Etude des propriétés électriques et physico-chimiques des couches minces de SiO₂ en cours de croissance

C. Raisin, E. Vieujot-Testemale, R. Bonny, L. Lassabatère

► To cite this version:

C. Raisin, E. Vieujot-Testemale, R. Bonny, L. Lassabatère. Etude des propriétés électriques et physico-chimiques des couches minces de SiO₂ en cours de croissance. *Revue de Physique Appliquée*, 1984, 19 (12), pp.997-1003. 10.1051/rphysap:019840019012099700 . jpa-00245296

HAL Id: jpa-00245296

<https://hal.science/jpa-00245296>

Submitted on 1 Jan 1984

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.

Classification

Physics Abstracts

73.00 — 73.90 — 73.60H

Etude des propriétés électriques et physico-chimiques des couches minces de SiO₂ en cours de croissance (*)

C. Raisin, E. Vieujot-Testemale, R. Bonny et L. Lassabatère

Laboratoire d'études des surfaces, interfaces et composants (+), U.S.T.L.,
Place Eugène Bataillon, 34060 Montpellier Cedex, France

(Reçu le 16 mai 1984, révisé le 6 septembre, accepté le 13 septembre 1984)

Résumé. — Dans cet article, nous présentons une étude de l'évolution des propriétés électroniques et de la composition de l'interface Si-SiO₂ en cours de croissance de l'oxyde. Partant d'une surface caractérisée *in situ*, nous étudions les variations du travail de sortie lors de l'interaction avec l'oxygène. Nous montrons que lorsque l'épaisseur croît, le travail de sortie passe par un maximum dont la position par rapport à l'interface dépend des conditions de croissance, puis se stabilise lorsque la structure de l'oxyde correspond à la silice. Ces variations sont corrélées par l'intermédiaire d'un suivi Auger à l'évolution de la composition chimique lors de la croissance. Ces résultats sont ensuite discutés en prenant en compte des dipôles ou des charges qui peuvent être reliés à l'arrangement atomique des couches lors de la transition Si-SiO₂.

Abstract. — Changes in electrical properties and chemical composition of the Si-SiO₂ interface during oxide growth are presented. We study the work function variations of a *in situ* characterized surface during interactions with oxygen. As oxide thickness is increasing, we show that the work function goes through a maximum whose distance from the interface depends on growth conditions, and then reaches a saturation value when oxide is bulk SiO₂. These variations are correlated through Auger studies with the changes in the chemical composition of the growing oxide. These results are then discussed in terms of dipoles or charges which can be related to atomic arrangement in the Si-SiO₂ transition layer.

1. Introduction.

L'élaboration de circuits intégrés fiables avec des composants de dimensions inférieures au micron implique un contrôle plus strict des techniques et des procédés de fabrication, contrôle dont la nécessité résulte, en particulier, de la meilleure connaissance théorique des processus atomiques qui interviennent dans la formation et la croissance des dispositifs en couches minces.

En effet, de nombreux problèmes sont liés à la structure atomique de l'interface Si-SiO₂ dont l'influence sur les propriétés du MOS s'avère très importante. L'isolant de grille de ces composants est formé par oxydation thermique à travers une réaction qui est contrôlée en partie par des mécanismes atomiques à l'interface [1-4] où sont localisés de nombreux défauts qui interviennent de façon déterminante dans le comportement du composant [5-8]. L'arrangement atomique dans la zone interfaciale est de ce fait devenu l'objet

d'études nombreuses effectuées ces toutes dernières années [9-12]. Ces études centrées sur les points précédents et qui s'attachent aux premières phases de l'oxydation ont été complétées par des travaux portant sur les mécanismes d'oxydation et le transfert de matière, à travers l'oxyde en couche très mince [13-16].

