

## Effets de Traitements Isothermiques Optiques sur la Conductivité Electrique Intergranulaire du Silicium Polix

A. Barhdadi<sup>1, 2</sup>, H. Amzil<sup>1</sup> et J. -C. Muller<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Laboratoire de Physique des Semiconduteurs et de l'Energie Solaire (P.S.E.S.),  
Ecole Normale Supérieure, BP: 5118, Rabat-10000 (Maroc)

<sup>2</sup>Abdus Salam International Centre for Theoretical Physics (ICTP), Trieste, Italie.

<sup>3</sup>Laboratoire PHASE, UPR 292 du CNRS-SPI, 23 rue du Loess, BP: 20 CR, F-67037 Strasbourg Cedex 2, FRANCE

**Résumé** – *Les effets de traitements isothermiques rapides sur les propriétés électriques caractérisant le transport des électrons à travers des joints de grains du silicium Polix ont été étudiés. Les conditions expérimentales des traitements sont celles généralement utilisées dans les réalisations technologiques des photopiles. Les principales grandeurs interfaciales, qui traduisant l'activité électrique des joints et contrôlent leur conduction électrique intergranulaire ont été déterminées. L'évolution de ces grandeurs avec la température des traitements effectués a été étudiée. La reproductibilité des résultats obtenus a été systématiquement vérifiée*

**Abstract** – *The effects of rapid isothermal processings on the electrical properties characterising the intergranular electronic conduction in multicrystalline silicon Polix have been studied. The experimental conditions of these processings are that usually used in photovoltaic technology. The main interfacial parameters which control the electrical activity of the grain boundaries have been determined. The evolution of these parameters with the processing temperature has also been examined and the result reproductibility has been verified.*

**Mots Cles** : Silicium multicristallin - Joint de grains - Recuit isothermique rapide - Conductivité électrique intergranulaire - Etats d'interface.

### 1- INTRODUCTION

Les propriétés électroniques des matériaux semiconducteurs sont très influencées par la présence des impuretés résiduelles et des défauts cristallographiques. Elles dépendent aussi des différents traitements physico-chimiques de préparation et de nettoyage ainsi que des processus thermiques nécessaires à la réalisation des composants.

Le silicium multicristallin Polix de Photowatt [1] est considéré parmi les semiconducteurs massifs les plus prometteurs pour servir de matériau de base dans la technologie actuelle des photopiles terrestres. Les propriétés électroniques de ce matériau sont proches de celles d'un monocristal. Mais, les nombreux de joints de grains qu'il présente constituent des défauts cristallographiques étendus qui affectent sérieusement le rendement photovoltaïque des photopiles. Dans nos précédents travaux [2-6], nous avons étudié et montré dans quelles conditions et quelles mesures les traitements isothermiques transitoires et conventionnels favorisent la recombinaison des porteurs minoritaires et activent électriquement ces joints de grains. Dans le présent travail, nous nous proposons de développer cette étude en examinant les effets des traitements isothermiques rapides sur les principales propriétés électriques qui contrôlent et caractérisent le mécanisme de transport des porteurs majoritaires à travers le plan intergranulaire des joints.

## 2- PROCEDURE EXPERIMENTALE ET TECHNIQUES D'ANALYSE

La procédure expérimentale adoptée consiste à caractériser individuellement des joints de grains isolés sur des plaquettes (tranches) carrées, de 10 x 10 cm<sup>2</sup> de surface et 250 μm d'épaisseur, destinées à la réalisation de photopiles terrestres à base de silicium Polix. Cette procédure commence tout d'abord par sélectionner les joints de grains bien allongés et de grande taille (Fig. 1-a-). Ceux-ci présentent l'avantage d'avoir des grains adjacents homogènes et de dimensions importantes. Ces joints sont ensuite isolés puis découpés en petits échantillons parallélépipédiques au moyen d'un faisceau laser. La découpe se fait de sorte que la direction du joint reste, à peu près, perpendiculaire à la plus grande dimension dans chaque échantillon. Cette opération permet d'obtenir à partir du même joint de grains toute une série d'échantillons portant chacun une petite portion de ce joint. Pour éviter toute confusion, chaque série d'échantillons préparée est désignée par le couple de repérage ( $S_x, T_y$ ) où x indique le numéro de la série considérée et y celui de la tranche (plaquette) de provenance.

