

# CINÉTIQUE DE CROISSANCE ET DE DISSOLUTION DES CLUSTERS ET EFFET DES TRÈS FORTS DOPAGES SUR LA DIFFUSION DU DOPANT DANS DES FILMS MINCES DE POLYSILICIUM.

**Salah ABADLI et Farida MANSOUR**

Département d'Electronique, Faculté des Sciences de l'Ingénieur,  
Université Mentouri-Constantine, 25000, Algérie.  
E-mail: Abadli\_com\_art@yahoo.fr

## Résumé

La diffusion transitoire et accélérée (TED) du dopant est un problème majeur pour la fabrication de composants microélectroniques et circuits intégrés. Cette diffusion est fortement influencée par l'évolution thermique des phénomènes complexes liés aux effets des fortes concentrations créés au cours du recuit d'activation du dopant. Cependant, les modèles actuellement utilisés dans les simulateurs disponibles sur le marché ne tiennent pas compte de façon correcte des mécanismes complexes de croissance et de dissolution des clusters. Un des objectifs de ce travail a été de comprendre plus précisément le rôle des clusters dans la TED du bore, puis de modéliser et simuler cet effet. Nous proposons un modèle théorique adapté aux très forts dopages pour simuler la TED et l'activation électrique du bore introduit par implantation ionique dans des films minces de polysilicium durant le traitement thermique post-implantation. Ce modèle combine la cinétique temporelle de croissance et de dissolution des clusters avec les différents mécanismes possibles de diffusion en leurs associant les phénomènes liés aux effets des très forts dopages tels que le dépassement de la solubilité solide limite et les dommages créés par l'implantation ionique. Le tracé des profils simulés via ce modèle théorique et leur ajustement avec les profils SIMS expérimentaux, mène à des résultats très satisfaisants à l'origine de la TED. Pour des traitements thermiques de courtes durées comprises entre 1 et 30 minutes à la température de 700°C, on constate que les changements sont très importants dans les premières durées de traitement, et que la balance d'équilibre entre la croissance et la dissolution des clusters est obtenue après 130 secondes de recuit.

**Mots clés:** Modèle, diffusion transitoire, dopage, clusters, polysilicium.

## Introduction

Durant cette dernière décennie, les films minces de silicium polycristallin très fortement dopés, sont sujet d'une activité intense dans l'industrie autant que dans les laboratoires de recherche vu que ces films déposés aussi bien à l'état amorphe que sous forme polycristalline, offrent de très nombreuses applications dans le domaine de la fabrication de composants microélectroniques ou circuits intégrés.

La complexité des circuits, et le degré de plus en plus élevé d'intégration des composants, nécessite constamment l'amélioration et la maîtrise des propriétés de ce type de films [1]. Dans beaucoup de ses applications, ces films font l'objet de divers traitements. En particulier, le recuit thermique post-implantation a pour but de guérir l'échantillon de ses défauts et de permettre aux ions implantés de prendre des positions où ils seront électriquement actifs et capables d'échanger des charges avec les atomes du réseau. Cependant, le dépassement de la solubilité solide dû au très fort dopage, ainsi que les dommages créés par l'implantation ionique, entraînent l'apparition de divers phénomènes complexes tels que ségrégation, piégeage, formation d'amas ou clusters, et même, à un régime transitoire de diffusion accélérée du dopant TED (Transient Enhanced Diffusion) [2,3]. En effet, ces phénomènes deviennent des problèmes majeurs et des facteurs limitatifs devant l'intégration des dispositifs et des composants.

En réalité, à haut niveau de dopage, la solubilité solide limite pourrait être dépassée et le surplus de dopant se précipite et forme des amas d'atomes figés. Ainsi, la forte dose d'implantation ionique crée des dommages donc, des défauts interstitiels étendus, ce qui favorise le piégeage et la précipitation du dopant, et par la suite, la formation d'amas ou clusters inactifs et immobiles [3,4]. Au cours du recuit, ces défauts échangent des atomes interstitiels et évoluent suivant une croissance

Ostwald ripening [3]. L'évolution temporelle des défauts interstitiels, rend compte de la décroissance temporelle de la sursaturation d'atomes auto-interstitiels à l'origine de la TED. Ce mécanisme est transitoire d'une part à cause de la saturation des défauts, et d'autre part à la création d'un équilibre entre la croissance et la dissolution des clusters [5].

Ces conditions rendent la simulation théorique différente et difficile. Cette étude, s'inscrit dans le cadre de la continuité des travaux publiés précédemment [6], où la redistribution a été considérée seulement par le mécanisme lacunaire et le modèle a été décrit par une seule équation différentielle. Dans ce travail, nous proposons un nouveau modèle, plus détaillé, basé sur quatre équations de diffusion couplées, en tenant compte des trois mécanismes possibles de redistribution (lacunaire, substitutionnel et interstitiel) [7].