Malgré une densité très importante de travaux et des résultats fort encourageants de nombreuses questions ne sont pas, à l'heure actuelle élucidées. En particulier :

- aucun modèle ne rend compte de façon pleinement satisfaisante des cinétiques d'oxydation dans le cas de films minces pour lesquels le rôle de l'interface doit être important,

- la contribution des propriétés de la surface initiale, de sa préparation, de son traitement aux propriétés de l'oxyde n'a été que peu étudiée,

- des techniques d'analyse des surfaces utilisées pour la caractérisation physico-chimique de l'oxyde ont permis de mettre en évidence trois zones entre la silice massive et le silicium ; leur structure, la nature et les caractéristiques de leurs défauts ne sont pas claire-

(*) Communication présentée aux Journées du G.C.I.S., Toulouse les 15 et 16 décembre 1983.

(+) ERA CNRS 1022.

ment déterminés. De ce fait, la charge d'espace voisine de l'interface dont il est établi qu'elle est sensiblement indépendante du dopant, de l'épaisseur et qui avait été initialement attribuée à un excès de silicium dans la silice n'a pu être corrélée de façon certaine à l'état physico chimique des zones,

— l'influence des conditions de croissance sur les propriétés électriques de l'interface et de l'oxyde a été peu étudiée.

Dans ce contexte, nous nous sommes initialement attachés à l'étude des propriétés électroniques des surfaces, en liaison avec, en particulier, les conditions de préparation et de traitement [17-18]. Nous avons ensuite étudié les toutes premières phases de l'interaction oxygène-Si, puis nous avons axé notre travail sur l'étude des mécanismes de croissance et sur l'influence des différents paramètres (propriété de la surface de départ, vitesse d'oxydation...) en nous proposant ensuite de corréler les propriétés de l'oxyde et du MOS réalisé *in situ* aux paramètres d'élaboration. Ce présent article est essentiellement consacré à l'étude des modifications des propriétés électroniques et de la composition de l'interface en cours de croissance et à l'analyse de modèles susceptibles de permettre une corrélation entre elles.

2. Méthodologie et dispositif expérimental.

2.1 MÉTHODOLOGIE. — Après avoir défini les conditions de préparation permettant d'obtenir des surfaces ayant des propriétés différentes [17-21], nous avons choisi, pour les études que nous reportons ici, de travailler sur des surfaces propres. Ces surfaces sont obtenues par dégraissage, suivi d'un chauffage sous ultravide à 1 050 °C [19-21]. Elles sont caractérisées par la présence de traces de carbone en quantités très faibles (quelques centièmes de monocouche). L'oxydation de ces surfaces est réalisée sous faible pression d'oxygène (entre 1 et 10^{-3} torr) et dans une gamme de température comprise entre 700 et 1 000 °C.

L'étude de la surface initiale, le suivi de l'évolution de ses propriétés et de celles de la couche d'oxyde en cours de croissance sont effectués par spectroscopie d'électrons Auger et mesure du travail de sortie par la méthode de Kelvin [22-23].

2.1.1. Caractérisation électrique. — La méthode de Kelvin permet d'avoir accès à la différence de potentiel de contact entre la surface et une électrode de référence. Elle fournit donc directement la quantité

$$\Delta\phi = \phi_{sc} - \phi_R$$

où ϕ_{sc} représente le travail de sortie du semiconducteur et ϕ_R celui de l'électrode de référence.

Dans le cas d'une surface propre caractérisée par une barrière de surface de hauteur V_s et par une affinité électronique χ , ϕ_{sc} s'exprime en fonction de ces quantités par la relation

$$\phi_{sc} = \chi - eV_s + (E_C - E_F)_b$$

$(E_C - E_F)_b$ représente la distance énergétique entre bande de conduction et niveau de Fermi en volume.

Dans le cas d'une surface réelle ou d'une surface recouverte d'une très mince couche d'oxyde, le schéma classique des bandes doit être modifié pour prendre en compte une éventuelle chute de tension V_{ox} dans l'oxyde, chute de tension qui sera équivalente à une modification d'affinité électronique de valeur $d\chi = -eV_{ox}$.