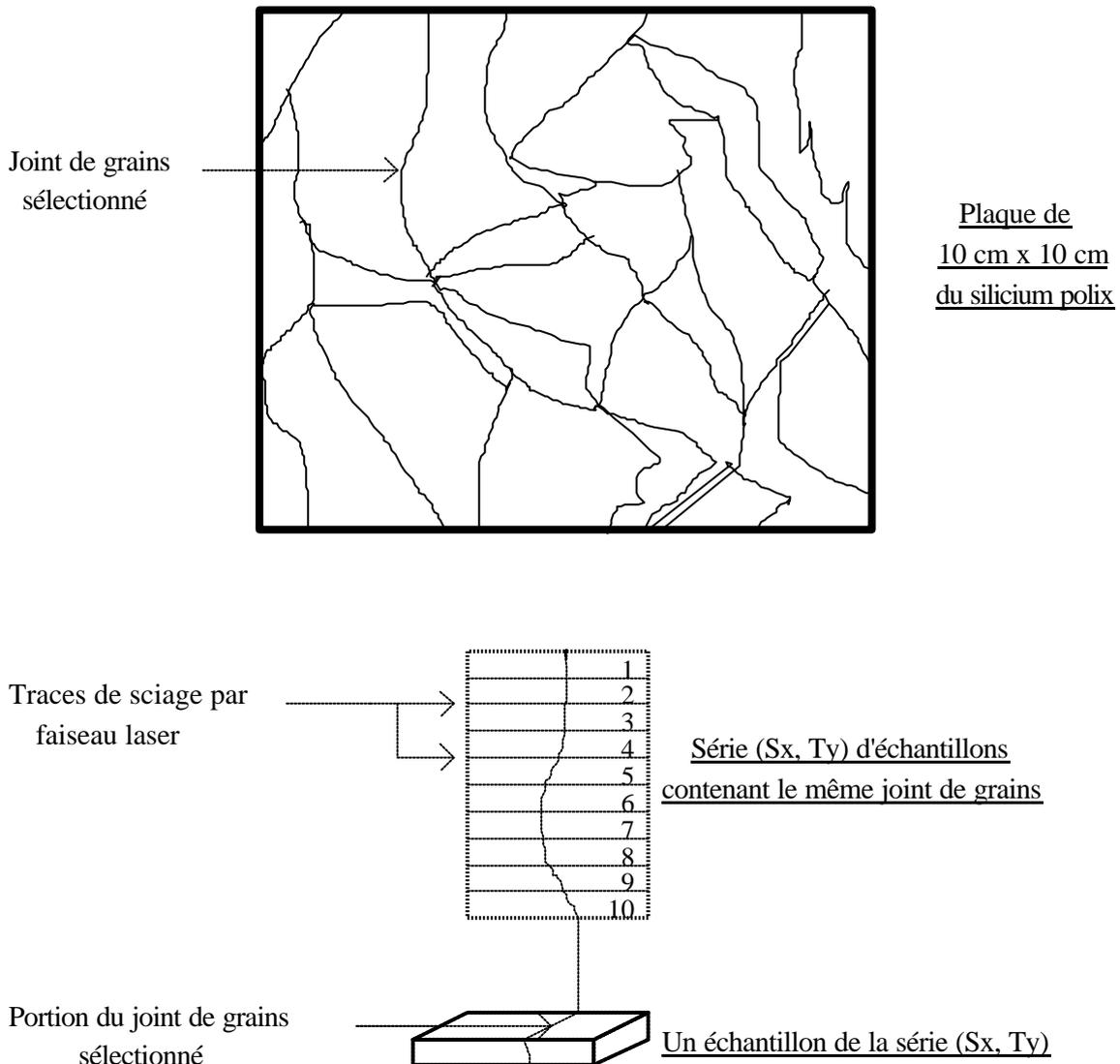


Fig 1-a : Schéma représentatif montrant les étapes de préparation des échantillons à partir de plaquettes de  $10 \times 10 \text{ cm}^2$  de silicium Polix

Pour les préparer à la caractérisation et l'analyse, les échantillons sont d'abord légèrement rodés sur les deux faces. Ensuite, ils subissent des traitements chimiques de nettoyage et de décontamination. Ceux-ci consistent d'abord en un dégraissage dans le trichloroéthylène bouillant pendant 5 minutes, puis un nettoyage avec de l'acétone dans des ultrasons, ensuite un rinçage soigné avec de l'eau déionisée suivi d'un séchage par un flux d'azote. Une fois nettoyés, les échantillons subissent un polissage chimique des surfaces à l'aide du réactif chimique CP4 [7] pendant une durée d'attaque fixée à 2 mn. Après ce traitement de décapage chimique, les échantillons sont encore une fois rincés abondamment dans de l'eau déionisée puis séchés sous un jet d'azote. Un échantillon de chacune des séries considérées est alors gardé tel qu'il est pour servir de référence. Les autres échantillons de la série subissent chacun un traitement de recuit thermique rapide (RTR), dans une atmosphère neutre d'argon de pureté N50, sous une pression de gaz réglée à 1 bar, pendant une durée fixe de 10 secondes. La température du traitement RTR est choisie comme étant le paramètre dont on veut déterminer l'influence. Ainsi, pour chaque traitement thermique, on lui fixe une valeur différente généralement choisie dans la gamme  $400^\circ\text{C} - 1050^\circ\text{C}$ .

Les cycles de traitements RTR des échantillons ont été réalisés dans un four à lampes à parois froides (modèle FAV 4 de JIPELEC, Grenoble-France). Ce type de four, utilisant une lumière incohérente de forte intensité, permet une montée rapide de la température jusqu'à la valeur désirée, avec une vitesse d'environ  $250^\circ\text{C}$  par seconde. L'émission des photons est assurée par une rangée de 12 lampes tubulaires à enveloppe de quartz et filament de tungstène, sous gaz halogène, de 2,5 kW chacune. Le spectre des lampes s'étend du proche ultraviolet jusqu'à la coupure du quartz à  $3,5 \mu\text{m}$ , avec un maximum dans le visible [8]. Le refroidissement des échantillons traités dans ce nouveau système se produit à une vitesse très grande, supérieure à  $300^\circ\text{C}$  par seconde typiquement, limitée par l'inertie thermique du four. Le temps nécessaire pour effectuer un cycle thermique RTR en entier ne dépasse généralement pas 1 minute. L'erreur probable sur la mesure de la température est estimée à  $10^\circ\text{C}$ .

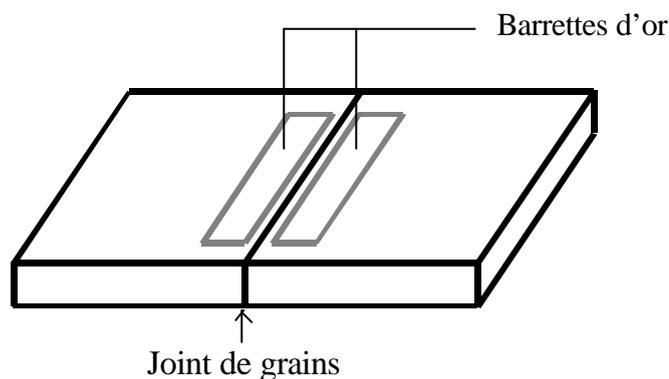


Fig 1-b : Schéma montrant les contacts ohmiques réalisés de part et d'autre d'un joint de grains. Ces contacts sont obtenus en évaporant sur la face polie de l'échantillon deux barrettes d'or distantes de 2 mm environ, positionnées de manière à ce que le joint reste bien aligné entre eux.

La caractérisation expérimentale des échantillons consistent dans un premier temps à relever, à l'obscurité, avant et après chaque traitement thermique RTR, les trois principales caractéristiques électriques Courant-Tension (I-V), Conductance-Tension (G-V) et Capacité-Tension (C-V) de chaque joint de grains examiné. Ensuite, mesurer la hauteur de la barrière de potentiel électrostatique à l'équilibre  $V_B^0$  ainsi que la conductance électrique normale à l'équilibre et par unité de surface  $G_0^S$  du joint. Enfin, déterminer la distribution énergétique dans la bande interdite de la densité moyenne des états d'interface localisés dans le plan intergranulaire du joint [7]. Pour effectuer ces mesures, un contact ohmique de part et d'autre du joint de grains a été réalisé sur chaque échantillon. Ces contacts sont obtenus en évaporant sur la face polie de l'échantillon deux barrettes d'or distantes de 2 mm environ, positionnées de manière à ce que le joint reste bien aligné entre eux (Fig. 1-b-). L'évaporation des électrodes métalliques est effectuée sous un vide de  $10^{-6}$  torr.

