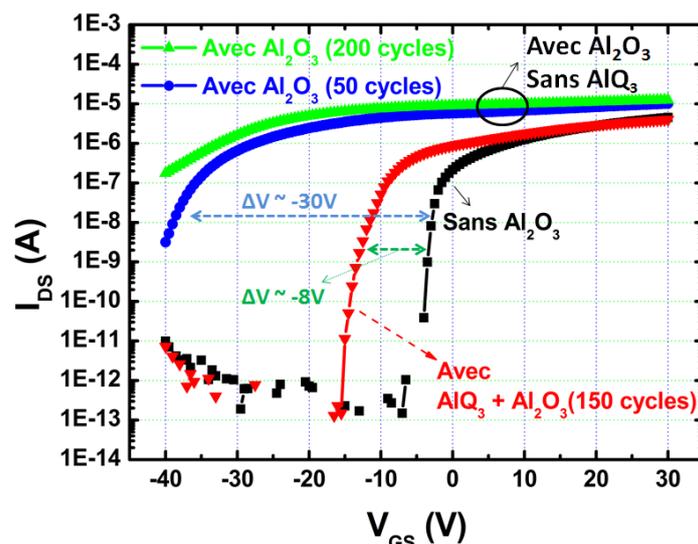


Figure 4-20 : Caractéristiques de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  des TFTs L50W200 non-passivé ou passivés par  $Al_2O_3$  avec la présence de la couche tampon d' $AlQ_3$

Comme nous pouvons le voir ci-dessus, les TFTs passivés par  $Al_2O_3$  à 50 ou à 200 cycles de TMA et d' $H_2O$ , sans aucune couche tampon, présentent des tensions de seuil inférieures à  $-40$  V. On peut estimer qu'un TFT, passivé directement par 150 cycles ALD devrait avoir une  $V_T$  alentour de  $-40$  V. Ceci correspond donc à une dégradation d'environ  $-30$  V entre ce TFT et celui non passivé. En revanche, la présence d'une couche d' $AlQ_3$  a permis de limiter cette dégradation à environ 8 V entre le TFT non passivé, et celui passivé par bicouche  $AlQ_3$  et  $Al_2O_3$ . L'influence de la couche d' $AlQ_3$  a été mise en évidence : elle diminue significativement la dégradation causée par le dépôt de l' $Al_2O_3$ . Cette dégradation est probablement liée à la diffusion d'hydrogène, vers le canal, qui est limitée voire éliminée par la présence d'une couche tampon.

Malgré sa protection sur le canal, la couche d' $AlQ_3$  d'une épaisseur de 50 nm s'accompagne néanmoins d'une dégradation des TFTs passivés. L'augmentation de l'épaisseur de cette couche permet probablement de résoudre ce problème. Supposons que plus l' $AlQ_3$  est épais, plus le canal est protégé puisqu'il y a moins d'hydrogène qui diffuse dans le canal. Nous avons donc fait varier ce paramètre en faisant deux dépôts différents : l'un avec l' $AlQ_3$  d'une épaisseur de 50 nm, l'autre avec l' $AlQ_3$  d'une épaisseur de 100 nm. Notons qu'un dépôt d' $Al_2O_3$  d'une épaisseur de 13 nm a été réalisé après le dépôt d' $AlQ_3$ . Les résultats obtenus sont montrés sur la Figure 4-21.

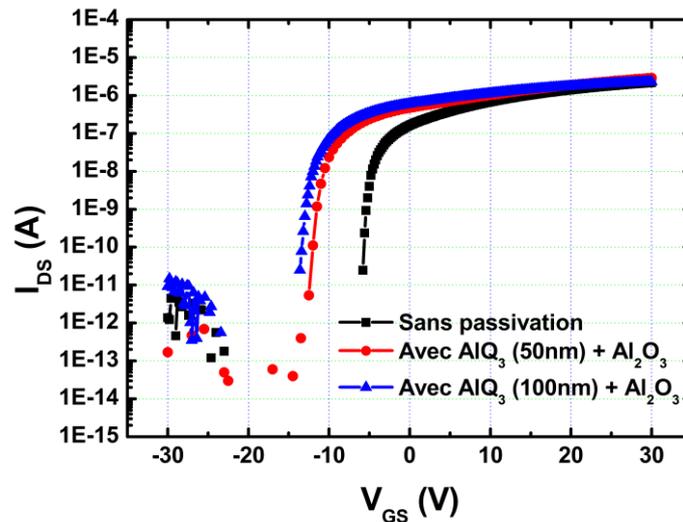


Figure 4-21 : Caractéristiques de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  des TFTs L100W200 non-passivé ou passivés par  $Al_2O_3$  avec la présence de la couche tampon d' $AlQ_3$ , de 50 nm ou 100 nm

Nous ne constatons pas d'amélioration, et au contraire dégradation. L'augmentation de l'épaisseur d' $AlQ_3$  n'amène donc pas l'effet escompté.

La dernière solution que nous avons évaluée est un dépôt d'une bicouche d' $AlQ_3$  et de  $SiO_2$  avant de passiver par  $Al_2O_3$ . Nous pensons que cette couche de  $SiO_2$ , déposée après le dépôt de l' $AlQ_3$ , peut protéger le canal arrière, de manière plus marquée que dans le cas de l'absence de  $SiO_2$ . Pour ce faire, les deux dépôts ont été faits en faisant varier l'épaisseur de la couche de  $SiO_2$ . Cette dernière prend les valeurs de 10 et de 25 nm, tandis que celle de la couche d' $AlQ_3$  et d' $Al_2O_3$  est fixée à 100 nm, et 13 nm, respectivement. Les résultats sont montrés sur la Figure 4-22.

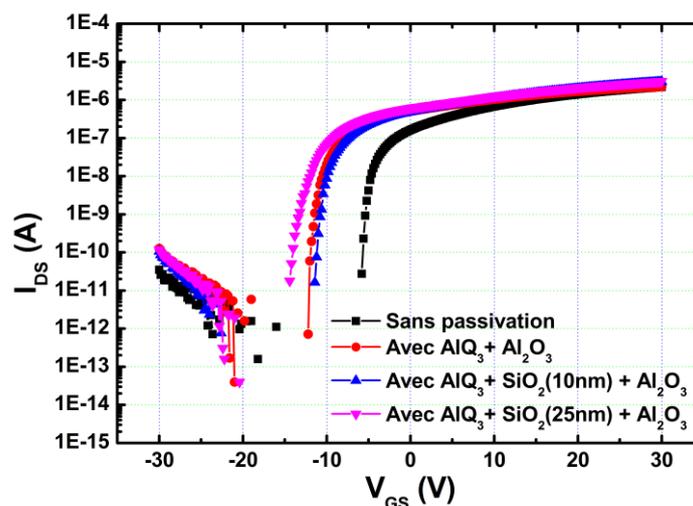


Figure 4-22 : Caractéristiques de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  des TFTs L100W20 non-passivé ou passivés par  $Al_2O_3$  avec la présence de la bicouche tampon d' $AlQ_3$  et de  $SiO_2$

La dégradation de  $V_T$  est toujours observée pour les TFTs passivés, quelle que soit le dépôt de la couche tampon. Les caractéristiques de transfert de deux TFTs passivés par  $AlQ_3$  et  $Al_2O_3$ , avec et sans  $SiO_2$  de 10 nm ne présentent pas de différence. Par contre, quand l'épaisseur de  $SiO_2$  passe à 25 nm, le décalage se produit, ceci pouvant indiquer un début de passage d'hydrogène. Ce résultat tend à confirmer une certaine efficacité de la couche d' $AlQ_3$ , bien que limitée.

#### **4.2.4 Bilan sur la passivation par $Al_2O_3$**

Dans les paragraphes précédents, nous avons présenté les résultats obtenus avec les TFTs passivés par une couche d' $Al_2O_3$ , laquelle a été déposée par ALD. Nous avons constaté que plus l'épaisseur de celle-ci augmente, plus la dégradation de la tension de seuil du TFT est importante. A l'aide de l'analyse de ToF-SIMS et de XPS, l'hydrogène, généré lors du procédé ALD, a été identifiée comme étant une des origines principales de ce phénomène. Les propositions d'amélioration ont été mises en œuvre. Parmi celles-ci : l'augmentation de la température du dépôt de la passivation, l'utilisation de l'oxygène au lieu de l'eau comme précurseur, l'utilisation d'une couche tampon d' $AlQ_3$  ou de  $SiO_2$ . Seule l'utilisation de couche tampon d' $AlQ_3$  a montré une certaine efficacité. Malgré tout, les TFTs passivés par  $Al_2O_3$  présentent toujours les tensions de seuil dégradées.

### **4.3 Passivation par $SiO_2$**

#### **4.3.1 Paramètres de dépôt $SiO_2$ par PECVD**

Pour la passivation, nous utilisons le même équipement de dépôt PECVD que celui utilisé pour faire l'isolant de grille. La couche de  $SiO_2$  a été déposée à partir d'un mélange de silane ( $SiH_4$ ) et de  $N_2O$ , comme c'est le cas généralement dans l'industrie de TFT. D'après notre recherche dans la littérature, les paramètres de dépôt PECVD qui peuvent impacter les propriétés électriques des TFTs en a-IGZO sont : le rapport de débit entre deux gaz utilisés ( $SiH_4$  et  $N_2O$ ) [18,19], la température du dépôt [20,21]. Nous avons, dans ce travail de thèse, fait varier ces paramètres en vue d'établir les conditions optimales du dépôt de  $SiO_2$ . Dans les paragraphes suivants, nous présentons les caractéristiques électriques des TFTs passivés par  $SiO_2$  selon différentes conditions de dépôt.

### 4.3.2 Caractéristiques électriques des TFTs passivés par SiO<sub>2</sub>

Dans un premier temps, nous avons passivé les TFTs par SiO<sub>2</sub> avec une épaisseur de 100 nm. Les paramètres du dépôt de cette couche sont répertoriés dans le Tableau 4-4. Ces premières conditions de passivation sont celles utilisées pour le dépôt d'oxyde de grille.

Tableau 4-4 : Paramètres du dépôt de la couche de SiO<sub>2</sub>

Paramètre du dépôt de la couche SiO <sub>2</sub>	Valeur
La température (°C)	150
La puissance de plasma (W)	150
La pression de travail (Torr)	2.5
Le débit de silane (sccm)	250
Le débit de N <sub>2</sub> O (sccm)	2500

#### (a) Juste après la passivation (à T<sub>0</sub>)

La Figure 4-23 présente la caractéristique de transfert mesurée juste après la passivation (à T<sub>0</sub>) d'un TFT L50W200 passivé par une couche de SiO<sub>2</sub> d'une épaisseur de 100nm.

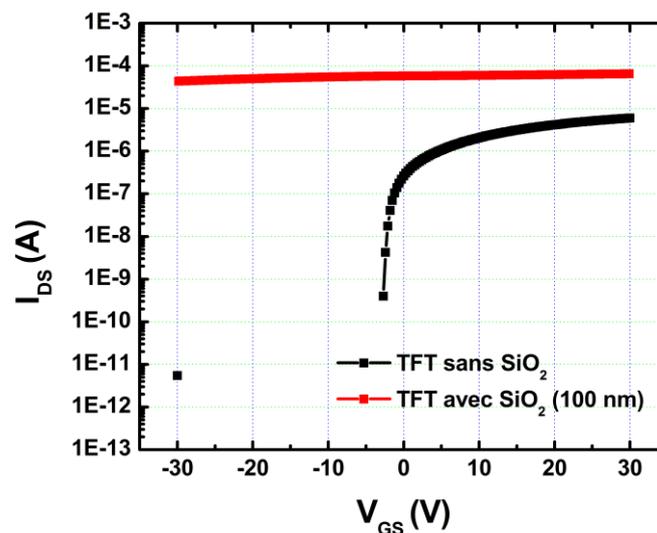


Figure 4-23 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  d'un TFT L50W200 avec et sans SiO<sub>2</sub> de 100 nm

Le comportement du canal en une couche conductrice plutôt que semiconductrice est observé. Le TFT passivé par SiO<sub>2</sub> dans ces conditions est

complètement dégradé. Ce résultat est similaire à celui de Park *et al.*[22]. Ceci est probablement lié aux hypothèses suivantes :

- Le rapport entre  $\text{SiH}_4$  et  $\text{N}_2\text{O}$  est trop élevé [18,19,22] : Notons que l'hydrogène est toujours présent lors du dépôt par PECVD en raison de la dissociation de  $\text{SiH}_4$ . Plus la concentration de  $\text{SiH}_4$  est élevée, plus la génération d'hydrogène est importante. Cette dernière, comme nous l'avons constaté dans le cas de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , engendre la dégradation de la tension de seuil du TFT.
- La puissance du plasma (150 W) est trop élevée : Il est à noter qu'il existe toujours, avec le procédé PECVD, un bombardement des ions à la surface du matériau. Ce bombardement est plus important quand la puissance du plasma augmente. Dans notre étude, une puissance de 150 W est probablement trop forte, ceci causant des dommages à la surface du canal arrière IGZO [23,24]. Ces dommages proviennent, selon notre hypothèse, d'une rupture des liaisons métalliques par l'oxygène. Ce dernier génère alors plus de lacunes d'oxygènes, et par conséquent, augmente la concentration des porteurs de charge dans le matériau [23]. Le canal se comporte alors comme une couche conductrice.
- Effet de la température du dépôt : Il est possible qu'une température de  $150^\circ\text{C}$  ne soit pas suffisante pour pouvoir faire exodiffuser l'hydrogène généré lors du dépôt vers l'extérieur.

Différents dépôts de  $\text{SiO}_2$  ont alors été réalisés en vue d'évaluer les hypothèses précédentes. Ainsi nous avons dans un premier temps fait varier le rapport entre  $\text{SiH}_4$  et  $\text{N}_2\text{O}$ . Dans un second temps, la puissance de plasma et la température du dépôt seront à leur tour modifiées.

#### **Etude de l'influence du débit de silane :**

Pour cette étude, nous avons fait varier le débit de silane de 10 à 250 sccm, avec les valeurs de 10, 25, 125, 250 sccm. Notons ici que le débit de  $\text{N}_2\text{O}$  et des autres paramètres du dépôt gardent les mêmes valeurs telles qu'indiquées dans le Tableau 4-4. L'épaisseur de la couche de  $\text{SiO}_2$  est toujours de 100 nm. La Figure 4-25 présente les caractéristiques des TFTs passivés dans ces conditions.

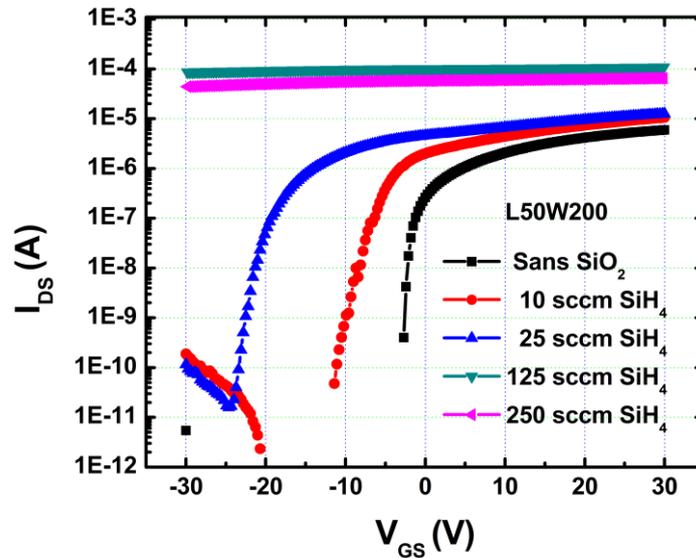


Figure 4-24 : Caractéristiques de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  des TFTs L50W200 non-passivé ou passivés par  $\text{SiO}_2$  déposé avec différents débits de silane [2].