Lorsque en plus une couche dipolaire recouvre la surface, la chute de potentiel V_d quand on la traverse se traduira encore par une modification de l'affinité électronique qui sera reliée à la densité σ de dipôle et à leur moment par la relation :

$$d\chi = -e\sigma\mu/\epsilon_0 = -eV_d$$

μ étant la composante du moment dipolaire perpendiculaire à la surface.

L'expression générale du travail de sortie (voir Fig. 1) dans le cas où une couche d'oxyde et une couche dipolaire seront simultanément présentes aura donc la forme :

$$\phi'_{sc} = (\chi - d\chi) - eV_s + (E_C - E_F)_b$$

avec

$$d\chi = -eV_{ox} - eV_d.$$

Cette relation explicite les contributions éventuelles au travail de sortie. Elle montre que la méthode de Kelvin en fournissant directement $\Delta\phi$ et ses variations (en un même point en raison de l'évolution de la surface ou le long de la surface par l'intermédiaire des topographies) permet de mettre en évidence la contribution globale des charges dans l'oxyde et des dipôles au travail de sortie, contribution qui s'ajoute à celle de la barrière de surface dans le semiconducteur.

Fig. 1. — Travail de sortie d'une surface réelle.

[Work function for real surface.]

2.1.2. Analyse physico-chimique. — Cet aspect propriétés électriques est complété par une étude en parallèle des propriétés physico-chimiques de la surface par effet Auger. Le passage du substrat massif Si à l'oxyde massif SiO₂ se fait par l'intermédiaire d'une zone de transition qui comporte en particulier du SiO_x. Le suivi des pics Auger d'énergie 83 eV pour SiO_x, 92 pour Si et 78 pour SiO₂ permet à partir de la mesure de leur amplitude de déterminer l'évolution de la composition de la couche en cours de croissance [24-25].

On obtient ainsi des informations sur les toutes premières phases de l'oxydation, sur la croissance de la couche et sur l'évolution de l'interface en cours de formation.

2.1.3. Mesure des épaisseurs. — La détermination de l'épaisseur de la couche d'oxyde est effectuée en utilisant la cinétique de croissance établie par d'autres auteurs pour des conditions identiques [13, 16].

Parallèlement, l'étude de l'évolution des pics Auger Si (92) et SiO₂ (78) ou la comparaison de l'atténuation des pics basse énergie Si (92) et haute énergie Si (1619) dont les longueurs d'échappement sont très différentes permettent également de déterminer l'épaisseur (26). Les différentes valeurs ainsi obtenues sont en bon accord.

2.2 DISPOSITIF EXPÉRIMENTAL. — Les expériences sont réalisées dans une enceinte ultra vide avec pompage ionique (vide limite 10⁻⁹ torr). Cet ensemble (Fig. 2) permet la préparation du substrat, l'oxydation, l'analyse *in situ* des surfaces par la mesure du travail de sortie et la spectroscopie d'électrons Auger et la métallisation.

Les échantillons (14 × 8 × 0,3 mm) sont montés sur un porte-échantillon placé à l'extrémité d'un micro-manipulateur qui permet le positionnement devant le

poste de travail souhaité et, en particulier, le déplacement de la surface étudiée devant la sonde de Kelvin ou devant le spectromètre Auger pour faire des analyses topographiques [22, 23, 27].

Les substrats peuvent être chauffés jusqu'à 1 250 °C par passage d'un courant régulé ; la température de la surface est contrôlée à l'aide d'un pyromètre infrarouge (± 5 °C).

Généralement deux échantillons sont montés et étudiés simultanément. Ceci permet de faire, en particulier, des études comparatives pour déterminer l'influence du matériau (orientations cristallographiques et dopages différents) et des conditions de préparation (nettoyages et paramètres d'adsorption ou d'oxydation différents) [21].