### 3- ANALYSE EXPERIMENTALE ET RESULTATS OBTENUS

Dans ce qui suit, nous faisons la synthèse des expériences effectuées et nous présentons les résultats obtenus sur chacun des joints de grains examinés.

#### 3-1- Etude du joint de grains de la série ( $S_9, T_4$ ):

Sur la figure 2, nous représentons le réseau de caractéristiques électriques I-V relevées sur les sept échantillons composant la série ( $S_9, T_4$ ). Il s'agit de caractéristiques corrigées obtenues après avoir tenu compte de l'effet de la résistance série [9]. Celle-ci a été déterminée à partir de la résistivité du matériau, des dimensions de l'échantillon et de la géométrie des contacts. A son état brut de tirage, le joint de grains de cette série présente une caractéristique I-V parfaitement droite, signature d'un comportement typiquement ohmique.

Après le premier traitement thermique rapide, réalisé à  $400^\circ\text{C}$ , la caractéristique électrique I-V du joint semble avoir perdu un tout petit peu de sa forme droite. Ceci annonce donc l'apparition de l'effet résistif généralement observé lorsqu'un joint de gains commence à devenir électriquement actif. Lorsque la température du traitement RTR augmente, l'effet résistif, à peine senti après  $400^\circ\text{C}$ , devient de plus en plus marqué. Conjointement, la densité de courant mesurée à une tension de polarisation constante devient de plus en plus faible. Pour les valeurs de température élevées, un comportement typiquement redresseur de la caractéristique I-V commence à s'installer. Tout ceci explique que l'activité électrique du joint de grains et, par conséquent, son opposition à la circulation du courant des porteurs majoritaires (électrons) augmente petit à petit avec la température de cuisson.

La figure 3 représente les caractéristiques électriques G-V relevées sur les échantillons du joint de grains de la série ( $S_9, T_4$ ), à l'état brut et après chaque traitement RTR. Elles confirment l'évolution des caractéristiques électriques I-V représentées sur la figure 2. A l'état brut de tirage, la conductance électrique G garde une valeur constante quelle que soit la tension de polarisation appliquée au joint. Lorsque celui-ci subit son premier traitement RTR à  $400^\circ\text{C}$ , sa conductance normale G montre une sensible diminution au fur et à mesure qu'on réduit la tension de polarisation en la faisant tendre vers zéro. Une telle variation de G est très conforme à l'allure de la courbe I-V

relevée sur le joint après le même traitement thermique. Elle annonce le déclenchement ou plutôt la naissance de l'activité électrique de l'interface analysée. Pour les autres traitements RTR, les sens de variation de  $G$  avec la tension de polarisation appliquée restent pratiquement les mêmes, mais sa valeur à zéro volt ( $G_0$ ) décroît au fur et à mesure que la température de traitement augmente.

L'évolution qualitative de l'activité électrique du joint de grains de la série ( $S_9$ ,  $T_4$ ) étant établie, nous avons alors cherché à déterminer la hauteur de sa barrière de potentiel électrostatique à l'équilibre  $V_B^0$  en exploitant les données expérimentales déduites de sa caractéristique électrique C-V [7].

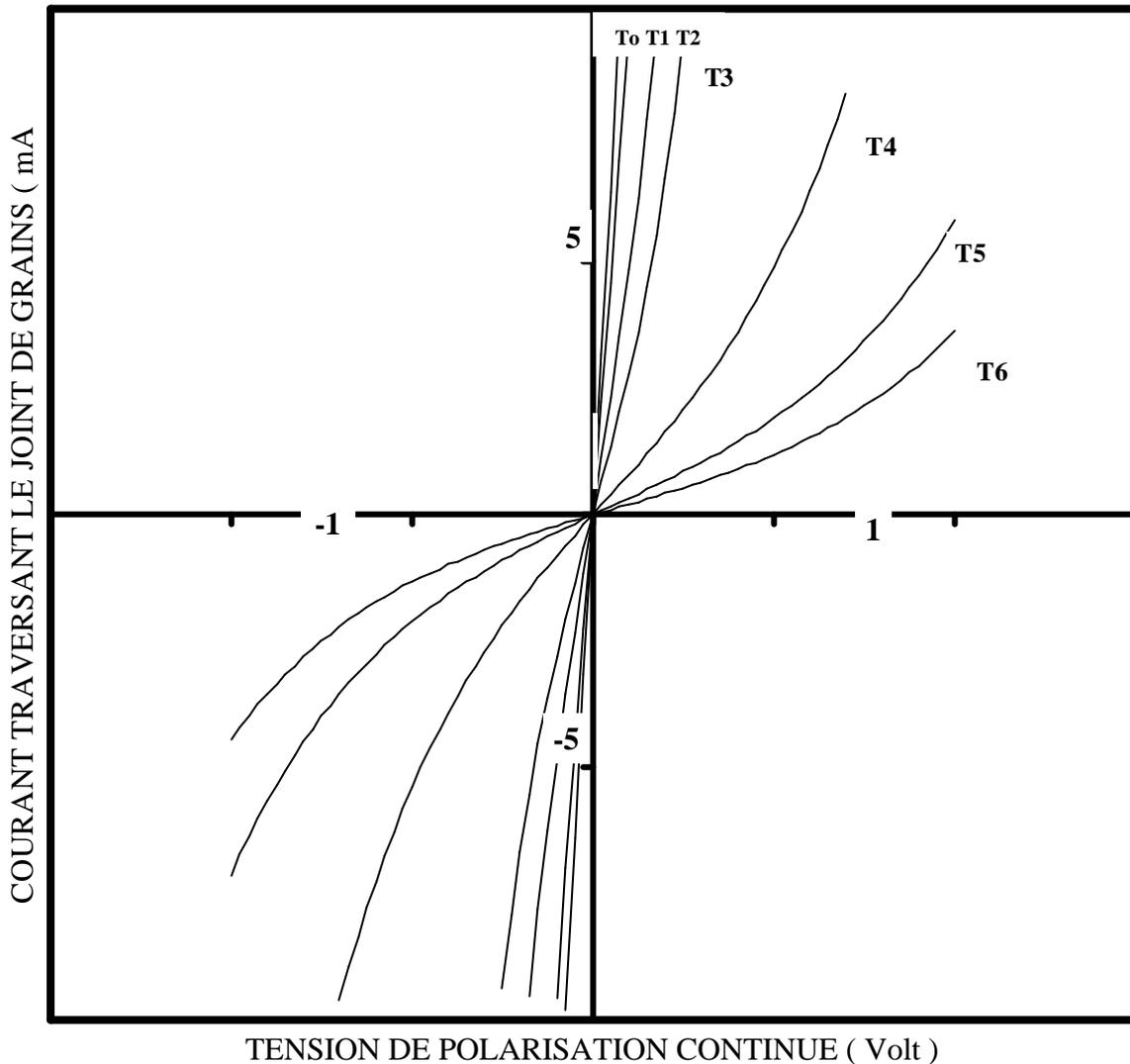


Fig 2: Evolution de la caractéristique courant-tension, relevées à 25°C, du joint de grains de la série ( $S_9$ ,  $T_4$ ) en fonction de la température de recuit rapide.