On constate une dégradation progressive des TFTs en fonction de débit de Silane. Le TFT L50W200 non passivé, celui passivé par  $\text{SiO}_2$  à 10 sccm de  $\text{SiH}_4$  et celui passivé par 25 sccm de  $\text{SiH}_4$  ont une tension de seuil  $V_T$  de  $-2.5$  V,  $-9$  V et  $-20$  V, respectivement. Par ailleurs, ceux passivés à 125 ou 250 sccm de  $\text{SiH}_4$  se comportent comme des couches conductrices [2].

**Influence de la dimension des TFTs :**

La Figure 4-25 présente les caractéristiques de deux TFTs de même largeur de canal ( $W = 200 \mu\text{m}$ ), et de longueur variant de 2 à 50  $\mu\text{m}$ , passivés par  $\text{SiO}_2$  avec différents débit de silane.

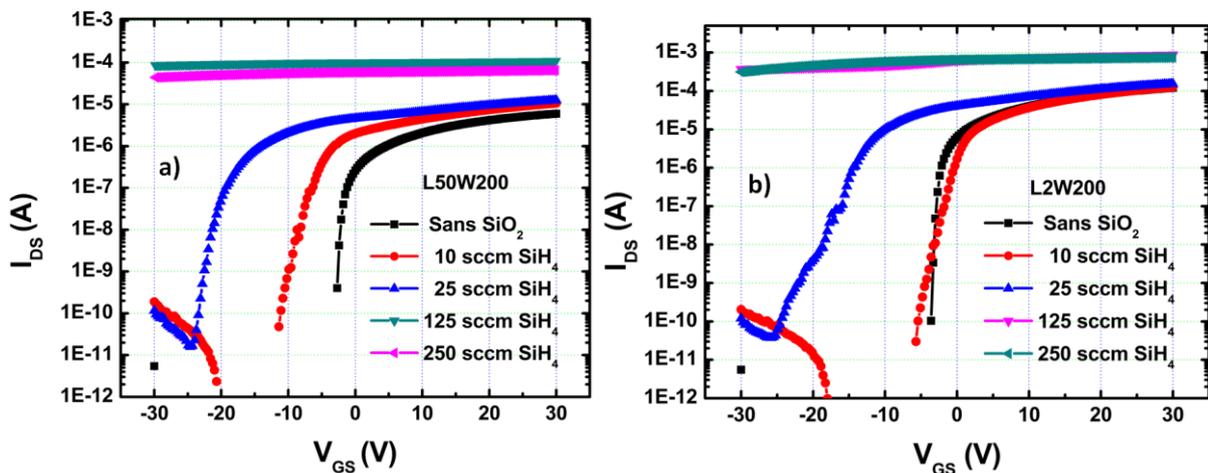


Figure 4-25 : Caractéristiques de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  des TFTs non-passivé ou passivés par  $\text{SiO}_2$  déposé avec différents débits de silane : a) TFT L50W200 ; b) TFT L2W200

Dans les deux cas, nous observons un décalage de la tension de seuil quand le débit de silane augmente. Cependant, cette variation semble un peu moins marquée dans le cas du canal plus court ( $L = 2 \mu\text{m}$ ), notamment pour les faibles débits. Nous avons par conséquent évalué de façon plus étendue l'influence des dimensions du transistor. Les tensions de seuil des TFT de différentes dimensions ont été extraites.

La Figure 4-26 illustre l'évolution de la tension de seuil de ces TFT en fonction du débit de silane puis selon les dimensions.

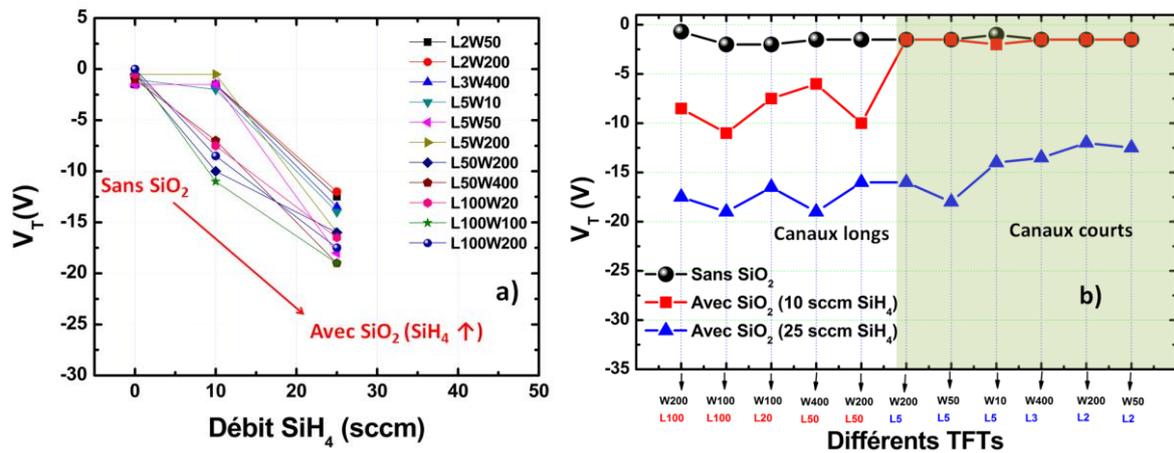


Figure 4-26 : Tension de seuil des TFTs passivés en fonction du débit de silane (a : gauche) et en fonction des dimensions (b : droite)

La tendance de la dégradation en fonction du débit de silane est confirmée quelle que soient les dimensions (Figure 4-26a). Cependant nous constatons dans la Figure 4-26b une influence de la dimension des TFTs sur la variation de  $V_T$ , en l'occurrence de la longueur du canal. Deux types de comportement sont observés : l'un pour les canaux courts (zone verte), l'autre pour les canaux longs. Pour les TFTs dont la longueur du canal est petite (entre 2 et 5  $\mu\text{m}$ ), la tension de seuil ne change quasiment pas après passivation par  $\text{SiO}_2$  à 10 sccm de  $\text{SiH}_4$ . Dès que l'on passe à 25 sccm de  $\text{SiH}_4$ ,  $V_T$  se dégrade significativement ( $\Delta V$  est entre -16 et -10 V). Pour les TFTs dont la longueur du canal est grande (entre 50 et 100  $\mu\text{m}$ ), la tension de seuil s'est dégradée dès la passivation à 10 sccm de  $\text{SiH}_4$ . Elle continue de se décaler dans le sens négatif lorsque le débit de silane augmente.

Pour expliquer ces comportements, nous avons probablement la combinaison de deux phénomènes :

- Une dégradation du canal par l'exposition au plasma, proportionnelle au débit de silane et à la surface du canal qui est exposée directement au

plasma. Un TFT avec le canal plus long donne une surface (exposée au plasma) plus grande, par conséquent, conduit à des dégradations plus importantes. Cet effet devient moins significatif avec le TFT dont le canal est court.

- Un effet de protection/écranage local de cette dégradation par les électrodes métalliques source et drain, en début et fin de canal. Cette protection est « visible » pour les canaux courts, mais « noyée » donc non-visible pour les canaux plus longs. Cet effet réduit la dégradation pour les canaux courts.

La Figure 4-27 présente la variation de la pente sous le seuil en fonction du débit de silane.

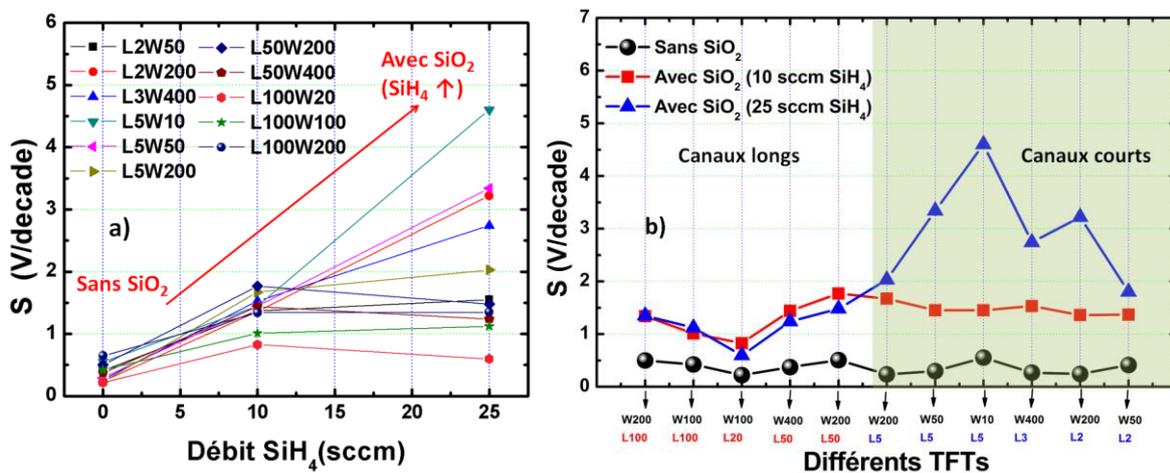


Figure 4-27 : Pente sous le seuil des TFTs passivés en fonction du débit de silane (a : gauche) et en fonction des dimensions (b : droite)

Il apparaît que la pente sous le seuil est dégradée lors de l'augmentation du débit de silane (Figure 4-27a). A 25 sccm de silane, la pente sous le seuil prend les valeurs entre 0.5 et 4 V/décade, ce qui traduit une grande quantité de défauts générés lors de la passivation. Notons que dans le cas de la passivation par  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , aucune dégradation en termes de pente sous le seuil n'avait été observée. Il est connu que le dépôt par PECVD induit un bombardement d'ions à la surface du matériau, ce qui ne se produit pas avec l'ALD. La dégradation de S pour les TFTs passivés par  $\text{SiO}_2$  est probablement liée à ce bombardement. Ce dernier cause certainement des dommages à la surface de la couche active lors du dépôt par plasma, plus remarquablement avec le plasma de haute puissance.

L'effet de la dimension des TFTs passivés est illustré de façon plus systématique sur la Figure 4-27b. Il apparaît que la dimension n'impacte quasiment pas la pente sous le seuil dans le cas du TFT passivé par  $\text{SiO}_2$  à 10 sccm de  $\text{SiH}_4$ . Lorsque l'on passe à 25 sccm de  $\text{SiH}_4$ , une grande dégradation de S pour les TFTs de petit L (zone verte) est mise en évidence (voir aussi la Figure 4-25). Toutefois, cette dégradation n'a pas toujours de la même amplitude. Ce résultat confirme l'hypothèse d'une dégradation par bombardement.

### (b) *Stabilité à l'air des couches passivées*

Les TFTs passivés par  $\text{SiO}_2$  dans les conditions précédentes ont été caractérisés au cours du temps (stockage à l'air). Leur tension de seuil des mesures juste après la passivation (à  $T_0$ ), au quatrième jour depuis la passivation (à  $T_0 + 4$  jours), et après trois semaines de stockage à l'air (à  $T_0 + 3$  semaines) est montrée dans la Figure 4-28.

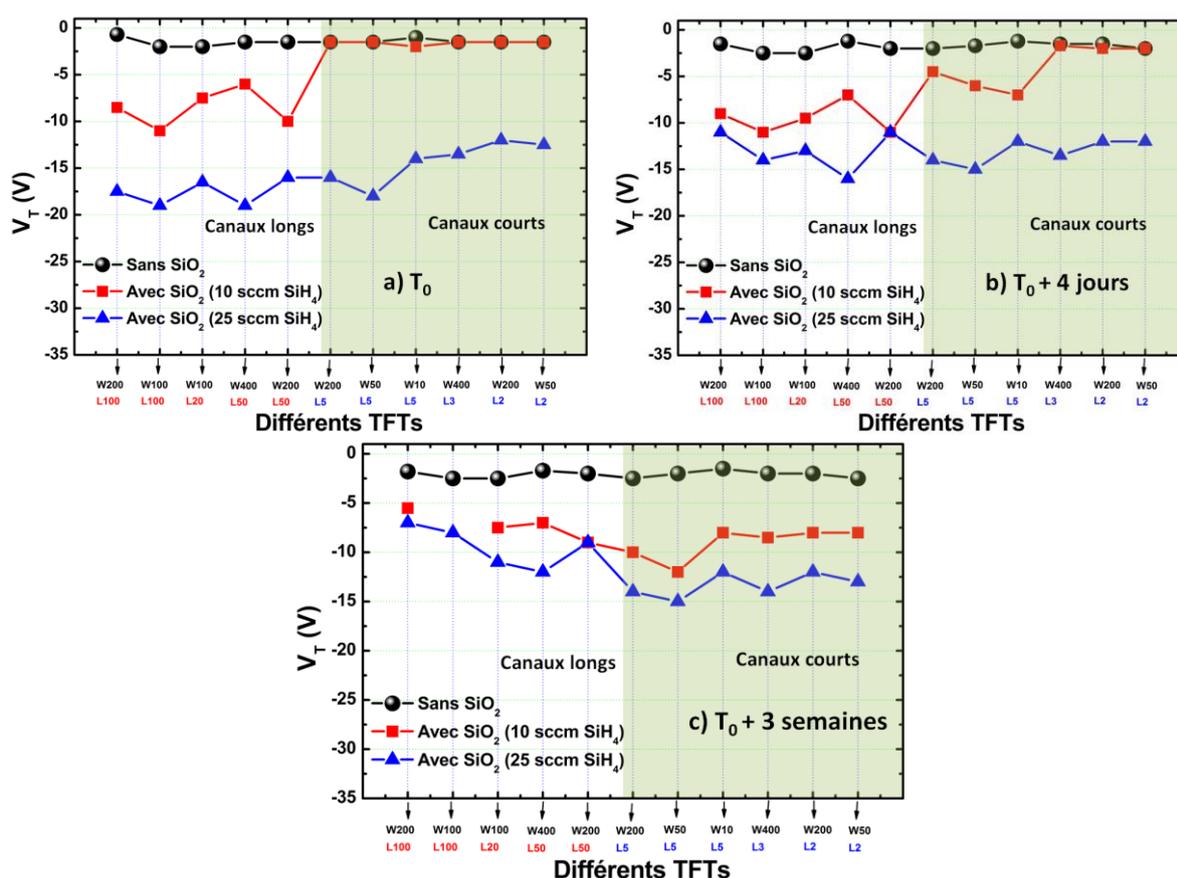


Figure 4-28 : Variation de  $V_T$  au cours du temps des TFTs de tailles variables, non passivés ou passivés par  $\text{SiO}_2$  déposé avec différents débits de silane : a) à  $T_0$  ; b) à  $T_0 + 4$  jours ; c) à  $T_0 + 3$  semaines

Nous observons toujours que le  $V_T$  est d'autant plus faible que le débit de silane est élevé.