Pour l'adsorption et l'oxydation de l'oxygène pur (99,998) est introduit dans l'enceinte, la pompe ionique étant arrêtée. La pression dynamique d'oxygène (1 à 10⁻³ torr) est obtenue en utilisant une micro-fuite pilotée par une jauge Pirani et un pompage à sorption.

3. Résultats.

Les études ont été effectuées sur des substrats de silicium de type n (dopés P-1 à 10 Ωcm) et de type p (dopés B-1 à 22 Ωcm) avec des orientations différentes (100) et (111).

Nous avons précédemment montré que les surfaces propres sont homogènes du point de vue du travail de sortie (topographies). De plus celui-ci étant indépendant du dopage, nous avons conclu à l'ancrage du niveau de Fermi à la surface [21]. Cet ancrage se situe suivant l'orientation de la surface à 300 ou 400 meV environ au-dessus de la bande de valence.

Lors de l'adsorption de l'oxygène (stade qui précède l'oxydation proprement dite) deux phases distinctes sont nettement mises en évidence par l'évolution du travail de sortie. Nous avons interprété ce résultat par la formation d'un dipôle de surface (champ électrique dirigé vers l'extérieur), dipôle qui s'inverse lorsque l'exposition croît (≥ 10⁴ Langmuir) en raison de la pénétration de l'oxygène dans le réseau de Si [21]. L'étude Auger des surfaces met alors en évidence la formation d'une couche d'oxyde riche en Si (SiO_x, x < 2) traduisant un mécanisme de chimisorption (pic à 83 eV).

Pour préciser la croissance de l'oxyde, nous étudions en parallèle les variations avec l'épaisseur d'oxyde du travail de sortie et des différents pics Auger. Pour obtenir une couche d'oxyde importante il est nécessaire, à température fixe, de faire croître la pression d'oxygène de 10⁻³ à 10⁻¹ torr (Fig. 3).

Les courbes de variations du travail de sortie en fonction de l'épaisseur du film d'oxyde permettent de distinguer 3 zones (Fig. 3).

— La zone I : dans cette zone, le travail de sortie varie lentement et de façon sensiblement linéaire avec l'épaisseur (Fig. 4).

— La zone II : les variations du travail de sortie sont importantes et, en particulier, il passe par un

Fig. 2. — Dispositif expérimental.

[Experimental set up.]

Fig. 3. — Variation du travail de sortie en cours de croissance de l'oxyde sur substrats de types n et p (SP pour surfaces propres AO après adsorption d'oxygène).

[Work function changes during the oxide growth on n and p type substrates (SP for clean surfaces, AO after oxygen adsorption).]

Fig. 4. — Variation du travail de sortie dans la zone I pour différentes conditions d'oxydation (travail de sortie de la surface propre choisi comme origine de $\Delta\phi$).

[Work function changes on region I with different oxidation condition (we have chosen the work function of clean surfaces for $\Delta\phi$ origin).]

maximum qui se situe à environ 1 000 meV au-dessus de la valeur correspondante à la surface propre.

— La zone III : caractérisée par une stabilisation du travail de sortie.

Les courbes dont l'allure générale est toujours la même sont cependant comme le montre clairement la figure 5 influencées par la température d'oxydation.

Fig. 5. — Variation du travail de sortie en cours de croissance pour différentes températures d'oxydation (Δ et $\bullet$ type n, $\square$ et $+$ type p).

[Work function change during the growth with different oxidation temperatures (Δ et $\bullet$ n type, $\square$ et $+$ p type).]

Le maximum se déplace vers les faibles épaisseurs quand la température décroît. Par contre, la pression d'oxygène en cours de croissance, dans la gamme explorée (10^{-1} à 10^{-3} torr), n'a pas d'influence comparativement aux effets de la température.