Dans ces équations, nous allons introduire plusieurs termes correctifs liés aux effets des fortes concentrations [1, 7]. Refaire l'ajustement du tracé des courbes théoriques avec les profils SIMS expérimentaux pour une température de 700°C et des durées comprises entre 1 et 30 minutes, a permis d'extraire des informations très récentes sur la TED et la saturation du régime transitoire.

## 1. Procédure expérimentale

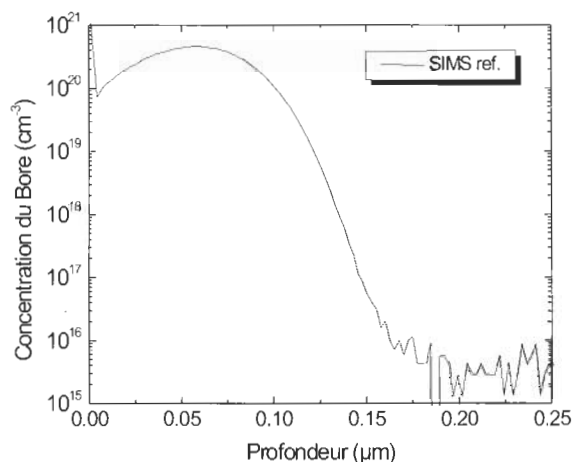
### 1.1 Elaboration des échantillons

Les films polycristallins de cette étude, ont été obtenus par décomposition chimique en phase vapeur à basse pression LPCVD (Low Pressure Chemical Vapor Deposition) de disilane ( $\text{Si}_2\text{H}_6$ ) à la température de 465°C, sous une pression de 200 mT. Ces films d'épaisseur 335 nm, élaborés au LAAS du CNRS de Toulouse, ont été déposés sur des substrats de silicium monocristallin (type P, <111>) préalablement oxydés (oxyde thermique  $\text{SiO}_2$  d'épaisseur 120 nm). Par la suite, ils ont été dopés au bore par implantation ionique avec une dose de  $4 \cdot 10^{15}$  atomes/cm<sup>2</sup> et une énergie de 15 keV [2]. Afin d'éviter des redistributions longues, les recuits thermiques ont été effectués à une température relativement basse (700°C) et de courtes durées comprises entre 1 et 30 minutes (cas exigé par la profondeur des films). Les profils expérimentaux de dopage ont été obtenus par la technique de spectrométrie de masse des ions secondaires SIMS (Secon-

dary Ion Mass Spectrometry) [2].

### 1.2 Conditions initiales

La figure 1 ci-dessous montre le tracé du profil SIMS de la répartition du bore juste après son introduction dans les films polycristallins. Ce profil expérimental servira de référence ou de condition initiale dans les prochains paragraphes. La forte dose d'implantation ionique de  $4 \cdot 10^{15}$  atomes/cm<sup>2</sup>, entraîne un dépassement de la solubilité solide limite, et le surplus de dopant se précipite et forme des amas inactifs et immobiles. L'état du dopant lié à ce paramètre n'a pas été bien détaillé d'une manière rigoureuse dans la littérature, les uns suggèrent qu'il est sous forme ségréguée dans les défauts interstitiels de la structure constituée de grains et de joint de grains [4,8], alors que les autres proposent la possibilité de piégeage sous forme de complexes  $\text{SiB}_x$ , formant ainsi des précipités et des clusters de différentes tailles [9].



**Figure 1.** Profil SIMS expérimental de répartition du bore juste après son implantation ionique.

En se basant sur les travaux de Uematsu [3, 10], nous avons déterminé théoriquement les profils de départ (conditions initiales) selon les différents états possibles du bore dans la structure, à partir des relations suivantes :

$$C_{B_{ppt}} = C_{B_t} - C_e \quad (1)$$

$$C_{B_s} = C_{B_t} - C_{(B_{cl} + B_i)} - C_{B_{ppt}} \quad (2)$$

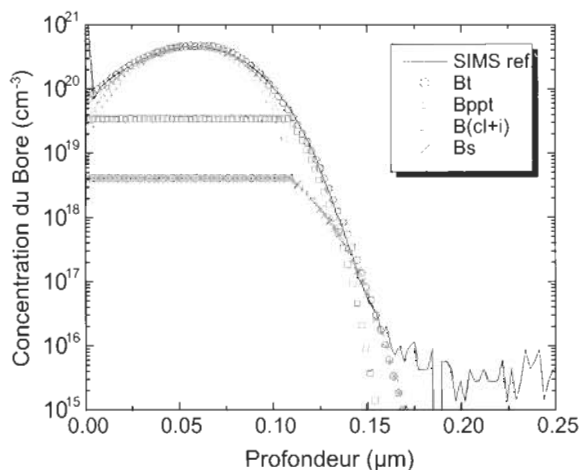
$$C_{(B_{cl} + B_i)} = A Q_d C_{B_s} (p/n_i) \quad (3)$$