Nous nous intéressons maintenant à la variation de  $V_T$  en fonction du temps lorsqu'il est passivé ou non par  $\text{SiO}_2$ . Cette variation est présentée dans la Figure 4-29 à l'aide des mesures à  $T_0$ , à  $T_0 + 4$  jours, et à  $T_0 + 3$  semaines.

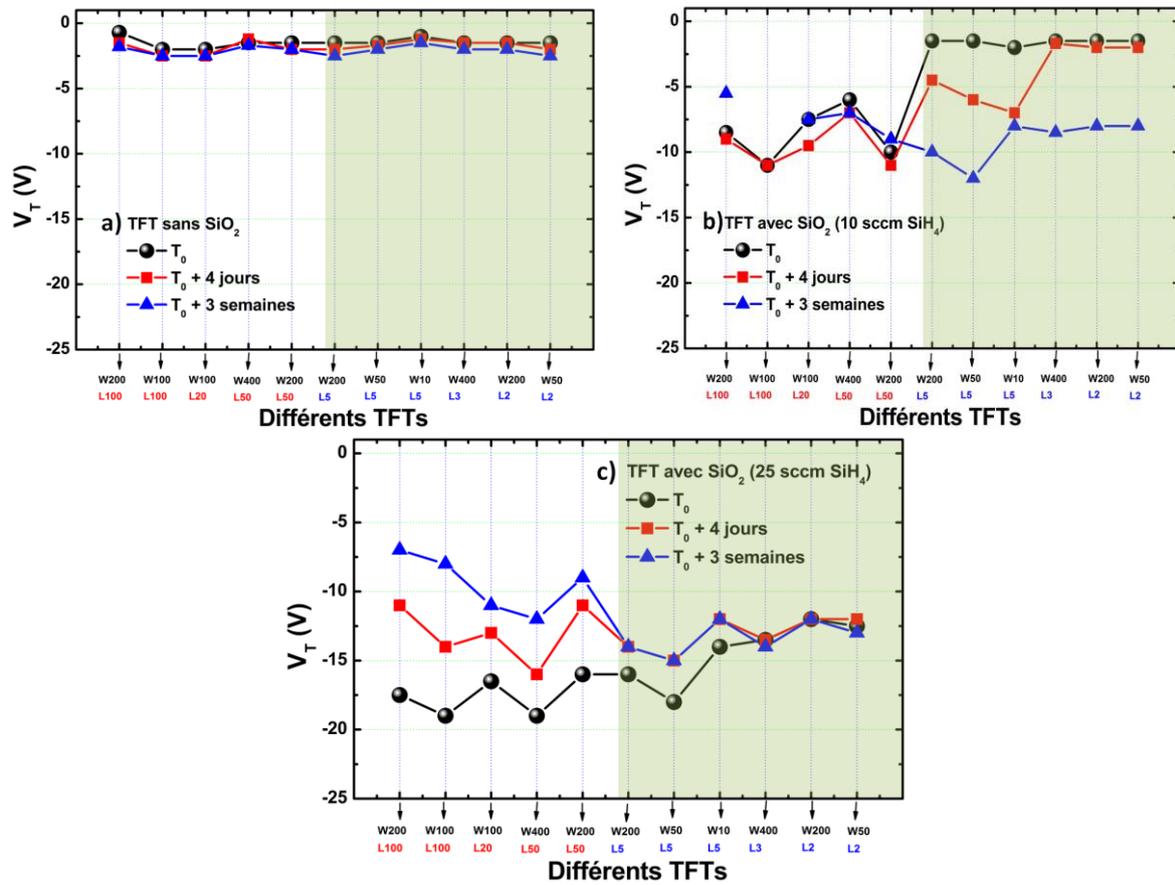


Figure 4-29 : Variation de  $V_T$  au cours du temps des TFTs de tailles variables, non passivés ou passivés par  $\text{SiO}_2$  déposé avec différents débits de silane : a) TFTs non passivés ; b) TFTs passivés à 10 sccm de  $\text{SiH}_4$  ; c) TFTs passivés à 25 sccm de  $\text{SiH}_4$

Les TFTs non-passivés subissent une variation de  $V_T$  modérée par rapport à ceux passivés. Ceux passivés par  $\text{SiO}_2$  à 10 sccm de  $\text{SiH}_4$  montrent deux comportements de  $V_T$  qui sont distingués selon la longueur du canal : pour les canaux courts,  $V_T$  diminue dans le temps, tandis qu'elle est très peu modifiée pour les canaux longs. Précisément, nous observons, dans ces TFTs à canal long, un décalage négatif très modéré de  $V_T$  dès quatre jours après la passivation, puis  $V_T$  semble augmenter lorsque l'on passe à la troisième semaine. Notons toutefois que ce décalage est moins important en amplitude, quelle que soit sa direction, que dans le cas des TFTs de canal court. En ce qui concerne les TFTs passivés par  $\text{SiO}_2$  à 25 sccm de  $\text{SiH}_4$ , une augmentation de  $V_T$  au cours du temps est observée. Cette augmentation reste plus importante pour les TFTs de grand L que de

petit L (les trois derniers TFTs ne subissent quasiment pas de modification de  $V_T$  au cours du temps).

### 4.3.3 Analyse par ToF-SIMS des TFTs passivés par $\text{SiO}_2$

Les TFTs non-passivés, et ceux passivés par  $\text{SiO}_2$  déposé à différents débits de silane ont été analysés par ToF-SIMS. Suite à cette analyse, les spectres d'hydrogène ont été établis. Les résultats obtenus sont montrés sur la Figure 4-30.

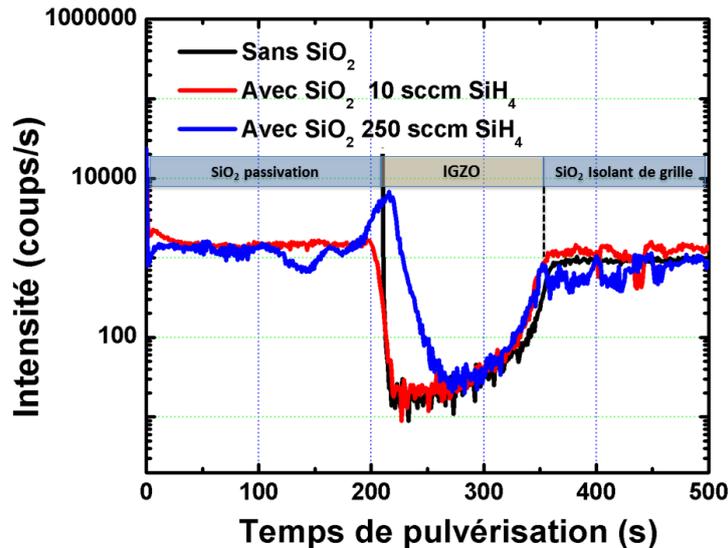


Figure 4-30 : Spectres SIMS de l'hydrogène en fonction de la profondeur pour un TFT  $L=100$ ,  $W=100$  non-passivé, ou passivé par  $\text{SiO}_2$  à 10 sccm ou à 250 sccm de  $\text{SiH}_4$  [2,15]

Trois TFTs ont été analysés : l'un est non-passivé (TFT A), l'autre est passivé par  $\text{SiO}_2$  à 10 sccm de  $\text{SiH}_4$  (TFT B), et le troisième est passivé par  $\text{SiO}_2$  à 250 sccm de  $\text{SiH}_4$  (TFT C). Notons que ces trois TFTs ont été stockés à l'air pendant deux mois après la passivation et avant l'analyse de SIMS. Comme nous le voyons ci-dessus, les profils d'hydrogène sont identiques pour les TFTs A et B. Quant au TFT C, un niveau d'hydrogène plus élevé a été révélé. Cette quantité d'hydrogène se présente à l'interface entre la couche active et la passivation (la surface du canal arrière du TFT), et à l'intérieur de la couche active. Elle est plus importante à l'interface et diminue progressivement lorsque l'on va en profondeur vers l'IGZO. Au-delà de 30 nm de profondeur, la différence entre le TFT C et les TFTs A, B a quasiment disparu. Les mêmes profils d'hydrogène ont été obtenus dans la région du canal avant, et à l'interface entre le canal et l'isolant de grille. La variation d'hydrogène en profondeur des couches du TFT vient probablement d'une diffusion de cet élément vers le canal lorsque les TFTs sont

passivés par SiO<sub>2</sub>, en particulier, à haut débit de silane. Notons que la dissociation de SiH<sub>4</sub>, lors de la formation de la couche de SiO<sub>2</sub>, génère certainement de l'hydrogène. Par ailleurs, plus le débit de SiH<sub>4</sub> augmente, plus cette génération est importante. Ainsi, les mêmes interprétations que dans le cas de l'ALD peuvent être faites : les TFTs passivés avec une quantité plus élevée de SiH<sub>4</sub> seront les plus dégradés [2,15].

Dans la partie qui suit, nous présentons l'évaluation des méthodes proposées pour améliorer les caractéristiques des TFTs passivés par SiO<sub>2</sub>.

#### 4.3.4 Evaluation de solutions d'amélioration des performances électriques des TFTs passivés par SiO<sub>2</sub>

##### (a) Dépôt à plus bas débit de silane

Etant donné qu'un débit de silane plus élevé conduira à des TFTs plus dégradés, nous proposons donc de diminuer ce débit. Pour ce faire, nous proposons d'évaluer trois dépôts de SiO<sub>2</sub> avec des débits de silane de 2, 5, et 7 sccm. Ces dépôts ont été tout d'abord réalisés sur les substrats de silicium afin de vérifier leur faisabilité. Pour un débit de silane de 2 sccm, le plasma ne peut s'amorcer. Dans le cas de 5 et 7 sccm de silane, le plasma peut s'amorcer mais n'est pas stable sur la durée d'un dépôt. L'évaluation de passivations à débit réduit de silane n'est donc pas possible avec la configuration de notre équipement.

##### (b) Dépôt à plus haute température

La Figure 4-31 présente les caractéristiques d'un TFT avant et après passivation par SiO<sub>2</sub> déposé à 300°C.

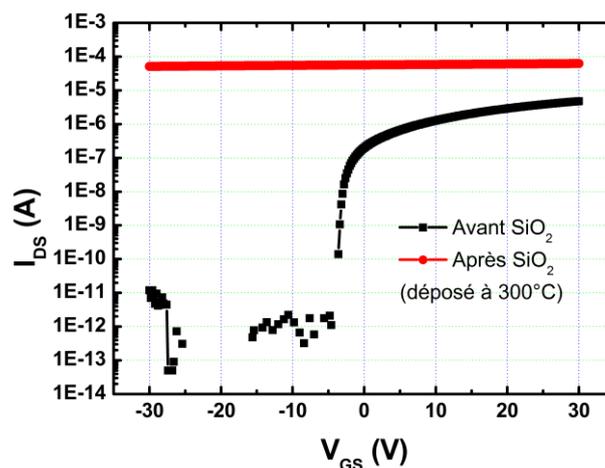


Figure 4-31 : Caractéristique de transfert I<sub>DS</sub>-V<sub>GS</sub> d'un TFT L50W200 avant et après SiO<sub>2</sub> déposé à 300°C

Ce TFT est complètement dégradé après passivation par une couche de SiO<sub>2</sub> déposée à 300°C : son canal se comporte comme une couche conductrice. La comparaison entre les dépôts du SiO<sub>2</sub> à 150°C et à 300°C est représentée sur la Figure 4-32.

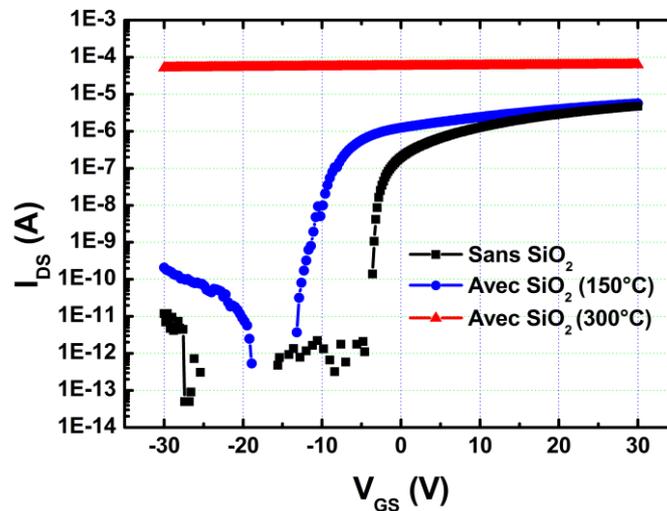


Figure 4-32 : Caractéristiques de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  des TFTs L50W200 avec et sans SiO<sub>2</sub> déposé à 150°C ou à 300°C

Comme nous pouvons le voir ci-dessus, le dépôt du SiO<sub>2</sub> à 300°C engendre une dégradation bien plus importante que celui à 150°C. Ceci est similaire à ce que nous avons observé dans le cas de l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> déposé à 85°C et à 250°C. Il a été rapporté que plus la température du dépôt de SiO<sub>2</sub> augmente, plus le bombardement des ions est important ; ce qui cause des dommages significatifs à la surface[20]. Par ailleurs, comme nous l'avons abordé dans le cas de l'ALD, la diffusion d'hydrogène est probablement ici dans le sens inverse à celui attendu : il peut diffuser depuis la passivation vers la couche active, tandis que nous attendions qu'il se désorbe de la couche active. Notons que la dissociation de silane devient plus importante lorsque la température est plus élevée, la quantité d'hydrogène diffusant dans l'IGZO pourra se renforcer également.

### **(c) Dépôt à plus basse puissance de plasma**

Il est connu que pour un procédé de dépôt avec plasma, plus la puissance de plasma augmente, plus le bombardement des ions est important. Ce dernier provoque probablement des effets indésirables sur la couche passivée. Dans notre étude, un bombardement des ions à la surface des couches d'IGZO pourrait engendrer les ruptures des liaisons entre les atomes des métaux et les atomes d'oxygène, ce qui génère ensuite une augmentation des lacunes d'oxygène et/ou des défauts. Nous proposons donc des

dépôts à plus basse puissance de plasma pour limiter ces éventuels effets. Pour ce faire, nous avons donc fait varier la puissance de plasma ( $P$ ) entre 50 W et 150 W. Précisément, trois dépôts des couches  $\text{SiO}_2$  ont été réalisés à la puissance de 50 W, de 100 W, ou de 150 W, sur deux campagnes. La Figure 4-33 représente les résultats obtenus pour chaque campagne.