Le paramètre dopage n'intervient pas dans les zones I et II. Par contre, pour les épaisseurs plus élevées, zone III, nous avons noté des différences dans les courbes. Des expériences successives ayant conduit à des résultats opposés ($\phi_n > \phi_p$ ou $\phi_p > \phi_n$) nous n'avons à ce jour, pu conclure quant à la contribution éventuelle du type.

Le relevé des spectres Auger met, quand à lui, clairement en évidence l'évolution des compositions en cours de croissance et permet de préciser la nature chimique des composés dans chaque zone (Figs. 6 et 7). On voit ainsi clairement que la variation linéaire du travail de sortie (zone I) correspond à la formation de SiO_x , la zone II est quant à elle, liée à la formation d'oxyde stoechiométrique SiO_2 . Cette corrélation entre les courbes obtenues par les deux méthodes est encore confortée si on s'intéresse à la pente des courbes, c'est-à-dire au caractère plus ou moins rapide des transitions : on voit par les deux méthodes que au voisinage du silicium, c'est à basse température que les variations avec l'épaisseur sont les plus rapides, ce qui est en bon accord avec les études de Helms *et al.* [24], études effectuées par décapage et profil Auger de couches d'oxyde d'épaisseur supérieure à 200 Å.

4. Discussion.

Les résultats vont bien dans le sens de l'appréhension de l'interface telle qu'elle se dégage des nombreuses études effectuées ces toutes dernières années. En effet, des travaux récents de spectroscopie d'électrons ont permis de dégager une morphologie de l'interface Si-SiO₂ [8-11, 28] avec une zone de transition d'une à deux couches atomiques de SiO_x , puis une zone de SiO_2 perturbé sur une épaisseur d'une dizaine d'Å,

Fig. 6. — Spectres Auger obtenus sur une surface Si (100) à différents stades d'oxydation.
[Auger spectra obtained on different oxidized Silicon (100) surface.]

zone ayant des propriétés différentes de la silice volumique (présence de défauts structuraux). Compte tenu de cet aspect structural de l'interface, il semble possible d'associer toute la zone II à la silice perturbée, des défauts de structure étant à l'origine de défauts électriques (charges dans l'oxyde) pouvant induire la très forte évolution du travail de sortie dans cette zone. La zone III, quant à elle, correspondrait à la formation de SiO₂ non perturbé, donc non chargé et cette absence de charges électriques dans le matériau se traduisant par une stabilité du travail de sortie (Fig. 8).

On peut à ce stade envisager de corrélérer les différentes mesures que nous avons faites en nous appuyant pour cela sur des résultats publiés ces dernières années. Les hypothèses qui ont été faites pour interpréter la formation de l'interface partent de modèles simples de distribution des atomes en surface, atomes sur lesquels vient s'articuler la première couche de SiO_x. Le passage de cette première couche à la silice massive se fait ensuite par l'intermédiaire de couches successives de moins en moins distordues qui assurent la transition. Cette zone est caractérisée par des liaisons dont une vue possible a été, en particulier, proposée par Herman et Kasowski [7]. La croissance de l'oxyde suivant cet auteur pourrait être simulée par un modèle de structure qui peut servir de base à des calculs de trans-

Fig. 7. — Composition chimique de l'interface Si-SiO₂ obtenue à partir des spectres Auger (Fig. 6). □ Si(92), △ SiO_x(83), ■ SiO₂(78).
[Chemical composition of Si-SiO₂ interface obtained with Auger spectra (Fig. 6).]

Fig. 8. — Structure de l'interface et zones de travail de sortie.