$T_0$  désigne la caractéristique relevée sur l'échantillon de référence,

$T_1$  désigne la caractéristique relevée après recuit à 400°C,

$T_2$  désigne la caractéristique relevée après recuit à 500°C,

$T_3$  désigne la caractéristique relevée après recuit à 600°C,

$T_4$  désigne la caractéristique relevée après recuit à 700°C,

T5 désigne la caractéristique relevée après recuit à 800°C,  
T6 désigne la caractéristique relevée après recuit à 900°C.

La valeur de  $V_B^0$  a été déterminée à l'état brut et après chaque traitement RTR. Son évolution avec la température du traitement est représentée par la figure 4. Celle-ci montre que  $V_B^0$  augmente avec la température puis sature lorsque cette dernière atteint la valeur  $T = 700^\circ\text{C}$ . A la saturation,  $V_B^0$  présente une valeur dix fois plus grande que celle de référence (sans traitement RTR).

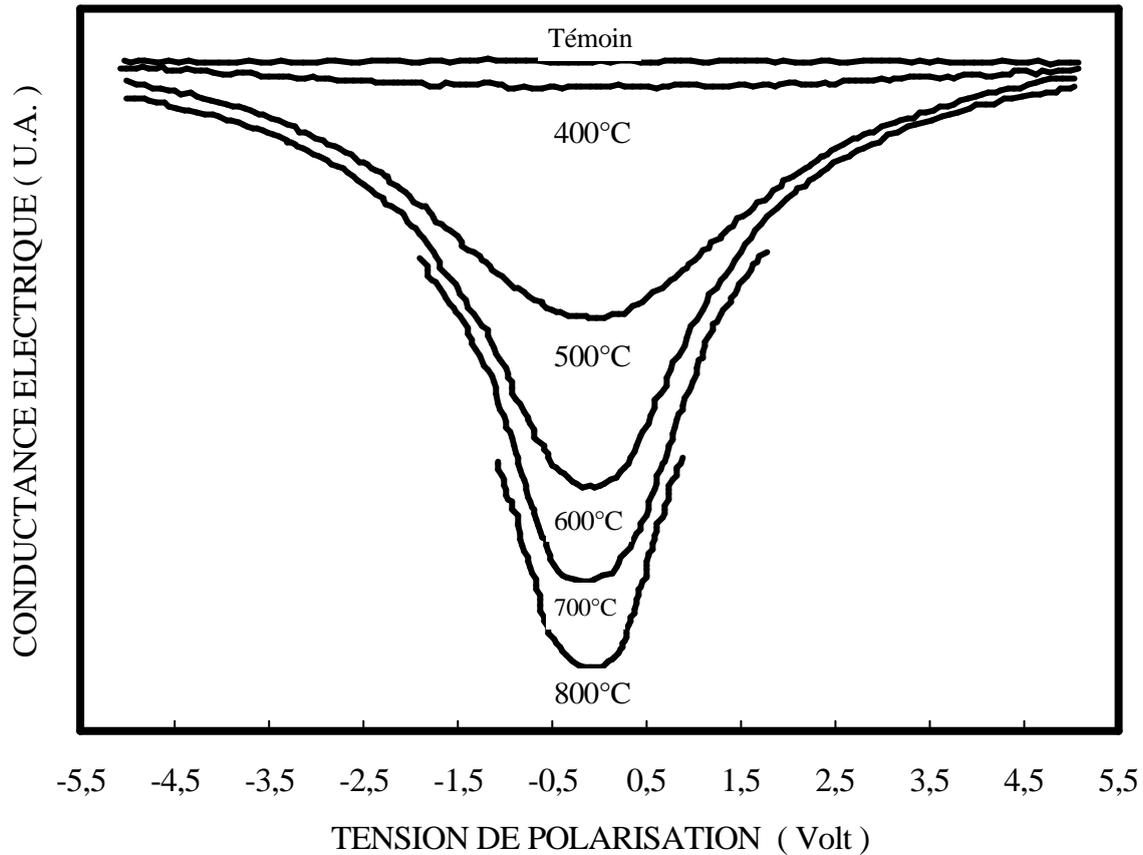


Fig. 3: Variation de la conductance électrique normale au joint de grains de la série (S9 , T4) avec la tension de polarisation appliquée, pour différentes températures de recuit isothermique rapide.

En utilisant la méthode de déconvolution des caractéristiques électriques I-V, la densité moyenne des états d'interface, localisés dans le plan intergranulaire du joint, a été déterminée pour les énergies situées dans la moitié inférieure de la bande interdite. La distribution énergétique de cette densité  $\bar{N}_T(E)$ , obtenue après chacun des traitements thermiques effectués, est représentée sur la figure 5. On constate que les états d'interface sont principalement localisés et concentrés dans une bande d'énergie restreinte ( $\Delta E \sim 0,1 \text{ eV}$ ). Leur distribution énergétique conserve à peu près la même

forme pour tous les traitements RTR effectués. En outre, lorsque la température de cuisson augmente, la densité moyenne maximale des états d'interface  $\bar{N}_{T_{max}}$  augmente aussi. Conjointement, le niveau d'énergie  $E_{max}$  qui repère la position énergétique de la densité  $\bar{N}_{T_{max}}$  se déplace progressivement vers le milieu de la bande interdite. Son déplacement entraîne automatiquement celui de toute la distribution  $\bar{N}_T(E)$  parce que celle-ci se trouve un peu centrée sur l'énergie  $E_{max}$ . Des comportements similaires ont été observés par d'autres chercheurs de notre laboratoire [9,10] lors d'une étude d'activation électrique des joints de grains par des traitements thermiques classiques.