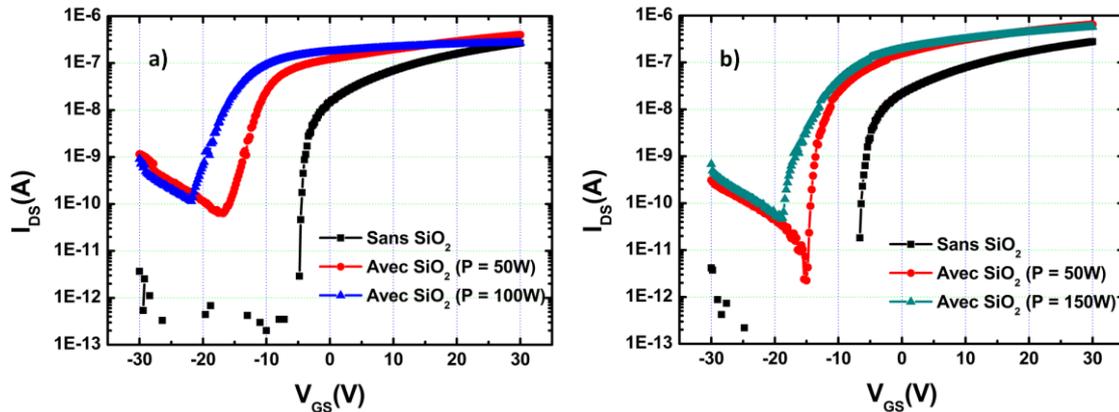


Figure 4-33 : Caractéristiques de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  des TFTs L100W20 non passivés, puis passivés par  $\text{SiO}_2$  déposé à la puissance de 50 W, de 100 W, ou de 150 W

La dégradation des TFT se produit de deux façons : décalage de la tension de seuil dans le sens négatif, et apparition d'un courant  $I_{OFF}$ . La dégradation de la tension de seuil est fonction de la puissance appliquée. Par contre, le courant de fuite, apparaissant dès la plus faible puissance, varie ensuite marginalement en fonction de cette puissance. On peut supposer que le plasma crée, dès 50 W, une couche surfacique dégradée donnant lieu au courant de fuite, ainsi qu'une dégradation plus volumique du canal, fonction elle de la puissance, qui décale la tension de seuil par création de porteurs en excès.

Le dépôt à plus faible puissance n'évite pas la dégradation des TFTs.

#### 4.3.5 Bilan sur la passivation par $\text{SiO}_2$

Nous avons présenté les résultats obtenus avec les TFTs passivés par  $\text{SiO}_2$  déposé par PECVD avec différents débits de silane. Nous avons constaté que la dégradation de la tension de seuil du TFT est d'autant plus importante que le débit de silane est élevé. Grâce à l'analyse chimique par ToF-SIMS, nous avons mis en évidence que l'hydrogène, généré lors de la dilution de  $\text{SiH}_4$ , est probablement à l'origine de cette dégradation. Nous avons proposé des voies d'amélioration pour limiter voire supprimer ces dégradations, telles que la réduction du débit de silane, l'augmentation de la température de passivation, et la diminution de la puissance du plasma. Seule la

réduction de la puissance a permis de réduire la dégradation, sans pour autant la supprimer.

## 4.4 Amélioration des caractéristiques électriques des TFTs par des traitements pré ou post-passivation

### 4.4.1 Traitement par plasma oxygène avant la passivation

L'augmentation de la concentration des porteurs de charge ( $N_e$ ) par la diffusion d'hydrogène, et/ou la génération des défauts sont les origines principales des dégradations observées dans les TFTs qui sont passivés par  $Al_2O_3$  et  $SiO_2$ . Notons que ces TFTs sans passivation présentent déjà de faibles tensions de seuil (négatives), ce qui signifie un  $N_e$  élevé. Après la passivation, ce  $N_e$  devient  $N_{e(\text{passivation})}$  qui est encore supérieur à  $N_e$ . En constatant que la variation de plusieurs paramètres de dépôt de la passivation n'évite pas significativement la dégradation des TFTs, nous cherchons d'autres façons de diminuer  $N_e$ , cette fois-ci avant la passivation du transistor. Le traitement par plasma oxygène est l'une des propositions. L'objectif principal de ce traitement est résumé sur la Figure 4-34 [22].

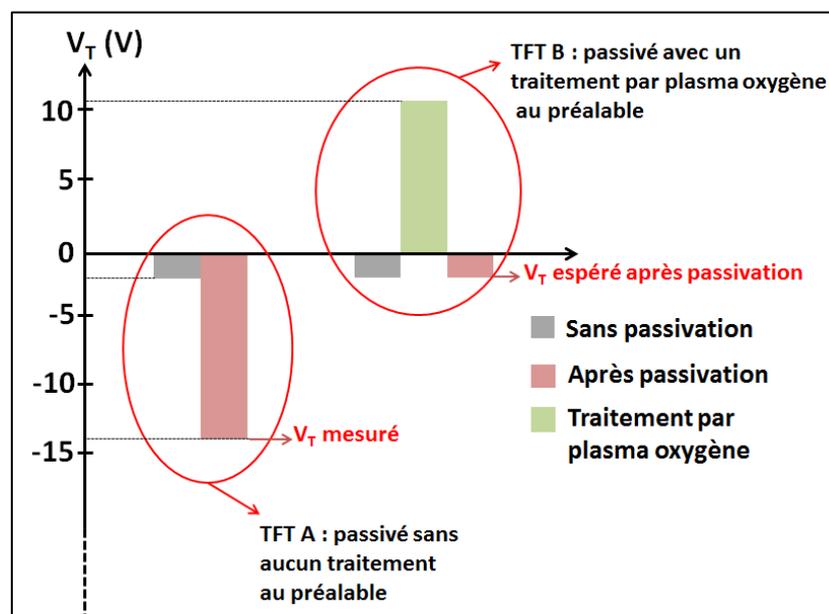


Figure 4-34 : Objectif de traitement par plasma oxygène avant la passivation

Supposons que les TFTs A et B présentent les mêmes  $V_T$  de  $-2$  V avant la passivation ( $V_{T(\text{initial})}$ ). Tandis que le transistor A est passivé sans aucun traitement au préalable, le B est soumis à une exposition de plasma d'oxygène avant d'être passivé. Le

TFT A, comme nous l'avons vu précédemment, délivrera une tension  $V_T$  très dégradée après la passivation. Quant au TFT B, il montrera probablement une  $V_T$  positive en raison de la diffusion des atomes d'oxygène qui sont dissociés par le plasma. Ce dernier va diminuer le nombre des lacunes d'oxygène donc  $N_e$ . Cette valeur positive reviendra à  $V_{T(\text{initial})}$  à cause de la dégradation lors de la passivation.

En plus de l'objectif présenté précédemment, le traitement par plasma oxygène a également pour but de limiter la dégradation du courant de fuite des TFTs. Cet objectif pourrait être atteint grâce à la diminution du nombre de défauts à l'interface entre la couche active et l'isolant de grille, et/ou à la surface de la couche active qui sont générés lors de la passivation [22,25–28].

Deux sources d'oxygène ont été choisies : l'oxygène et le  $N_2O$ . Nous présentons les résultats obtenus avec ces traitements dans les paragraphes suivants.

**(a) Traitement par plasma oxygène**

Nous avons tout d'abord évalué les caractéristiques des TFTs simplement exposés au plasma oxygène. Les conditions du premier traitement par plasma oxygène sont répertoriées dans le Tableau 4-5.

Tableau 4-5 : Paramètres de traitement par plasma oxygène

<b>Paramètre</b>	<b>Valeur</b>
La puissance du plasma (W)	50
La pression de travail (mTorr)	200
La polarisation entre deux électrodes (V)	20
La durée du traitement (s)	80

La Figure 4-35 présente la caractéristique de transfert d'un TFT L50W200 avant et après ce traitement.

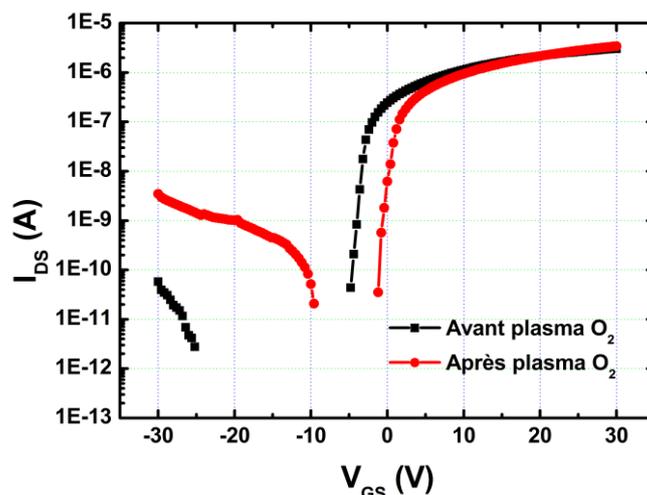


Figure 4-35 : Caractéristique de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  d'un TFT L50W200 avant et après être exposé au plasma oxygène

Une amélioration de  $V_T$  a été observée : Le TFT traité par le plasma oxygène présente une  $V_T$  de 1.2 V, supérieure à sa valeur initiale (-2.4 V). En revanche, une augmentation d' $I_{OFF}$  de presque trois ordres de grandeur a été mise en évidence. La Figure 4-36 montre la variation de  $V_T$  pour des TFTs de différentes tailles.

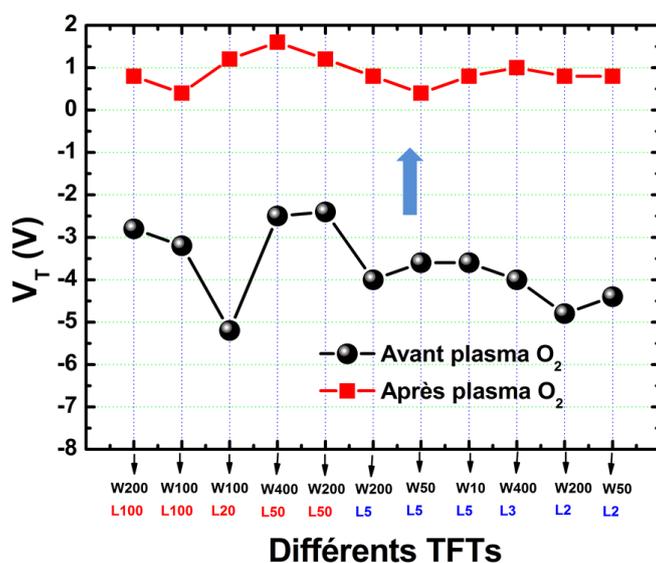


Figure 4-36 : Tension de seuil des TFTs de tailles variables, avant et après être exposés au plasma oxygène

L'amélioration de  $V_T$  après l'exposition au plasma oxygène est confirmée. Après ce traitement, nous avons obtenu des valeurs positives de  $V_T$  (entre 0 et 2 V) au lieu des valeurs initiales négatives (entre -5 et -2.5 V). De plus, on note une dispersion plus faible de  $V_T$  sur l'ensemble des TFTs après le plasma oxygène. L'effet de diffusion d'oxygène semble être efficace dans ce cas. Toutefois, ce traitement a engendré une forte

dégradation du courant de fuite. Afin de comprendre l'origine de cette dernière, nous avons fait varier la durée d'exposition au plasma, de 80s à 300s. Notons que les autres paramètres sont gardés constants. La Figure 4-37 présente les résultats obtenus avec les traitements par plasma oxygène durant 80s, 150s, et 300s.

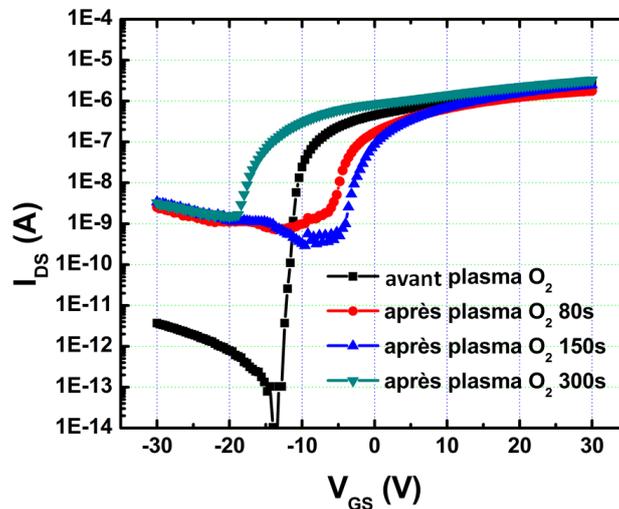


Figure 4-37 : Caractéristiques de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  des TFTs L50W200 avant et après être exposés au plasma oxygène pendant 80s, 150s ou 300s.

Une amélioration de  $V_T$  est mise en évidence dans le cas des TFTs traités par plasma pendant 80s et 150s. Ces derniers possèdent une  $V_T$  d'environ  $-3$  V, nettement plus élevée par rapport à sa valeur initiale ( $-10$  V). Au contraire, le TFT traité pendant 300s présente une  $V_T$  de  $-16$  V ce qui signifie une dégradation de  $V_T$  très marquée. Nous observons, dans tous les cas, une augmentation du courant de fuite de presque trois ordres de grandeur par rapport à sa valeur initiale.

La variation de  $V_T$  pour des TFTs de taille variable en fonction de la durée d'exposition au plasma est présentée sur la Figure 4-38.

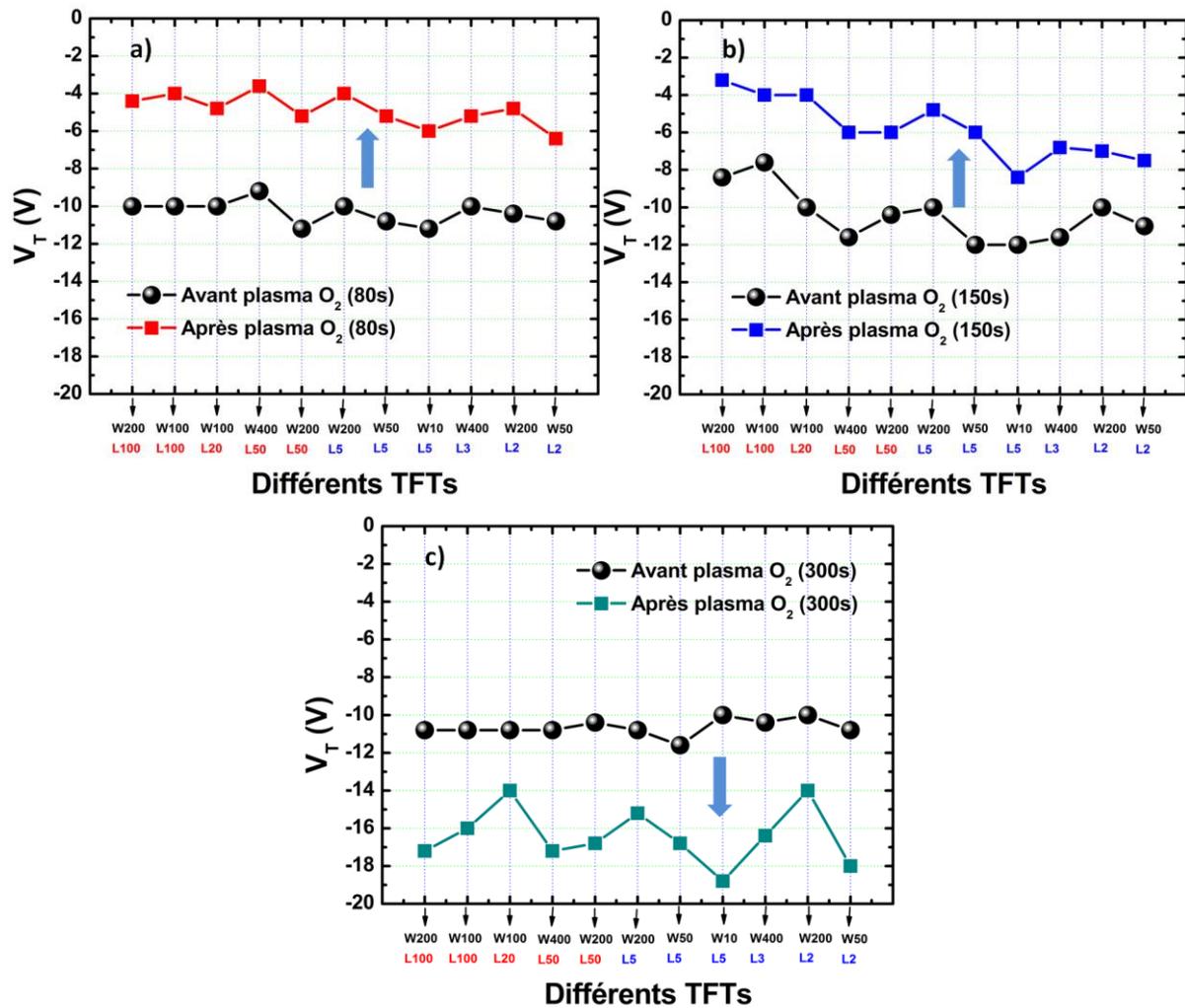


Figure 4-38 : Tension de seuil des TFTs de tailles variables avant et après être exposés au plasma oxygène pendant : a) 80s ; b) 150s ; c) 300s