[Interface structures and work function regions.]

fert électronique. Partant de ce modèle schématisé sur la figure 9, on voit que la première fixation d'oxygène et le transfert d'électrons $\text{Si} \rightarrow \text{O}$ qui en résulte se traduit par la formation d'un dipôle partie négative vers l'extérieur qui conduirait à une croissance du travail de sortie. Il en serait de même pour la couche suivante. Par contre, la mise en place de la couche qui suit, la dernière avant la structure SiO_2 , conduirait à une décroissance du travail de sortie. Globalement, la variation que nous avons obtenue pourrait donc être interprétée en termes de structure et de dipôles. En fait, la variation du travail de sortie (croissance, puis décroissance) correspondant au modèle est localisée sur une épaisseur de quelques Å, alors qu'en ce qui nous concerne, elle s'étend sur une trentaine d'Å. De plus, dans la mesure où son étendue dépend de la température, il faudrait admettre que le modèle correspond à une interface idéale qui ne rend pas compte de la réalité. En fait, la croissance se fait vraisemblablement de façon non uniforme le long de la surface, des zones à structure initiale amorphe sont certainement juxtaposées à des zones à structure du type représenté par le modèle [9]. Lors de la croissance, toutes les zones tendent vers la structure de la silice, la structure correspondant au modèle se met en place, mais de façon différente suivant la zone considérée.

Dans cette hypothèse, on peut donc s'attendre au niveau de la mesure qui intègre sûrement plusieurs zones différentes, à avoir des variations sur des épaisseurs plus grandes. Par ailleurs, d'autres considérations sont à prendre en compte. En effet, il est bien établi que la zone perturbée est le siège de pièges multiples, donneurs et accepteurs, dont la nature est liée aux défauts de structure. Il est logique d'envisager une variation de leur densité, variation qui peut rendre compte de l'effet observé. Si, par exemple, la densité des accepteurs est supposée supérieure à la densité des donneurs dans la zone comprise entre 0 et quelques Å et inférieure au-delà, on peut s'attendre à obtenir une variation du type observé. On peut encore avoir des

Fig. 9. — Modèle d'interface ordonné [7, 9].

[Model of ordered interface [7, 9].]

variations du travail de sortie du même genre à condition de supposer que les états accepteurs et donneurs sont effectivement présents en surface et que leur densité relative varie de telle façon que dans la zone de transition, les accepteurs majoritaires au premier stade de la croissance deviennent ensuite minoritaires. Il suffirait alors d'admettre que la surface de la silice bien structurée comporte des densités d'états négligeables ou qui se compensent parfaitement pour expliquer la constance du travail de sortie à une épaisseur supérieure à 30 Å.

En fait, il est raisonnable de penser que ces différents mécanismes sont simultanément présents, leur importance relative dépendant entre autre des conditions de croissance de l'oxyde. La détermination de leur part respective éventuelle ne peut se faire qu'à partir de calculs numériques prenant en compte des valeurs numériques réelles ce que nous faisons actuellement.

5. Conclusion.

L'objet de notre étude est axé sur une meilleure connaissance de l'interface Si-SiO_2 au travers des processus qui régissent sa formation. La mesure du travail de sortie aux différents stades de la croissance de la couche d'oxyde a mis en évidence la présence de 3 zones avec des propriétés électriques caractéristiques, l'une proche du Si, une zone intermédiaire et enfin une zone de silice aux propriétés volumiques. L'existence de ces trois zones de variations du travail de sortie a pu être corrélée à l'état physico-chimique de l'interface déduit des mesures Auger.

De la discussion de ces résultats, il ressort que l'arrangement atomique particulier nécessité par la transition Si-SiO_2 et (ou) les défauts structuraux présents dans la zone interfaciale peuvent être à l'origine de dipôles ou de charges responsables des très fortes variations du travail de sortie observées, variations dépendantes des conditions de croissance de l'oxyde.