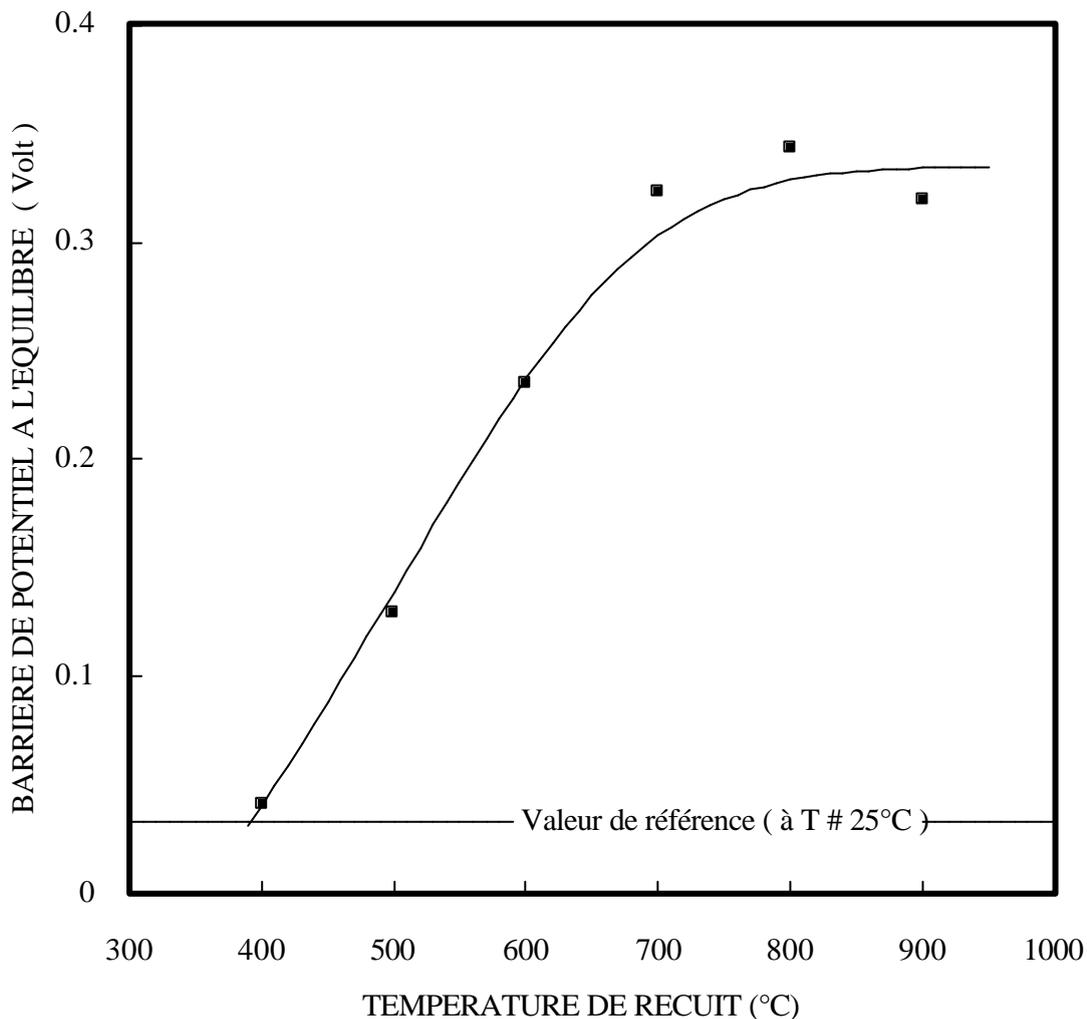


Fig. 4: Evolution de la hauteur de barrière de potentiel du joint de grains ( $S_9$ ,  $T_4$ ) en fonction de la température de recuit rapide.

Lorsque la température du traitement atteint 700°C, l'augmentation de  $\bar{N}_{T_{max}}$  commence à saturer et le déplacement de  $E_{max}$  est freiné. Les profils de distribution  $\bar{N}_T(E)$  obtenus pour les valeurs de température supérieures à 700°C se trouvent alors presque superposés. Il convient de

noter que l'évolution de  $\bar{N}_{T_{\max}}$  et aussi de  $E_{\max}$  présentent une grande similitude avec celle de  $V_B^0$ . Toutes ces grandeurs varient avec la température du traitement RTR suivant la même logique, et présentent un effet de saturation dès que cette température atteint la valeur de  $700^\circ\text{C}$ .

Sur des échantillons dont le joint de grains présente une activité électrique maximale (la température du traitement RTR est supérieure ou égale à  $700^\circ\text{C}$ ), nous avons effectué des analyses électriques complémentaires en explorant la double zone désertée associée au joint par la technique DLTS [11].