L'amélioration de  $V_T$  dans le cas du traitement sous plasma pendant 80s ou 150s, et sa dégradation après un traitement au plasma de 300s, sont observées quelle que soit la dimension des TFTs. Ces résultats semblent indiquer deux phénomènes simultanés du traitement :

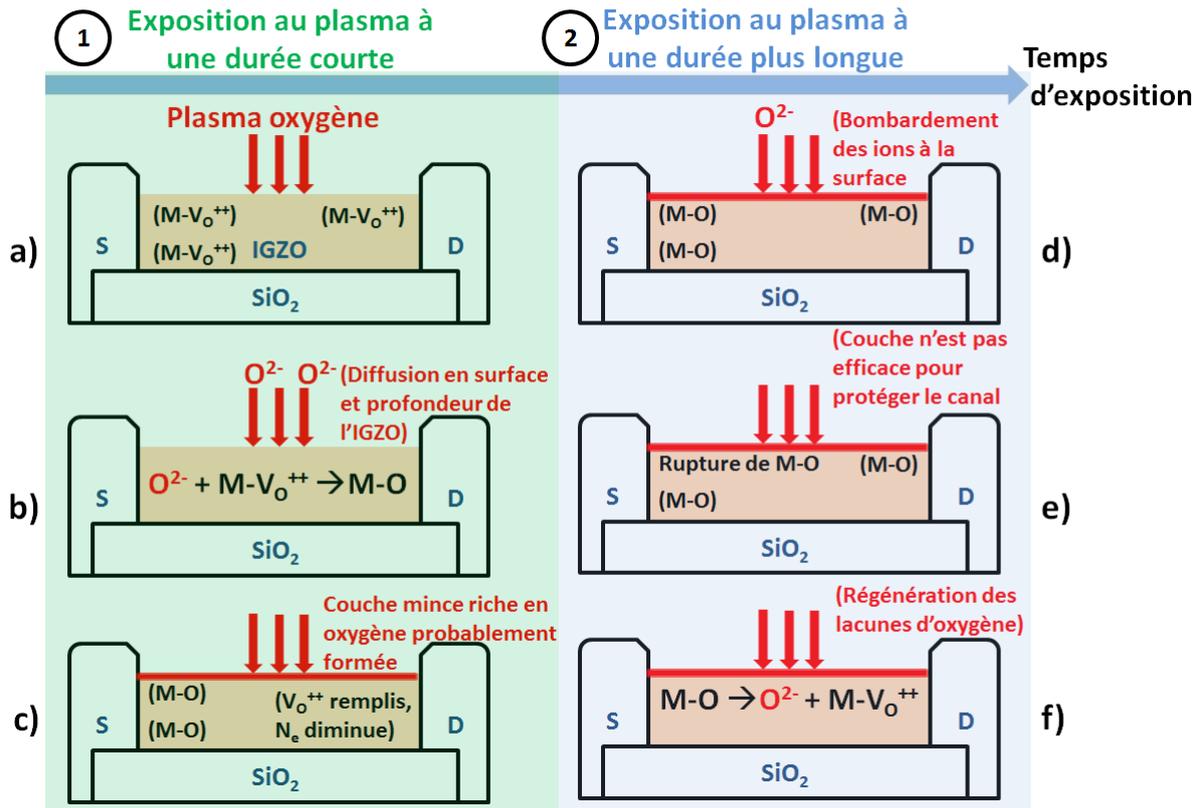


Figure 4-39 : Deux régimes proposés lors d'une exposition des TFTs au plasma oxygène

Ces deux régimes sont : l'effet de la diffusion des atomes d'oxygène depuis l'exposition au plasma, et l'effet du bombardement des ions à la surface. Selon la prépondérance de l'un ou de l'autre, deux régimes de changement de  $V_T$  pourront être distingués :

- Le premier régime (diffusion des atomes d'oxygène) correspond à une courte durée de traitement. Dans ce régime, l'effet de la diffusion d'atomes d'oxygène domine. En effet, des atomes d'oxygène (dissociés depuis le plasma) absorbent dans la couche active et remplissent les sites des lacunes d'oxygène (étape b). Le nombre des lacunes d'oxygène diminue et par conséquent, diminue la concentration des porteurs de charge (étape c).  $V_T$  devient donc plus élevé. Cette amélioration de  $V_T$  répond bien à notre objectif de départ. La diminution de  $N_e$  d'une couche d'IGZO par l'exposition au plasma oxygène a été également rapporté par Liu *et al.*[29], Nayak *et al.*[30].
- Le deuxième régime (bombardement des ions en surface) correspond à une durée plus longue de traitement. Lors de ce traitement, l'effet du

bombardement par plasma devient plus important. A cause de ce bombardement, les liaisons entre les atomes des métaux et d'oxygène sont cassées, générant des lacunes d'oxygènes (étape d à f). Notons ici qu'il existe probablement une couche mince enrichie en oxygène à la surface lors de l'exposition au plasma. Cependant, on peut supposer que cette couche est trop mince, et/ou le bombardement des ions en surface est fort, le canal n'est donc protégé que de façon modérée. La rupture des liaisons M-O est d'autant plus importante que la durée d'exposition au plasma est longue. De plus, le bombardement par plasma induit probablement la présence de défauts dans la couche. Par conséquent, les dégradations de la tension de seuil et du courant de fuite sont révélées. Notons que l' $I_{OFF}$  est dégradé dans les trois cas, indiquant que l'effet du bombardement est toujours présent quelle que soit la durée de l'exposition. Le plasma oxygène, étant très énergétique, entraîne toujours des bombardements des ions. Ces bombardements seront plus ou moins sévères selon la durée de l'exposition.

Notons que nous nous limitons ici à des hypothèses qui pourraient n'être confirmés que par des mesures électriques ou des analyses chimiques qui n'ont pas été conduites dans le cadre de ce travail. Des mesures électriques telles que mesure d'effet Hall ou de résistance carrée, et des analyses chimiques telles que FTIR (Fourier Transform Infrared Spectra), ou XPS, ont été réalisés par plusieurs équipes [25,29,30] pour mettre en évidence la première hypothèse (premier régime). Concernant le deuxième régime, la rupture de liaisons atomiques entre les métaux et l'oxygène, due à des bombardements des ions en surface (lors d'un traitement ou d'un dépôt avec la présence de plasma), a été mentionnée par Fortunato *et al.*[23], Son *et al.*[18], Park *et al.*[22]. Dans notre cas, il sera intéressant d'analyser des échantillons ci-dessus par XPS afin de confirmer les deux hypothèses proposées.

En résumé, un traitement par plasma oxygène d'une durée limitée amènera l'amélioration de la tension de seuil. Cependant, en raison de la dégradation importante du courant de fuite suite à ce traitement, nous n'avons pas poursuivi dans cette voie pour la passivation. Ainsi, nous proposons une autre source d'oxygène dont le plasma est moins énergétique : le  $N_2O$ . En effet, l'énergie de dissociation d'une molécule d'oxygène est plus élevée par rapport à celle de  $N_2O$  (4.13 versus 1.7 eV). Par

conséquent, la génération du plasma de  $N_2O$  est plus facile à basse puissance que celle d'oxygène, cela provoquant un bombardement des ions en surface moins fort que dans le cas d'oxygène [22,31].

**(b) Traitement par plasma  $N_2O$**

Nous présentons les caractéristiques des TFTs non-passivés, puis exposés au plasma de  $N_2O$ . La Figure 4-40 représente les caractéristiques de transfert d'un TFT avant et après l'exposition au plasma de  $N_2O$  pendant 80s et 150s.

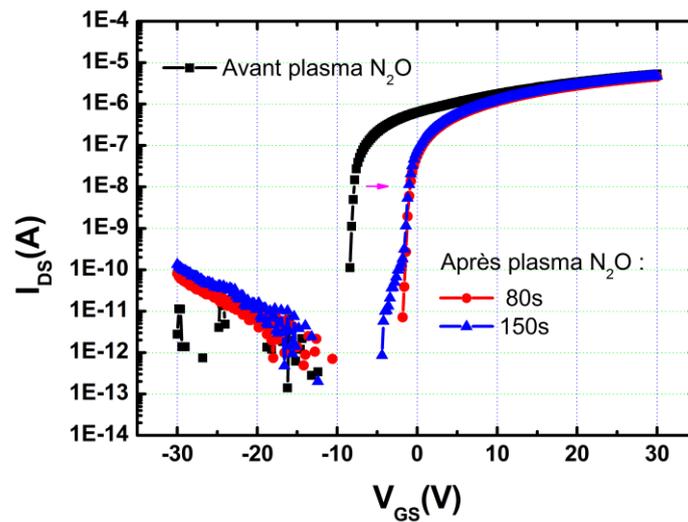


Figure 4-40 : Caractéristiques de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  des TFTs L100W400 exposés au plasma de  $N_2O$  pendant 80s, ou 150s.

Une amélioration de  $V_T$  d'environ 8 V est observée. Pourtant, nous observons également une dégradation d' $I_{OFF}$  (d'un ordre de grandeur). En la comparant avec celle obtenue lors du traitement par plasma oxygène, cette dégradation est nettement moins importante. Ce résultat est dû aux effets du bombardement d'ions limités dans le cas du plasma de  $N_2O$  que du plasma oxygène.

La comparaison entre deux traitements de 80s et de 150s ne montre aucune différence de  $V_T$ , par contre, une légère augmentation d' $I_{OFF}$  a été observée dans le cas de 150s.

La variation de  $V_T$  des TFTs de taille variable est représentée dans la figure ci-dessous.

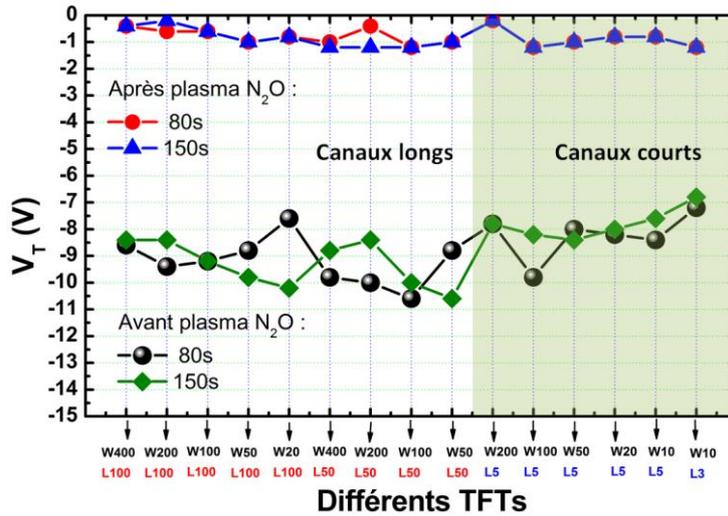


Figure 4-41 : Variation de  $V_T$  des TFTs de tailles variables, exposés au plasma de  $N_2O$  pendant 80s, ou 150s.

L'amélioration de  $V_T$  est confirmée. Elle s'avère de plus indépendante de la dimension des TFTs. Nous constatons ici, comme dans le cas de plasma oxygène, une dispersion de  $V_T$  plus faible après l'exposition au plasma de  $N_2O$ .

**Caractéristiques des TFTs passivés par  $SiO_2$  avec un traitement préalable par plasma  $N_2O$  :**

La Figure 4-42 présente les caractéristiques de transferts des TFTs L100W50 non-passivé, et passivés par une couche de  $SiO_2$  d'une épaisseur de 100 nm avec ou sans traitement par plasma de  $N_2O$  au préalable. L'exposition au plasma est effectuée pendant 80s.

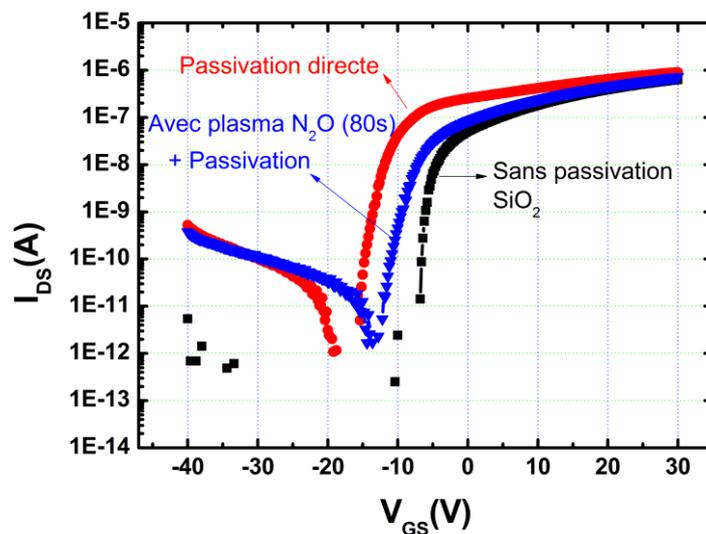


Figure 4-42 : Caractéristiques de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  des TFTs L100W50 passivés par  $SiO_2$  avec ou sans traitement préalable par plasma de  $N_2O$  pendant 80s.

Le  $V_T$  est décalée dans le sens négatif et  $I_{OFF}$  augmente en présence ou non du plasma  $N_2O$ . Toutefois, le décalage de  $V_T$  est moins important dans le cas de passivation ayant le plasma de  $N_2O$  au préalable ( $-10$  V par rapport à  $-4$  V). Le courant de fuite, quant à lui, est similaire pour les deux TFTs passivés.

La variation de  $V_T$  des TFTs de tailles variables est illustrée dans la Figure 4-43.