Bibliographie

- [1] MOTT, N. F., *Philos. Mag. A* **45** (1982) 323.
[2] TILLER, W. A., *J. Electrochem. Soc.* **127** (1980) 619.
[3] ROSENCHER, E., STRABONI, A., RIGO, S., AMSEL, G., *Appl. Phys. Lett.* **34** (1979) 254.
[4] CRISBY, S. S., CONDON, J. B., *Electrochem. Soc.* **128** (1981) 2170.
[5] DEAL, B. E., *J. Electrochem. Soc.* **121** (1974) 198C.
[6] CHENG, Y. C., *Progr. Surface Sci.* **8** (1977) 181.
[7] HERMAN, F., KASOW, R. V., *J. Vac. Sci. Technol.* **19** (1981) 395.
[8] HAMASAKI, M., *Solid State Electron.* **25** (1982) 205.
[9] HELMS, C. R., *Insulating films on Semiconductors*, Schultz and Pensl G. (Eds.), (Springer Verlag) (1981), p. 19.
[10] HOLLINGER, G., HIMPSEL, F. J., *Appl. Phys. Lett.* **44** (1984) 93.
[11] GRUNTHANER, F. J., GRUNTHANER, P. J., VASQUEZ, R. P., LEWIS, B. F., MASERJIAN, J., MADHUKAR, A., *J. Vac. Sci. Technol.* **16** (1979) 1443.
[12] GARNER, C. M., LINDAU, I., SU, C. Y., PIANETTA, P., SPICER, W. E., *Phys. Rev. B* **19** (1979) 3944.
[13] KAMIGAKI, Y., ITOH, Y., *J. Appl. Phys.* **48** (1977) 2891.
[14] IRÈNE, E. A., *J. Electrochem. Soc.* **125** (1978) 1708.
[15] RAIDER, S. I., FORGET, I. E., *J. Electrochem. Soc.* **127** (1980) 1783.
[16] DERRIEN, J., COMMANDRÉ, M., *Surf. Sci.* **118** (1982) 32.
[17] TESTEMALE, E., PALAU, J. M., POUVIL, P., LASSABATÈRE, L., LEGOASCOZ, V., *Thin solid films* **78** (1981) 161.
[18] VIEUJOT-TESTEMALE, E., PALAU, J. M., ISMAIL, A., LASSABATÈRE, L., *Solid State Electron.* **26** (1983) 325.
[19] BEN BRAHIM, A., Thèse de spécialité, Montpellier (1982).
[20] VIEUJOT-TESTEMALE, E., RAISIN, C., BEN BRAHIM, A., PALAU, J. M., LASSABATÈRE, L., *Insulating Films on Semiconductors*, Verweij, J. F. and Wolters, D. R. (Eds.) (Elsevier Science Publishers B.V.) (1983), p. 167.
[21] RAISIN, C., VIEUJOT-TESTEMALE, E., BEN BRAHIM, A., PALAU, J. M., LASSABATÈRE, L., *Solid State Electron.* (à paraître 1984).
[22] BONNET, J., PALAU, J. M., TESTEMALE, E., SOONCKINDT, L., LASSABATÈRE, L., *Proc. IVth Intern. Conf. on Solid Surfaces, Cannes (France) 1980. Suppl. Le Vide, les Couches Minces* **201** (1981) 1129.
[23] LASSABATÈRE, L., PALAU, J. M., VIEUJOT-TESTEMALE, E., ISMAIL, A., RAISIN, C., BONNET, J., SOONCKINDT, L., *J. Vac. Sci. Technol.* **B 1** (1983) 540.
[24] HELMS, C. R., JOHNSON, N. M., SCHWARZ, S. A., SPICER, W. E., *J. Appl. Phys.* **50** (1979) 7007.
[25] CARRIÈRE, B., DEVILLE, J. P., *Surf. Sci.* **80** (1979) 278.
[26] SMITH, J. F., SOUTHWORTH, H. N., *Surf. Sci.* **122** (1982) L. 619.
[27] PALAU, J. M., POUVIL, P., TESTEMALE, E., LASSABATÈRE, L., *Le Vide, les Couches Minces* **198** (1979) 301.
[28] LANG, B., MOSSER, A., *J. Microsc. Spectrosc. Electron.* **6** (1981) 131.
-