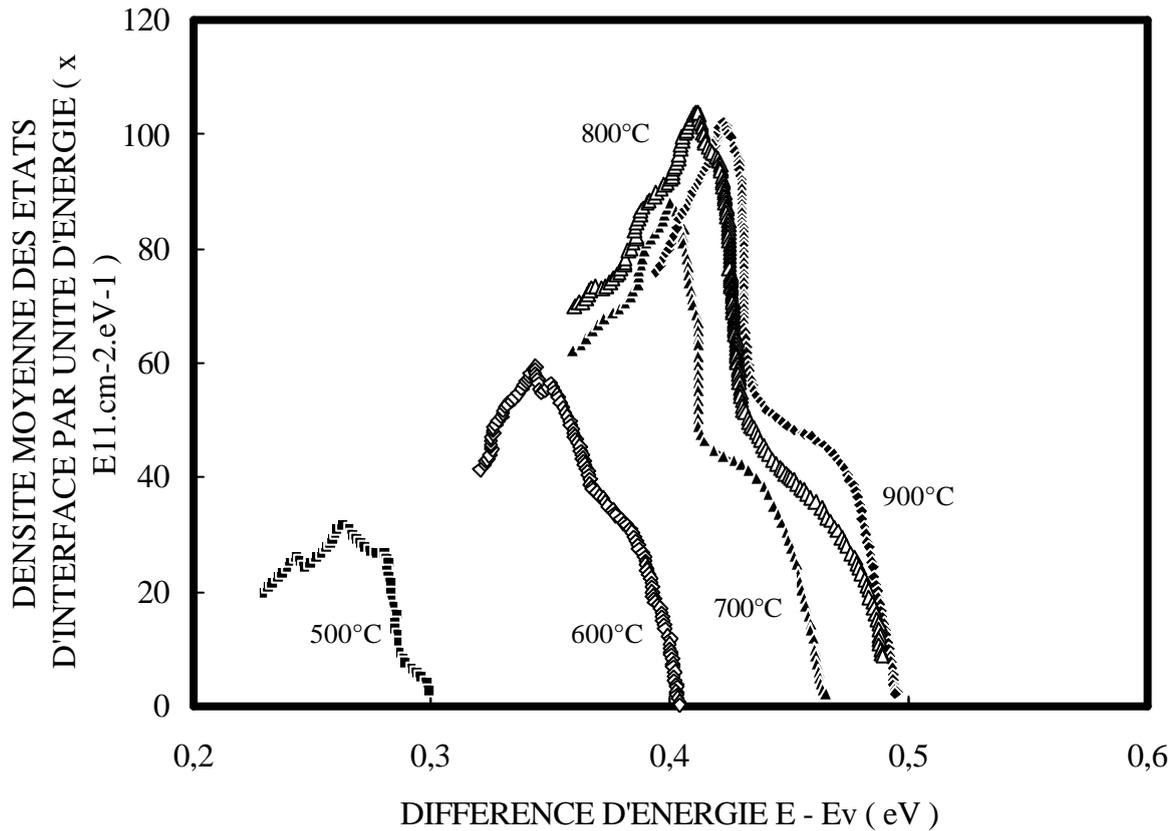


Fig. 5: Evolution de la distribution énergétique, dans la bande interdite, de la densité moyenne des états d'interface localisés dans le joint de grains ( $S_9$ ,  $T_4$ ) avec la température de recuit thermique rapide isochrone (10 sec) effectué sous atmosphère d'argon.

Le spectre DLTS obtenu sur l'échantillon recuit à  $900^\circ\text{C}$  met en évidence la présence de deux niveaux profonds dont les caractéristiques électro-énergétiques sont résumées dans le tableau 1

**Tableau 1:** Caractéristiques électriques des niveaux DLTS détectés en explorant la zone de charge d'espace associée au joint de grains de la série ( $S_9$ ,  $T_4$ ).

Niveau DLTS	Position énergétique $E_T$ - $E_V$ en eV	Section efficace de capture $\sigma_\infty$ en $\text{cm}^2$	Concentration $N_{TT}$ en $\text{cm}^{-3}$
-------------	---------------------------------------------	-----------------------------------------------------------------	-----------------------------------------------

1 <sup>er</sup> niveau $E_1$	0,22 eV	$3,9.10^{-16}$	$3,43.10^{13}$
2 <sup>ème</sup> niveau $E_2$	0,41 eV	$1,1.10^{-15}$	$2,74.10^{13}$

. On remarque que la position énergétique du niveau  $E_2$  dans la bande interdite coïncide pratiquement avec le niveau  $E_{\max}$  qui repère la position énergétique de la densité  $\bar{N}_{T_{\max}}$  dans le joint de grain considéré (figure 5).

On remarque aussi que la concentration  $N_{TT}$  du niveau profond  $E_2$  présente pratiquement la même valeur que celle trouvée pour  $\bar{N}_{T_{\max}}$ . Ces deux remarques laissent penser que les analyses électriques effectuées sur le joint de grains par la technique DLTS, et celles réalisées par déconvolution de ses caractéristiques électriques I-V, se correspondent. Les résultats obtenus par les unes peuvent renseigner sur ce qu'on attendrait des autres.

### 3-2- Etude du joint de grains de la série ( $S_4, T_2$ ):

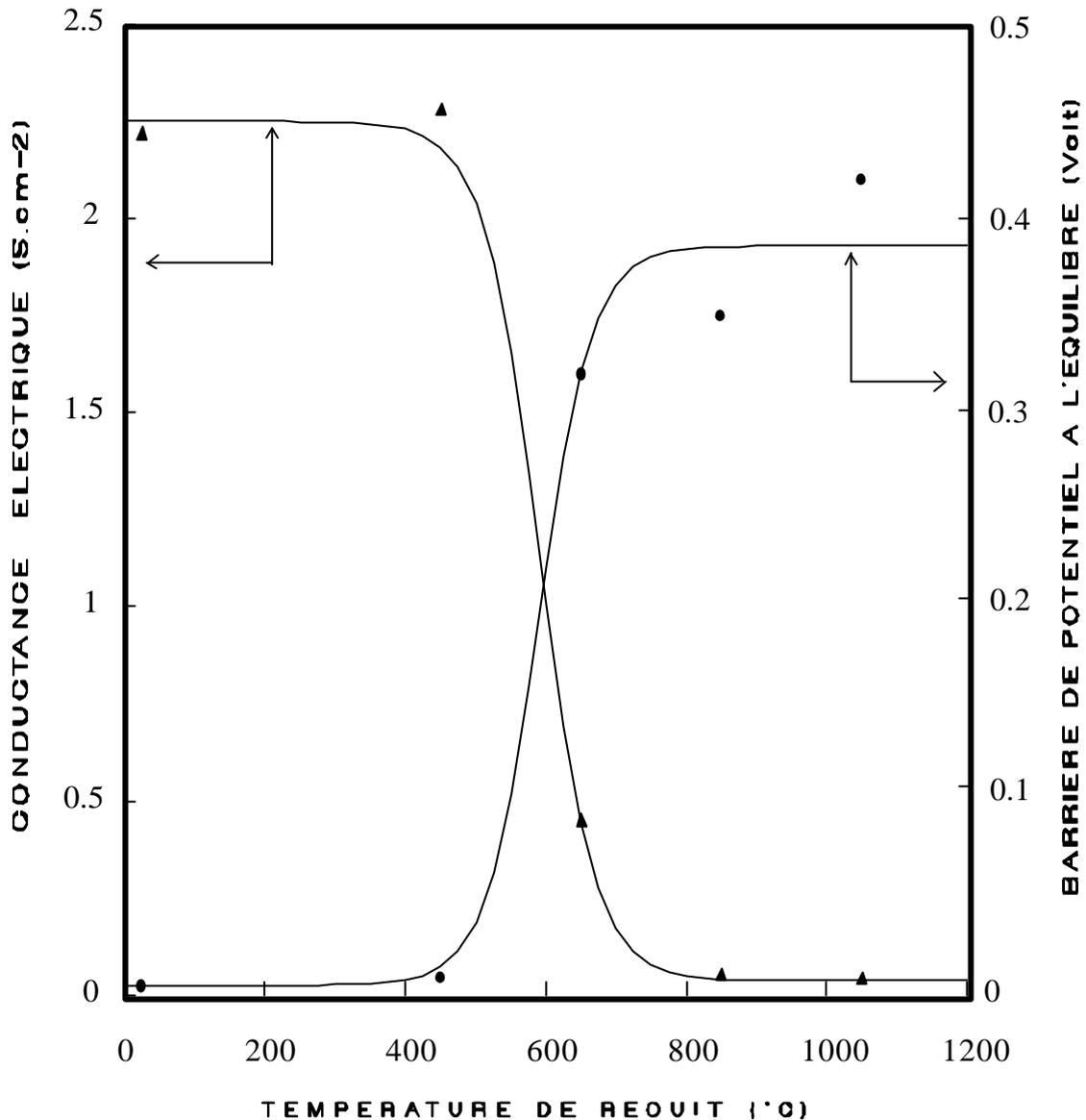


Fig. 6 Evolution de la conductance électrique normale par unité de surface  $G_o^S$  et de la hauteur de barrière de potentiel  $V_B^O$ , du joint de grains ( $S_4$ ,  $T_2$ ) à l'équilibre, en fonction de la température de recuit rapide isochrone.