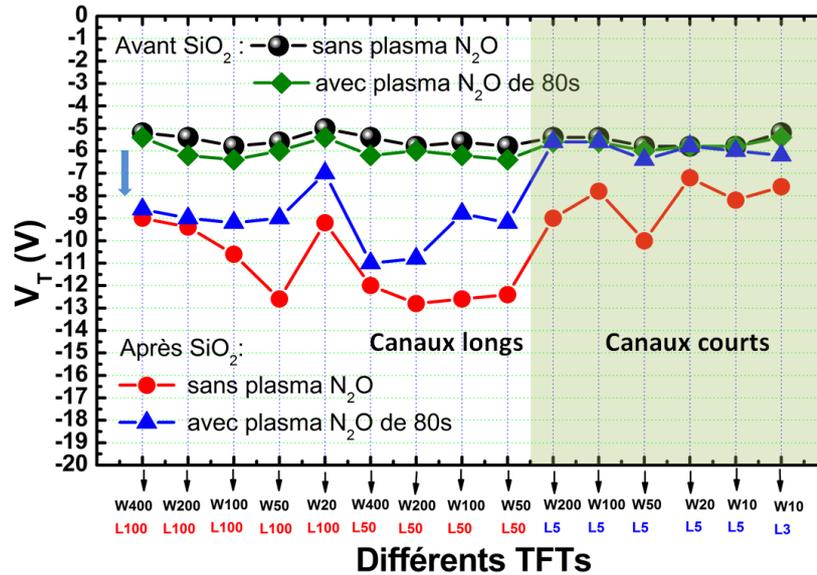


Figure 4-43 : Variation de  $V_T$  des TFTs de tailles variables, passivés par  $SiO_2$  avec ou sans traitement préalable par plasma de  $N_2O$  pendant 80s.

On constate une influence de la dimension des TFTs. Pour les TFTs dont la longueur de canal est grande ( $L = 50$  ou  $100 \mu m$ ), la dégradation de  $V_T$  est marquée : elle est moins importante dans le cas de  $SiO_2$  avec le plasma  $N_2O$ . En ce qui concerne les TFTs dont la longueur de canal est petite ( $L = 3$  ou  $5 \mu m$ ),  $V_T$  est décalée de façons plus modérée (parfois négligeable) après la passivation ayant le plasma de  $N_2O$  au préalable. Comme présentée dans la partie 4.3.2, la dégradation de  $V_T$  d'un TFT passivé par  $SiO_2$  dépend de la longueur du canal. Par conséquent, la différence observée ci-dessus pourrait être expliquée par la différence causée lors du dépôt de  $SiO_2$ . L'exposition sous plasma de  $N_2O$  pendant 80s semble toujours apporter une amélioration sur les TFTs, mais de manière plus ou moins significative selon la dégradation causée par la passivation (plus ou moins importante, respectivement).

En vue d'évaluer l'effet de la durée d'exposition sous plasma, nous avons fait varier ce dernier paramètre, précisément de 80s à 600s. La Figure 4-44 montre les caractéristiques de transfert des TFTs lorsqu'ils sont exposés au plasma de  $N_2O$  pendant 80s, 300s ou 600s, puis passivés par  $SiO_2$ .

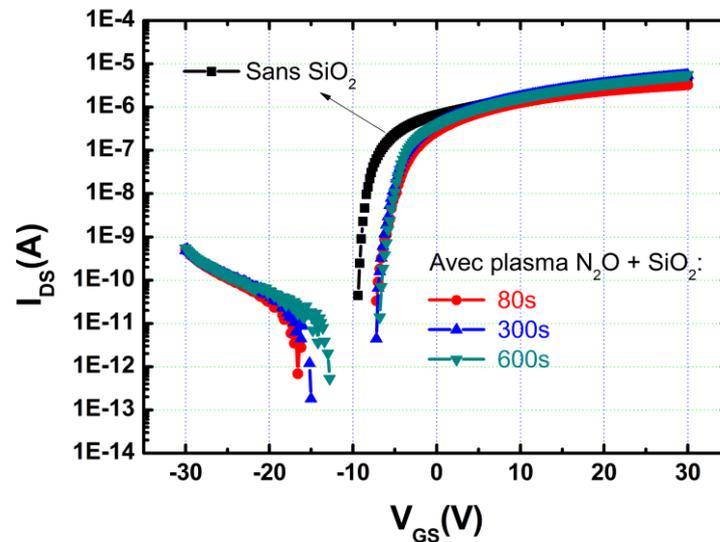


Figure 4-44 : Caractéristiques de transfert  $I_{DS}$ - $V_{GS}$  des TFTs L50W200 passivés par  $SiO_2$  avec ou sans traitement préalable par plasma de  $N_2O$  pendant 80s, 300s ou 600s

Une augmentation de  $V_T$  accompagnée d'une dégradation d' $I_{OFF}$  est observée pour les trois TFTs. Aucune différence de  $V_T$  en fonction de la durée n'est mise en évidence. Nous constatons néanmoins une dégradation un peu plus importante d' $I_{OFF}$  lorsque la durée augmente. Cette dégradation confirme ce que nous avons observé précédemment : l'effet du bombardement est plus important lorsque la durée de l'exposition sous plasma augmente. A noter que dans tous les cas le niveau final d' $I_{OFF}$  après traitement reste à un niveau acceptable.

La variation de  $V_T$  des TFTs de taille variable est présentée dans la Figure 4-45.

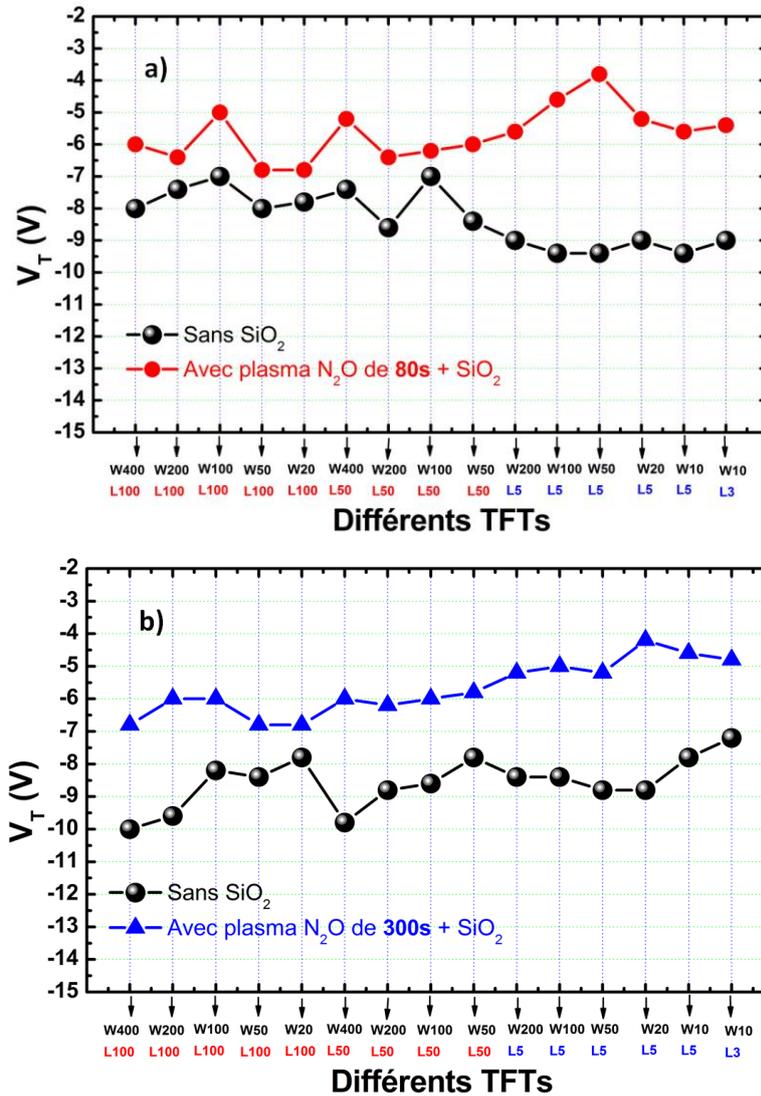


Figure 4-45 : Variation de  $V_T$  des TFTs de tailles variables, passivés par  $\text{SiO}_2$  avec un traitement préalable par plasma de  $\text{N}_2\text{O}$  pendant : a) 80s ; b) 300s

Nous avons dans ce cas une amélioration générale de TFT après l'exposition au plasma de  $\text{N}_2\text{O}$ . L'effet du plasma  $\text{N}_2\text{O}$  semble être indépendant de la dimension des TFTs.

Il est intéressant de comparer ce résultat avec celui de l'essai sur la Figure 4-42. La principale différence entre les deux essais est que la tension de seuil initiale des TFTs est différente :  $V_T$  est dans la gamme  $(-6, -5)$  V pour la Figure 4-42, et il est entre  $(-10, -7)$  V ici. Cette différence peut s'expliquer par des taux de lacunes d'oxygène différents (dispersion du procédé, inhomogénéité, ...). Dans le premier cas, l'application du plasma de  $\text{N}_2\text{O}$  suivi du dépôt de  $\text{SiO}_2$  conduit à une diminution de  $V_T$  qui est au final d'environ  $-8$  V. Dans le second cas, l'application du plasma de  $\text{N}_2\text{O}$  et de la passivation de  $\text{SiO}_2$  conduit à une augmentation de  $V_T$  qui est au final d'environ  $-8$  V. Ainsi, la tension de

seuil finale est similaire dans les deux cas. On peut expliquer ceci par le fait que le plasma de  $N_2O$  (suivi du dépôt de  $SiO_2$ ) fixe au final un certain niveau de conduction (par exemple un certain taux de lacunes d'oxygène par rapport aux liaisons atomiques M-O), ceci quel que soit la condition initiale. Ceci illustre l'intérêt d'un tel traitement.

#### 4.4.2 Recuit supplémentaire après la passivation

Nous évaluons ici l'influence d'un recuit après la passivation. Komura *et al.*[24], Olziersky *et al.*[32] ont montré qu'un recuit à une température supérieure à  $300^\circ C$  peut améliorer significativement  $V_T$  et  $I_{OFF}$ , deux paramètres déjà dégradés par le dépôt de passivation.

Pour cette étude, nous avons, dans un premier temps, recuit les TFTs passivés par une couche d' $Al_2O_3$  de 25nm (295 cycles ALD). Le recuit se fait sous oxygène, à  $300^\circ C$ , pendant une heure. Le résultat est présenté dans La Figure 4-46.

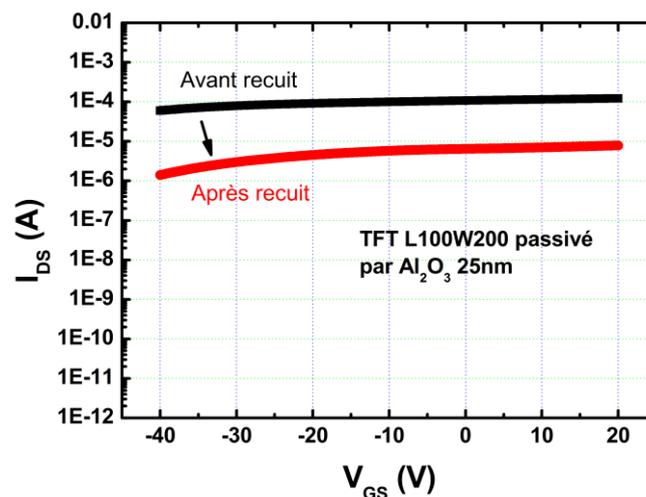


Figure 4-46 : Caractéristique de transfert d'un TFT L100W200 passivé par 25 nm d' $Al_2O_3$ , mesurée avant et après recuit sous oxygène, à  $300^\circ C$ , pendant une heure.

Il apparaît que le courant diminue d'environ un ordre de grandeur après le recuit, ceci étant probablement le résultat d'une diminution de  $N_e$ . Cependant, le comportement du canal reste encore celui d'une couche conductrice. L'effet du recuit semble engendrer quelques modifications comme souhaitées mais de façon modérée. Au final, l'effet de champ est toujours absent.

Dans un second temps, un autre recuit a été réalisé en augmentant la durée du recuit, d'une heure à trois heures. Cette augmentation du temps a pour but d'apporter de modifications plus significatives au niveau de  $N_e$ . Les échantillons sont dans ce cas les

TFTs passivés par  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (20 cycles ALD) ou par  $\text{SiO}_2$  à 25 sccm de  $\text{SiH}_4$ . Les caractéristiques de transfert des TFTs dans ces deux cas sont présentées dans la Figure 4-47.

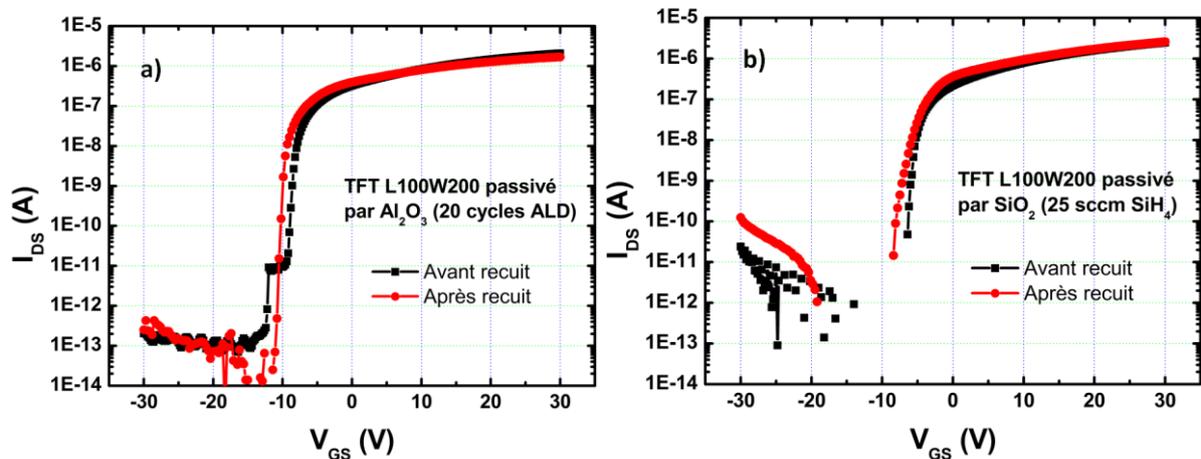


Figure 4-47 : Caractéristiques de transfert d'un TFT L100W200 passivé par a)  $\text{Al}_2\text{O}_3$  à 20 cycles ALD; b)  $\text{SiO}_2$  à 25 sccm de  $\text{SiH}_4$ ; mesurée avant et après le recuit sous oxygène, à  $300^\circ\text{C}$ , pendant trois heures.

On constate que  $V_T$  est constant dans ces cas. Ce résultat est probablement dû à la présence de la couche de passivation, ceci empêchant toute modification (par exemple la diffusion des atomes d'oxygène) lors du recuit. Aucun changement de  $V_T$  est alors observé. Notons toutefois une légère augmentation de presque un ordre de grandeur d' $I_{\text{OFF}}$  pour le TFT passivé par  $\text{SiO}_2$  après le recuit.

En résumé, un recuit sous oxygène à  $300^\circ\text{C}$  après la passivation n'amène pas d'amélioration pour les TFTs.

## 4.5 Conclusion

Nous avons, dans la première partie de ce chapitre, présenté les observations des caractéristiques électriques des TFTs non-passivés lorsqu'ils sont exposés à l'atmosphère ambiante. Ainsi, la dégradation de la tension de seuil des TFTs non-passivés a été montrée. Ce résultat illustre à la fois :

- La sensibilité du matériau à l'oxygène de l'air
- La nécessité de protéger la couche semiconductrice d'IGZO par une couche de passivation.

Nous avons, dans la deuxième et la troisième partie du chapitre, abordé les études effectués sur la passivation d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  (déposée par ALD) ou de  $\text{SiO}_2$  (déposée par

PECVD). Dans ces deux cas, nous avons constaté que les couches de passivation dégradent les TFTs, ce qui est l'effet inverse de celui visé. La dégradation des paramètres électriques des TFTs est d'autant plus importante que l'on augmente l'épaisseur de la couche d' $\text{Al}_2\text{O}_3$ , ou le débit de silane lors du dépôt de  $\text{SiO}_2$ . A l'aide de l'analyse de ToF-SIMS, nous avons mis en évidence que cette dégradation est liée à l'hydrogène amené par les réactifs du dépôt. Par la suite, les propositions pour améliorer les performances électriques des TFTs ont été présentées. Seule la réduction de la pression permet de réduire la dégradation, sans la supprimer.

Dans la quatrième partie du chapitre, nous avons présenté les observations concernant les traitements par plasma d'oxygène avant la passivation, ou par un recuit supplémentaire après la passivation. Avec un traitement par plasma d'oxygène, la tension de seuil a tendance à se décaler dans le sens positif, tandis que le courant de fuite augmente significativement. L'effet de diffusion des atomes d'oxygène et de bombardement des ions à la surface ont été pris en compte comme les paramètres qui impactent le plus lors d'un traitement par plasma d'oxygène. Le traitement par plasma de  $\text{N}_2\text{O}$ , quant à lui, n'apporte pas d'une amélioration nette de la tension de seuil. Par contre, il donne un niveau acceptable du courant de fuite par rapport au plasma d'oxygène. Concernant le recuit supplémentaire, aucune amélioration n'a été obtenue.

Nous pouvons tirer au moins deux enseignements de notre étude. D'une part, la nécessité de passiver la couche active d'IGZO, mis en évidence par nos résultats, signifie que le choix de la technologie BCE n'est pas le mieux adapté à la réalisation de TFT en IGZO, car il ne prévoit une couche de passivation qu'après la gravure des source et drain. Entre temps, la couche d'IGZO est exposée à plusieurs reprises à l'air et ou à différentes étapes de gravure et dépôt incluant potentiellement de l'oxygène et à tout raison de se dégrader avant d'être protégée. A l'inverse, dans la technologie « Etch Stopper » (ESL), une couche de protection est déposée juste après la couche d'IGZO, et peut jouer le rôle de protection. Alors que cette couche « Etch Stopper » est initialement prévue pour protéger la couche active de la gravure des sources et drains, il s'avère qu'elle la protège dès son dépôt. On peut noter que LG, qui commercialise des TV OLED à matrice IGZO, utilise ce procédé. A l'inverse, Sharp utilise la technologie BCE, mais avec le matériau IGZO cristallin « CAAC », qui pourrait être beaucoup moins sensible à l'atmosphère du fait de sa cristallinité.

L'autre résultat important est que passiver une couche d'IGZO conduit la plupart du temps à une dégradation de la couche par le fait même du dépôt (rôle de l'hydrogène). Il faut alors déterminer des conditions de passivation qui n'impactent pas la couche, qui s'avère délicat.

**REFERENCES :**

- [1] Atomic Layer Deposition Tutorial - Cambridge NanoTech Inc (<http://ebookbrowse.net/atomic-layer-deposition-tutorial-cambridge-nanotech-inc-pdf-d52963151>).
- [2] T.T.T. Nguyen, B. Aventurier, T. Terlier, J.P. Barnes, F. Templier, Impact of passivation conditions on characteristics of Bottom-gate IGZO Thin-film Transistors - The Proceedings of The 10th International Thin-Film Transistor Conference (ITC), (2014).
- [3] M. Fakhri, N. Babin, A. Behrendt, T. Jakob, P. Görrn, T. Riedl, Facile Encapsulation of Oxide based Thin Film Transistors by Atomic Layer Deposition based on Ozone, *Adv. Mater.* (2013) n/a-n/a. doi:10.1002/adma.201300549.
- [4] T. Aoi, N. Oka, Y. Sato, R. Hayashi, H. Kumomi, Y. Shigesato, DC sputter deposition of amorphous indium-gallium-zinc-oxide (a-IGZO) films with H<sub>2</sub>O introduction, *Thin Solid Films*. 518 (2010) 3004-3007. doi:10.1016/j.tsf.2009.09.176.
- [5] J. Kim, S. Bang, S. Lee, S. Shin, J. Park, H. Seo, et al., A study on H<sub>2</sub> plasma treatment effect on a-IGZO thin film transistor, *J. Mater. Res.* 27 (2012) 2318-2325. doi:10.1557/jmr.2012.199.
- [6] B.D. Ahn, H.S. Shin, H.J. Kim, J.-S. Park, J.K. Jeong, Comparison of the effects of Ar and H<sub>2</sub> plasmas on the performance of homojunctioned amorphous indium gallium zinc oxide thin film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 93 (2008) 203506. doi:10.1063/1.3028340.
- [7] A. Hino, S. Morita, S. Yasuno, T. Kishi, K. Hayashi, T. Kugimiya, Effect of H and OH desorption and diffusion on electronic structure in amorphous In-Ga-Zn-O metal-oxide-semiconductor diodes with various gate insulators, *J. Appl. Phys.* 112 (2012) 114515-114515-7. doi:doi:10.1063/1.4769803.
- [8] H.-K. Noh, J.-S. Park, K.J. Chang, Effect of hydrogen incorporation on the negative bias illumination stress instability in amorphous In-Ga-Zn-O thin-film-transistors, *J. Appl. Phys.* 113 (2013) 063712. doi:10.1063/1.4792229.
- [9] K. Nomura, T. Kamiya, H. Hosono, Effects of Diffusion of Hydrogen and Oxygen on Electrical Properties of Amorphous Oxide Semiconductor, In-Ga-Zn-O, *ECS J. Solid State Sci. Technol.* 2 (2013) P5-P8. doi:10.1149/2.011301jss.
- [10] J.-S. Park, J.K. Jeong, H.-J. Chung, Y.-G. Mo, H.D. Kim, Electronic transport properties of amorphous indium-gallium-zinc oxide semiconductor upon exposure to water, *Appl. Phys. Lett.* 92 (2008) 072104. doi:10.1063/1.2838380.
- [11] Y. Hanyu, K. Domen, K. Nomura, H. Hiramatsu, H. Kumomi, H. Hosono, et al., Hydrogen passivation of electron trap in amorphous In-Ga-Zn-O thin-film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 103 (2013) 202114. doi:10.1063/1.4832076.
- [12] S.W. Tsao, T.C. Chang, S.Y. Huang, M.C. Chen, S.C. Chen, C.T. Tsai, et al., Hydrogen-induced improvements in electrical characteristics of a-IGZO thin-film transistors, *Solid-State Electron.* 54 (2010) 1497-1499. doi:10.1016/j.sse.2010.08.001.
- [13] J.K. Jeong, H.W. Yang, J.H. Jeong, Y.-G. Mo, H.D. Kim, Origin of threshold voltage instability in indium-gallium-zinc oxide thin film transistors, *Appl. Phys. Lett.* 93 (2008) 123508. doi:10.1063/1.2990657.
- [14] H.J. Kim, S.Y. Park, H.Y. Jung, B.G. Son, C.-K. Lee, C.-K. Lee, et al., Role of incorporated hydrogen on performance and photo-bias instability of indium gallium zinc oxide thin film transistors, *J. Phys. Appl. Phys.* 46 (2013) 055104. doi:10.1088/0022-3727/46/5/055104.
- [15] T.T.T. Nguyen, B. Aventurier, O. Renault, T. Terlier, J.P. Barnes, F. Templier, Impact of hydrogen diffusion on electrical characteristics of IGZO TFTs passivated by SiO<sub>2</sub> or Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, in: 2014 21st Int. Workshop Act-Matrix Flatpanel Disp. Devices AM-FPD, 2014: pp. 149-152. doi:10.1109/AM-FPD.2014.6867154.
- [16] T. Kamiya, K. Nomura, H. Hosono, Present Status, Knowledge and Issues of Oxide Semiconductor Technology, *Proceeding INWAD12*. (n.d.).
- [17] T. Kamiya, K. Nomura, H. Hosono, Subgap states, doping and defect formation energies in amorphous oxide semiconductor a-InGaZnO<sub>4</sub> studied by density functional theory, *Phys. Status Solidi A*. 207 (2010) 1698-1703. doi:10.1002/pssa.200983772.

- [18] K.-S. Son, T.-S. Kim, J.-S. Jung, M.-K. Ryu, K.-B. Park, B.-W. Yoo, et al., Threshold Voltage Control of Amorphous Gallium Indium Zinc Oxide TFTs by Suppressing Back-Channel Current, *Electrochem. Solid-State Lett.* 12 (2009) H26–H28. doi:10.1149/1.3020766.
- [19] J.-Y. Kwon, K.-S. Son, J.S. Jung, T.S. Kim, M.K. Ryu, K.-B. Park, et al., Bottom-Gate Gallium Indium Zinc Oxide Thin-Film Transistor Array for High-Resolution AMOLED Display, *IEEE Electron Device Lett.* 29 (2008) 1309–1311. doi:10.1109/LED.2008.2006637.
- [20] S.-H. Choi, M.-K. Han, Effect of Deposition Temperature of SiO<sub>x</sub> Passivation Layer on the Electrical Performance of a-IGZO TFTs, *IEEE Electron Device Lett.* 33 (2012) 396–398. doi:10.1109/LED.2011.2181320.
- [21] J.S. Jung, K.-H. Lee, K.S. Son, J.S. Park, T.S. Kim, J.H. Seo, et al., The Effect of Passivation Layers on the Negative Bias Instability of Ga–In–Zn–O Thin Film Transistors under Illumination, *Electrochem. Solid-State Lett.* 13 (2010) H376–H378. doi:10.1149/1.3481710.
- [22] J. Park, S. Kim, C. Kim, S. Kim, I. Song, H. Yin, et al., High-performance amorphous gallium indium zinc oxide thin-film transistors through N<sub>2</sub>O plasma passivation, *Appl. Phys. Lett.* 93 (2008) 053505–053505–3. doi:doi:10.1063/1.2962985.
- [23] E. Fortunato, P. Barquinha, R. Martins, Oxide Semiconductor Thin-Film Transistors: A Review of Recent Advances, *Adv. Mater.* 24 (2012) 2945–2986. doi:10.1002/adma.201103228.
- [24] K. Nomura, T. Kamiya, H. Hosono, Stability and high-frequency operation of amorphous In–Ga–Zn–O thin-film transistors with various passivation layers, *Thin Solid Films.* 520 (2012) 3778–3782. doi:10.1016/j.tsf.2011.10.068.
- [25] T.-Y. Hsieh, T.-C. Chang, T.-C. Chen, M.-Y. Tsai, W.-H. Lu, S.-C. Chen, et al., Effect of N<sub>2</sub>O plasma treatment on the improvement of instability under light illumination for InGaZnO thin-film transistors, *Thin Solid Films.* 520 (2011) 1427–1431. doi:10.1016/j.tsf.2011.10.002.
- [26] J.-C. Jhu, T.-C. Chang, G.-W. Chang, Y.-E. Syu, T.-M. Tsai, F.-Y. Jian, et al., N<sub>2</sub>O Plasma Treatment Suppressed Temperature-Dependent Point Defects Formation with Amorphous Indium-Gallium-Zinc-Oxide Thin Film Transistors, *ECS Trans.* 45 (2012) 169–178. doi:10.1149/1.3701537.
- [27] G.-W. Chang, T.-C. Chang, J.-C. Jhu, T.-M. Tsai, Y.-E. Syu, K.-C. Chang, et al., N<sub>2</sub>O plasma treatment suppressed temperature-dependent sub-threshold leakage current of amorphous indium–gallium–zinc-oxide thin film transistors, *Surf. Coat. Technol.* (n.d.). doi:10.1016/j.surfcoat.2012.04.086.
- [28] G.-W. Chang, T.-C. Chang, J.-C. Jhu, T.-M. Tsai, Y.-E. Syu, K.-C. Chang, et al., Suppress temperature instability of InGaZnO thin film transistors by N<sub>2</sub>O plasma treatment, including thermal-induced hole trapping phenomenon under gate bias stress, *Appl. Phys. Lett.* 100 (2012) 182103–182103–3. doi:doi:10.1063/1.4709417.
- [29] P. Liu, T.P. Chen, Z. Liu, C.S. Tan, K.C. Leong, Effect of O<sub>2</sub> plasma immersion on electrical properties and transistor performance of indium gallium zinc oxide thin films, *Thin Solid Films.* 545 (2013) 533–536. doi:10.1016/j.tsf.2013.07.084.
- [30] P.K. Nayak, M.N. Hedhili, D. Cha, H.N. Alshareef, High performance solution-deposited amorphous indium gallium zinc oxide thin film transistors by oxygen plasma treatment, *Appl. Phys. Lett.* 100 (2012) 202106–202106–4. doi:doi:10.1063/1.4718022.
- [31] J.-Y.K. Seok-Jun Won, The Formation of an Almost Full Atomic Monolayer via Surface Modification by N<sub>2</sub>O-Plasma in Atomic Layer Deposition of ZrO<sub>2</sub> Thin Films, *Chem. Mater.* - CHEM MATER. (2009). doi:10.1021/cm9005234.
- [32] A. Olziersky, P. Barquinha, A. Vilà, L. Pereira, G. Gonçalves, E. Fortunato, et al., Insight on the SU-8 resist as passivation layer for transparent Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–ZnO thin-film transistors, *J. Appl. Phys.* 108 (2010) 064505–064505–7. doi:doi:10.1063/1.3477192.

---

---

## CONCLUSIONS GENERALES

---

---

Les principaux résultats sont les suivants :

### **Mise au point du dépôt de couche active et de la réalisation des TFTs :**

Nous nous sommes tout d'abord intéressés à l'impact des conditions de dépôt de la couche active sur ses propriétés physiques. Concernant les propriétés électriques, nous avons constaté que la densité des porteurs de charge ( $N_e$ ) de la couche active diminue lorsque le débit d'oxygène, paramètre variable lors de son dépôt, augmente. De plus, les couches actives déposées à 200°C et à 4 sccm d'oxygène, présentent un  $N_e$  de l'ordre de  $10^{17} \text{ cm}^{-3}$ , qui est dans la gamme visée pour la réalisation des TFTs. La mobilité des couches d'IGZO est observée entre 3 et 16  $\text{cm}^2/\text{Vs}$  lorsque le débit d'oxygène varie entre 0 et 4 sccm ce qui est acceptable. Concernant les propriétés morphologiques et structurales, nous avons mis en évidence la nature amorphe de la couche. Cette structure amorphe reste stable jusqu'à une température d'environ 600°C. Par ailleurs, une surface de faible rugosité (RMS = 0.23 nm) a été obtenue. Enfin, nous avons mis en avant que la composition chimique de la couche active est homogène sur toute sa profondeur. La présence d'un autre élément, l'hydrogène, a été également relevée.