Les analyses électriques effectuées sur les cinq échantillons composant cette série conduisent aux résultats résumés sur la figure 6. Celle-ci présente l'évolution, avec la température du traitement RTR, des deux grandeurs électriques  $V_B^O$  et  $G_o^S$  considérées parmi les moyens les plus fiables qui permettent d'apprécier le degré d'activité électrique d'un joint. On remarque que pour les faibles valeurs de température ( $T \leq 450^\circ\text{C}$ ), les grandeurs  $G_o^S$  et  $V_B^O$  restent pratiquement insensibles à l'effet de cuisson. Lorsque la température augmente, la valeur de  $G_o^S$  baisse rapidement puis elle sature. Conjointement, la valeur de  $V_B^O$  augmente vite et tend aussi vers la saturation. Celle-ci commence à se dessiner sur les courbes d'évolution de  $G_o^S$  et de  $V_B^O$  à partir d'une valeur de température moyenne d'environ  $750^\circ\text{C}$ .

Sur la figure 7, nous avons représenté l'évolution, avec la température du traitement RTR, de la distribution énergétique de la densité moyenne  $\bar{N}_T(E)$  des états d'interface localisés dans le plan intergranulaire du joint examiné.

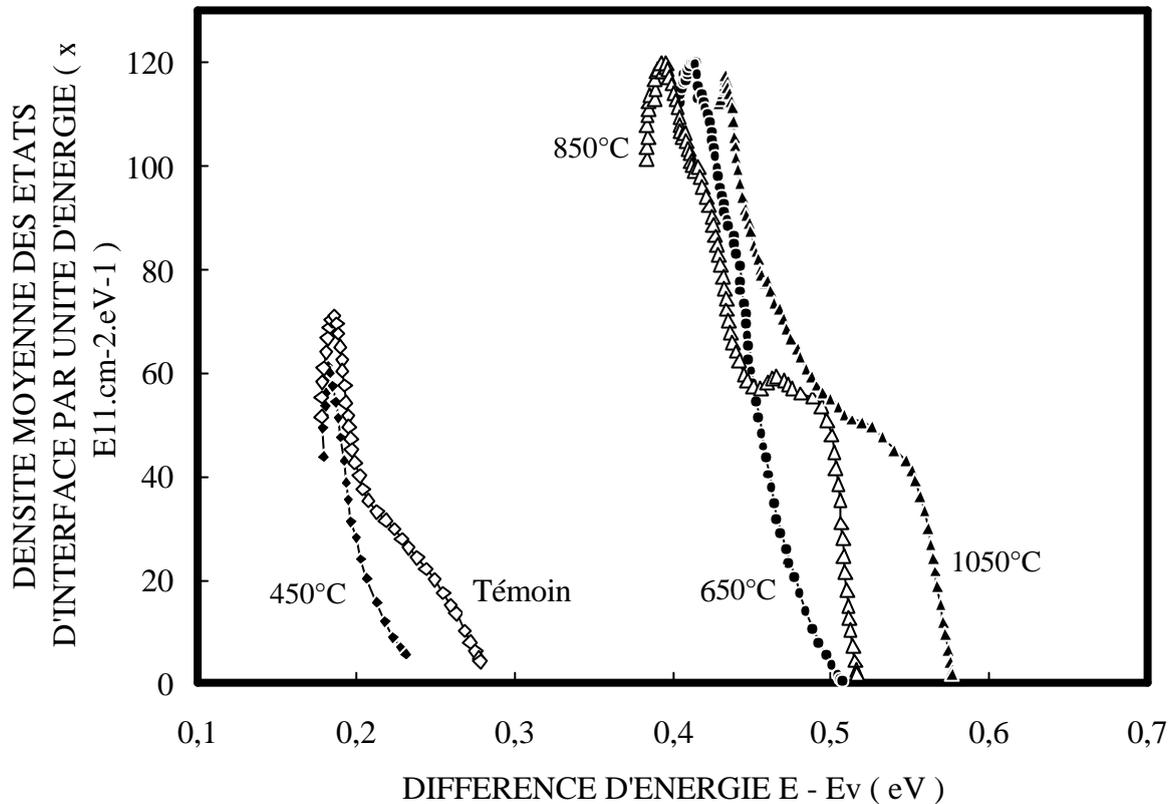


Fig. 7: Evolution de la distribution énergétique, dans la bande interdite, de la densité moyenne des états d'interface localisés dans le joint de grains ( $S_4$ ,  $T_2$ ) avec la température de recuit thermique rapide isochrone (10 sec) effectué sous atmosphère d'argon.

Nous pouvons constater que, pour l'échantillon témoin comme pour celui traité à 450°C, les états énergétiques d'interface sont localisés dans un petit intervalle d'énergie proche de la bande de valence. Leur distribution énergétique -surtout après le traitement de recuit à 450°C- peut être en première approximation assimilée à une "gaussienne". Les densités moyennes des états d'énergie ont des valeurs relativement faibles, et les effets de cuisson à 450°C restent pratiquement négligeables. Pour les traitements thermiques effectués à des températures supérieures ou égales à 650°C, la distribution  $\bar{N}_T(E)$  se déplace progressivement vers la gamme d'énergie médiane dans la bande interdite. Son profil présente, en général, une similitude remarquable avec ceux obtenus dans le cas du joint de grains de la série ( $S_9$ ,  $T_4$ ) et qui sont représentés sur figure 5. Néanmoins, entre la température de 450°C et de 650°C, la forme de  $\bar{N}_T(E)$  n'a pratiquement pas changé. La densité moyenne maximale des états  $\bar{N}_{T_{\max}}$  augmente rapidement entre 450°C et 650°C puis elle sature. La même chose se produit pour le niveau  $E_{\max}$  qui définit la position énergétique de  $\bar{N}_{T_{\max}}$ . Celui-ci se déplace très vite du côté de la bande de valence vers le milieu de la bande interdite au voisinage

duquel il garde une position énergétique pratiquement invariable pour toutes les valeurs de température supérieures ou égales à 650°C. Le phénomène de saturation observé dans l'évolution de  $G_O^S$  et de  $V_B^O$  (Fig. 6) semble donc réapparaître dans le comportement de  $\bar{N}_T(E)$  moyennant quelques petits changements dans l'allure et le profil.