### **Influence du recuit sur les caractéristiques des TFTs :**

Nous nous sommes, dans un second temps, intéressés à l'influence d'un recuit sur les caractéristiques électriques des TFTs. Un comportement du canal comme une couche résistive a été observé dans le cas de recuit sous azote ou en l'absence de recuit. Au contraire, des TFTs fonctionnels ont été obtenus dans le cas d'un recuit sous oxygène. Nous avons mis en avant que la différence observée suivant des conditions de recuit est due à la variation de la densité des porteurs de charge.  $N_e$ , ou le nombre de lacunes d'oxygène (par rapport au nombre total d'atomes d'oxygène), atteint la valeur la plus élevée dans le cas de recuit sous azote, tandis qu'il est le plus faible pour le recuit sous oxygène. Concernant l'influence de la température de recuit, une température proche de la température du dépôt de la couche active ne favorisera pas la fabrication des TFTs

opérationnels. Par ailleurs, le recuit sous oxygène à 300°C présente les meilleures caractéristiques des TFTs en comparaison aux recuits à 350°C et à 400°C. En ce qui concerne la durée de recuit, une durée comprise entre une et trois heures pourrait être un bon choix. Enfin, un recuit durant une heure, sous oxygène, à 300°C a été établi pour des études présentées dans la suite de la thèse.

#### **Caractérisation des premiers TFTs à base d'a-IGZO :**

Les premiers TFTs de la structure BCE, recuits selon les conditions choisies précédemment, présentent des rapports de courant  $I_{ON}/I_{OFF}$  de l'ordre de  $10^7 - 10^8$ , accompagnés de très faibles courants en régime bloqué, de l'ordre de  $10^{-13} - 10^{-12}$  (A) à une tension  $V_{GS}$  égale à -20 V. En plus, aucune augmentation d' $I_{OFF}$  a été observée lors de l'augmentation de la tension de drain. La mobilité des TFTs est comprise entre 5 et 15  $cm^2/Vs$ . La pente sous le seuil est d'environ 0.3 V/décade. La tension de seuil ( $V_T$ ), quant à elle, reste encore faible. Globalement, nous avons obtenu des TFTs aux performances comparables à celles de l'état de l'art, dès la première campagne de fabrication.

#### **Etude de la passivation pour les TFTs :**

Les TFTs non-passivés présentent des caractéristiques électriques instables lorsqu'ils sont exposés à l'atmosphère ambiante. Une étude de passivation paraît donc indispensable. Nous avons constaté qu'une couche de  $SiO_2$  (PECVD) ou d' $Al_2O_3$  (ALD) dégradent les TFTs au lieu de les protéger. La tension de seuil se décale progressivement dans le sens négatif lorsque l'on augmente l'épaisseur de la couche d' $Al_2O_3$  ou le débit de Silane durant le dépôt du  $SiO_2$ . De plus, les TFTs passivés par 25 nm de l' $Al_2O_3$ , ou par 100 nm de  $SiO_2$  déposée avec 125 sccm de silane, deviennent résistifs. Le courant de fuite et la pente sous le seuil ont été dégradés également dans le cas de présence de  $SiO_2$ . En revanche, ces dernières restent constantes en présence d'une couche d' $Al_2O_3$ . Une des raisons principales de cette différence a été relevée : l'incorporation de l'hydrogène. La concentration de ce dernier, généré lors de la passivation, devient plus importante lorsque le débit de silane ou le nombre de cycles des précurseurs du TMA et de l' $H_2O$  augmente. Après sa diffusion dans la couche d'IGZO, l'hydrogène a tendance à créer des liaisons avec l'oxygène pour former les groupes hydroxyles (-OH). L'hydrogène en excès, en se positionnant de manière interstitielle dans la couche, va participer à la conduction du canal d'IGZO. Afin d'éliminer la concentration d'hydrogène lors de la

passivation, plusieurs méthodes ont été proposées. Dans le cas de PECVD, des dépôts à 250°C ou à puissance plus faible n'apportent pas d'amélioration. En ALD, un changement de précurseur d'eau à oxygène, ou un dépôt à 300°C conduit à des caractéristiques encore moins bonnes. La présence d'une couche tampon d'AlQ<sub>3</sub> avant de passiver des TFTs par Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> emmène d'une amélioration de  $V_T$ , mais avec une efficacité limitée. Le traitement par plasma d'oxygène ou de N<sub>2</sub>O a montré une amélioration de  $V_T$ . Toutefois ce traitement induit une forte dégradation du courant de fuite, de presque trois ordres de grandeur.

Les études effectuées sur la passivation ont indiqué la nécessité d'une couche « Etch Stopper ». Cette couche nous permettra dès son dépôt protéger le canal, des influences de l'atmosphère ambiante, des éventuels impacts du procédé de la réalisation des TFTs, et de la passivation.

Au final, au cours de ce travail de thèse, nous avons :

- approfondi les connaissances sur les propriétés physiques du matériau IGZO, en confirmant sa sensibilité à l'oxygène et à l'hydrogène, révélée par plusieurs groupes de recherche.
- réussi à développer des premiers TFTs à base d'a-IGZO avec les caractéristiques dans l'état de l'art, à l'exception de la tension de seuil.
- apporté des connaissances sur l'influence des différentes passivations sur les caractéristiques électriques des TFTs, en rendant compte du fait qu'une couche de « Etch Stopper » est indispensable à l'obtention des TFTs de haute performance.

## PERSPECTIVES

---

---

### **Caractérisation du matériau IGZO selon les autres paramètres du dépôt :**

Dans ce travail de thèse, toutes les études, particulièrement la caractérisation du matériau semiconducteur, ont été effectuées sur des couches minces déposées par pulvérisation cathodique en utilisant une cible  $\text{InGaZnO}_4$  polycristalline. Les propriétés électriques de l'IGZO ont été évaluées suivant la température du dépôt et le débit d'oxygène lors du dépôt. Nous pourrions aussi faire varier les autres paramètres du procédé, tels que la puissance de plasma, ou la pression du travail. La littérature montre que ces derniers ont des effets remarquables sur les couches minces déposées. Par ailleurs, une pulvérisation utilisant trois cibles séparées pourra modifier significativement les propriétés du matériau. Par conséquent, il sera intéressant d'étudier ce type de dépôt dans l'avenir.

### **Etude de stabilité vis-à-vis d'un stress électrique des TFTs**

Selon les études bibliographiques, des TFTs à base d'a-IGZO sont instables sous l'effet d'un stress électrique ou d'un flux lumineux. Dans notre étude, une fois les paramètres des TFTs stabilisés à atmosphère ambiante grâce à une couche de passivation, il sera intéressant d'étudier leurs stabilités électriques. Cette étude nous permettra d'évaluer la performance du TFT lors de son utilisation comme une source d'alimentation pour des OLEDs.

### **Passivation des TFTs de type BCE**

Etant donné que l'hydrogène est une des raisons principales de la dégradation des caractéristiques électriques des TFTs, des processus de passivation contenant peu d'hydrogène seront préconisés. Par ailleurs, les méthodes permettant de diminuer la concentration des porteurs de charge, avant ou après la passivation, nous paraissent utiles. Plus particulièrement, des études avec un traitement par plasma de  $\text{N}_2\text{O}$  méritent d'être creusées. Un dépôt par ALD accompagné d'un traitement par plasma de  $\text{N}_2\text{O}$  au préalable pourrait être intéressant.

### **Etude des TFTs de type ESL**

Plusieurs études de passivation nous indiquent la nécessité d'une couche « Etch Stopper » à l'obtention de TFTs de haute performance. Autrement dit, un TFT de la structure ESL paraît plus adapté dans le cas d'IGZO à cause de sa forte sensibilité à l'atmosphère ambiante, plus spécifiquement à l'oxygène et l'hydrogène. Des études sur cette configuration des transistors pourraient être intéressantes.



## Etude des transistors en couches minces à base d'Indium Gallium Zinc Oxide pour leurs applications aux écrans plats à matrice active LCD et OLED

### **Résumé :**

Ce travail de thèse a pour sujet l'étude de transistors en couches minces (TFTs) à base d'Indium Gallium Zinc Oxide (IGZO). Nous nous sommes intéressés au procédé de réalisation des TFTs, et à la caractérisation des couches IGZO afin d'obtenir les caractéristiques au plus près de l'état de l'art. Nous avons également étudié le processus de passivation, paramètre identifié comme critique pour stabiliser les TFT et atteindre de bonnes performances.

Dans un premier temps, nous avons mis au point les conditions du dépôt de la couche active, et de la réalisation des TFTs. Les analyses morphologiques et structurales ont montré l'absence de cristallites de couche, ainsi qu'une surface peu rugueuse. La densité des porteurs de charge de la couche IGZO diminue lorsque le débit d'oxygène, variable durant son dépôt, augmente. La couche active déposée à 200°C et à 4 sccm d'oxygène présente une densité de porteurs de charge de l'ordre de  $10^{17} \text{ cm}^{-3}$ , valeur adaptée au fonctionnement des TFTs.

Dans un second temps, nous avons évalué l'influence d'un recuit sur les caractéristiques des TFTs. Nous avons mis en évidence que le recuit sous oxygène conduit à des TFTs opérationnels, tandis que celui sous azote ou en absence de recuit induisent une suppression de l'effet de champ. Nos études ont également montré qu'une température de recuit de 300°C est favorable aux performances des transistors. Les premiers TFTs présentent des mobilités entre 5 et 15  $\text{cm}^2/\text{Vs}$ , des rapports  $I_{\text{ON}}/I_{\text{OFF}}$  de l'ordre de  $10^7$ , et des pentes sous le seuil d'environ 0.3 V/décade. Les tensions de seuil ( $V_{\text{T}}$ ), quant à elles, demeurent faibles (entre -4 et -2 V) donc restent à améliorer.

Pour finir, nous avons étudié l'impact d'une couche de passivation sur les TFTs, en raison de la dégradation des caractéristiques de ces derniers dans l'atmosphère ambiante. Les couches de  $\text{SiO}_2$  (déposée par PECVD) et d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  (déposée par ALD) ont été étudiées. Nous avons mis en évidence que ces passivations peuvent dégrader les TFTs au lieu de les protéger.  $V_{\text{T}}$  tend à se décaler dans le sens négatif lorsque l'on augmente l'épaisseur de la couche d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  ou le débit de silane durant le dépôt du  $\text{SiO}_2$ . Une des raisons principales de ce phénomène est la présence de l'hydrogène généré lors de la passivation. Nous avons évalué les solutions pour éviter la dégradation lors du dépôt et assurer une bonne protection du TFT.

Study of thin film transistors based on Indium Gallium Zinc Oxide for their applications in active matrix flat panel LCD and OLED display

**Summary:**

This thesis aims to study thin-film transistors (TFTs) based on Indium Gallium Zinc Oxide (IGZO) in the framework of applications in active matrix flat panel LCD and OLED display. The TFT fabrication process and the characterization of IGZO deposited film are two key studies in this thesis in order to obtain TFT electrical characteristics close to the state-of-the-art. We have also studied the passivation which is identified as crucial for stabilizing the TFT and achieving good performance.

The deposition of the active layer and the fabrication process of TFT are firstly studied. Smooth surface of deposited films is demonstrated by AFM and the absence of the crystalline peak of the material is shown by X-ray diffraction. The density of charge carriers decreases with the increase of oxygen flow rate. The active layer deposited at 200°C and at 4 sccm of oxygen flow has a carrier density in the order of  $10^{17} \text{ cm}^{-3}$  which is suitable for TFT operation. This condition is chosen to fabricate IGZO-based TFT in this thesis.

In a second step, we have evaluated the influence of annealing condition on TFTs' electrical characteristics. Annealing in oxygen leads to operational TFTs while doing the same under nitrogen or the absence of annealing suppresses field-effect behavior. Our studies have also shown that annealing temperature of 300°C is suitable to obtain good performance of the transistors. From this study, we have obtained TFTs with high mobility (between 5 and 15  $\text{cm}^2/\text{Vs}$ ), high  $I_{\text{ON}}/I_{\text{OFF}}$  ratios (about  $10^7$ ), and reasonable sub threshold slope (about 0.3 V/decade). The threshold voltage ( $V_{\text{T}}$ ) however remains low (between -4 and -2 V) and needs to be improved.

Finally, we have investigated the impact of a passivation layer on the performance of IGZO TFTs.  $\text{SiO}_2$  film (deposited by PECVD) and  $\text{Al}_2\text{O}_3$  film (formed by ALD) were studied. We have observed that such passivation can degrade the TFTs rather than protecting them. Concretely,  $V_{\text{T}}$  shifts in negative direction when increasing the  $\text{Al}_2\text{O}_3$  layer thickness or the silane flow during  $\text{SiO}_2$  deposition. Principal reason for this shift is the presence of hydrogen which is generated during passivation. We have evaluated some solutions to reduce the degradation during deposition and ensure a good protection of the TFTs.

## LISTE DES PUBLICATIONS ET COMMUNICATIONS

---

---

### Publications dans des revues :

- T-T-T. Nguyen, O. Renault, B. Aventurier, *et al.*: “*Analysis of IGZO Thin-Film Transistors by XPS and relation with electrical characteristics*” – Journal of Display Technology, Vol 9, (2013) Page 770-774.
- T-T-T. Nguyen, B. Aventurier, T. Terlier, *et al.*: “*Impact of passivation conditions on characteristics of Bottom-gate IGZO Thin-film Transistors*” - Journal of Display Technology (2014 - Soumis).
- T-T-T. Nguyen, B. Aventurier, O. Renault, *et al.*: “*Impact of hydrogen diffusion on electrical characteristics of IGZO TFTs passivated by SiO<sub>2</sub> or Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>*”. IEEE (2014) – doi : 10.1109/AM-FPD.2014.6867154

### Conférences :

- Oral au nanoTCM2012 (International Workshop on Transparent Conductive Material) – Grenoble 14-15 Juin 2012: “*Characterization of transparent Indium Gallium Zinc Oxide semiconductor for application in thin-film transistors*”.
- Poster au JNDRM2012 (Journées Nationales du Réseau Doctoral en Micro-nanoélectronique) – Marseille 18-20 Juin 2012: “*Studying of TFT based on IGZO for applications to active matrix OLED display*”.
- Poster au ISFOE2012 (International Symposium Flexible Organics Electronics) – Grèce 02-05 Juillet 2012: “*Analysis of Indium Gallium Zinc Oxide films for the development of active-matrix organic light-emitting diode (AMOLED) displays*”.
- Poster au ITC2013 (International Thin Film Transistors Conference) – Japon 01-02 Mars 2013: “*Analysis of IGZO Thin-Film Transistors by XPS and relation with electrical characteristics*”.

- ITC2014 ((International Thin Film Transistors Conference) – Pays-Bas 23-24 Janvier 2014: *“Impact of passivation conditions on characteristics of Bottom-gate IGZO Thin-film Transistors”*.
- Poster au AMFPD14 (International Workshop on Active Matrix Flat Panel Display) – Japon 03-05 Juillet 2014 : *“Impact of hydrogen diffusion on electrical characteristics of IGZO TFTs passivated by SiO<sub>2</sub> or Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>”*