Si nous comparons les résultats expérimentaux obtenus par la caractérisation électrique du joint de grains de la présente série ( $S_4, T_2$ ) à ceux trouvés dans le cas du joint de grains de la série ( $S_9, T_4$ ), nous constaterons qu'ils présentent une similitude remarquable. En effet, à quelques exceptions près, on peut dire que presque toutes les grandeurs physiques caractérisant l'activité électrique des deux joints réagissent, aux traitements thermiques effectués, suivant une même tendance.

D'autres séries d'échantillons ( $S_x, T_y$ ) ont été également examinées dans cette étude. Les résultats des analyses électriques effectuées sur ces séries ne sont pas présentés. Ils montrent que la majorité des joints examinés répondent aux traitements thermiques RTR en présentant un comportement électrique généralement similaire à celui exhibé par les joints des séries ( $S_4, T_2$ ) et ( $S_9, T_4$ ).

#### 4- RECAPITULATION, DISCUSSION ET CONCLUSIONS

Les résultats des analyses effectuées ont montré que les principales caractéristiques qui traduisent l'activité électrique des joints de grains et contrôlent leur conductivité électrique transversale, évoluent avec la température des traitements RTR d'une manière reproductible. Ces mêmes résultats montrent aussi que l'activité électrique de certains joints de grains apparaît dès la température de 400°C; ceci n'est pas le cas d'autres joints. Cette différence dans la valeur de température seuil, qui annonce la naissance de l'activité électrique intergranulaire, serait liée au fait que les joints de grains, n'appartenant pas forcément à la même tranche de silicium, présentent des caractéristiques cristallographiques intrinsèques différentes. Lorsque la température du traitement rapide atteint une valeur voisine de 700°C, toutes les grandeurs électriques de l'interface en l'occurrence  $V_B^O$ ,  $G_O^S$ ,  $\bar{N}_{T_{max}}$  et  $E_{max}$  saturent; et ceci pour la majorité des joints de grains examinés.

L'examen des résultats obtenus permet de constater que l'activité électrique induite dans les joints de grains considérés reste toujours nettement moins prononcée que celle généralement observée après des traitements thermiques classiques effectués dans des conditions similaires [2,4]. Une étude expérimentale appliquée systématiquement sur plusieurs séries d'échantillons nous a, en effet, permis de contrôler et comparer les effets séparés de chaque mode de recuit sur l'activité électrique d'un même joint de grains pris isolément dans le matériau. La comparaison des valeurs expérimentales des deux grandeurs  $V_B^O$  et  $G_O^S$ , trouvées après chaque traitement de recuit, nous a conduit à conclure que l'activité électrique induite par les traitements thermiques rapides reste incontestablement plus faible que celle résultant des mêmes traitements dans le four classique. Cette comparaison concluante des deux processus de recuit, plusieurs fois confirmée, reste valable quelle que soit l'interface intergranulaire analysée et quelle que soit la température du traitement choisie.

A la température ambiante, les multicristaux de silicium Polix présentent une solution solide souvent hautement sursaturée en oxygène [12]. Lors d'un traitement thermique à des températures supérieures à 300°C, l'oxygène devient mobile et diffuse de manière à réduire la sursaturation de la solution. Ainsi, un phénomène de ségrégation intergranulaire se produit, et des précipités d'oxygène

se forment sur les interfaces des joints qui deviennent alors électriquement actifs [13]. Dans le processus de recuit thermique classique, la durée du traitement dans le four est assez longue pour permettre aux impuretés de migrer à partir du volume des grains pour venir s'accumuler au voisinage du plan du joint. Par contre, dans le processus de recuit rapide, la durée du traitement est très courte; donc les impuretés ne peuvent pas, pendant un laps de temps très bref, atteindre la zone du joint. Il convient d'ajouter que, en plus de l'oxygène, la ségrégation et la précipitation intergranulaire d'autres impuretés natives comme le carbone [13] n'est pas exclue de l'interprétation que l'on peut formuler pour rendre compte des comportements électriques observés.

## REFERENCES

- [1] P. Lay, Thèse de Docteur-Ingénieur, Université de Caen, (1987).
- [2] A. Barhdadi, H. Amzil, J-C. Muller et P. Siffert, Proceedings of the "4èmes Journées Maghrébines des Sciences de Matériaux", 23 - 24 November 1994, Casablanca, Morocco.
- [3] A. Barhdadi et J-C. Muller, Proceedings of the 20th International Nathiagali Summer College on Physics and Contemporary Needs, 22 June - 13 July 1995, Nathiagali, Pakistan.
- [4] A. Barhdadi, H. Amzil, J-C. Muller et P. Siffert, Proceedings of the 13th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, 23 - 27 October 1995, Nice, France.
- [5] A. Barhdadi et J-C. Muller, Proceedings of the First Workshop on Solar Cells : A New Challenge for the Mediterranean Area, Physics of Materials for Solar Energy Conversion, 26 - 30 May 1997, Portici, Italy.
- [6] A. Barhdadi et J-C. Muller, ICTP preprint, IC/98/130, September 1998, Trieste, Italy.
- [7] A. Barhdadi, Thèse de Docteur ès-Sciences Physiques, Université Mohammed -V-, (1994).
- [8] JIPELEC SA., Ingénierie et Procédés, 11, Av. De Grugliasco, 38130 Echirolles, Grenoble, France.
- [9] B. M. Semega, Thèse de Doctorat de 3ème Cycle, Ecole Normale Sup. de Rabat, 1990, Maroc.
- [10] N. M'gafad, Thèse de Docteur ès-Sciences Physiques, Université Mohammed -V-, (1998).
- [11] M. Spencer, R. Stall, L. F. Eastman and C. E. C. Wood, J. Appl. Phys., 50 (1979), p. 8006.
- [12] S. Shimura, Oxygen in Silicon, Semiconductors and Semimetals, Vol. 42, Treatise Editors: R. K. Willardson, A. C. Beer, and E. R. Weber, Volume Editor: F. Shimura, (Academic Press, Inc. 1994).
- [13] A. Barhdadi, H. Amzil, R. Stuck, C. Ganter, J-C. Muller et P. Siffert, J. Chim. Phys., Vol. 88, N° 10 (1991) p. 2217.