avec:  $C_e = 2,5 \cdot C_{sol}$  pour:  $C_{B_t} \geq C_{sol}$

$C_e = C_{B_t}$  pour:  $C_{B_t} < C_{sol}$

Où  $C_{B_t}$  est la concentration totale du bore,  $C_{B_s}$  la

concentration du bore en sites substitutionnels,  $C_{Bi}$  la concentration du bore en sites interstitiels,  $C_{Bppt}$  la fraction du bore sous forme de précipités et  $C_{Bcl}$  la concentration du bore sous forme de clusters.  $C_{sol}$  est la concentration de la solubilité solide limite du dopant,  $n_i$  la concentration intrinsèque du dopant et  $p$  la concentration de trous.  $Q_d$  est la dose d'implantation ionique, et  $A$  une constante qui dépend seulement de la température. La figure 2 ci-dessous montre le tracé des profils théoriques calculés à partir des équations (1), (2) et (3) précédentes. Ces profils servent de conditions initiales lors de la simulation.



**Figure 2.** Tracé des profils théoriques initiaux calculés de  $C_{Bi}$ ,  $C_{B(cl+i)}$ ,  $C_{Bppt}$  et  $C_{Bs}$ .

## 2. Modèle de diffusion

La diffusion des impuretés n'est possible qu'en mettant en jeu les défauts ponctuels structuraux du silicium. Ces défauts sont soit des lacunes (sites vacants dans le réseau), soit des auto-interstitiels (atomes de silicium en surnombre dans le réseau) et interstitiels, ce qui donne lieu à deux types de mécanismes élémentaires de diffusion : le mécanisme lacunaire et le mécanisme substitutionnel-interstitiel. Ces mécanismes sont décrits par les réactions suivantes [7, 10]:



$A_i$ ,  $A_s$  et  $A_{cl}$  représentent respectivement, impureté interstitielle, impureté substitution

nelle et impuretés sous forme de clusters interstitiels, avec,  $I$  et  $V$  les états interstitiels et lacunaires. La réaction (4) met en jeu les auto-interstitiels, en surnombre, où une impureté interstitielle peut éjecter un auto-interstitiel, conduisant à la formation d'une impureté substitutionnelle. La réaction (5) met en jeu l'échange impureté substitutionnelle / impureté interstitielle par l'intermédiaire des lacunes du réseau, la réaction (6) traduit le transfert lacunaire. On considère dans cette étude, que la diffusion lacunaire ne s'effectue que par l'intermédiaire des lacunes chargées positivement  $V^+$  et des lacunes neutres  $V^0$  (dopage au Bore) [2]. L'équation (7) perm et d'introduire l'effet de piégeage du dopant dans les différents sites interstitiels (croissance et dissolution des clusters), où  $m$  est le nombre de sites occupés par cluster. Pour simuler la diffusion transitoire et accélérée (TED) à haut niveau de dopage, nous proposons ce modèle qui tient compte des réactions précédentes et de l'évolution du temporelle au cours du traitement thermique [3,7].

Ce modèle est donné par l'ensemble des équations différentielles partielles suivantes :

$$\frac{\partial C_s}{\partial t} = k_{dg} C_i - k_g C_s C_l - k_{ppt} C_{ppt} (C_s - C_{sol}) \quad (8)$$

$$\frac{\partial C_i}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D_{ieff} \frac{\partial C_i}{\partial x} \right) - \frac{\partial C_s}{\partial t} \quad (9)$$

$$\frac{\partial C_l}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D_l \frac{\partial C_l}{\partial x} \right) + \frac{\partial C_s}{\partial t} - \frac{\partial C_{cl}}{\partial t} \quad (10)$$

$$\frac{\partial C_{cl}}{\partial t} = k_p C_{cl} C_l - k_d C_{cl} \quad (11)$$

Où  $C_s$ ,  $C_i$ ,  $C_{cl}$ ,  $C_{ppt}$  sont successivement, les concentrations du dopant substitutionnel, interstitiel, sous forme de clusters inactifs et immobiles, et sous forme de précipités (surplus de dopant).  $C_l$  représente la concentration des défauts interstitiels.  $k_g$ ,  $k_{dg}$  et  $k_{ppt}$  les constantes de transfert du dopant vers les sites interstitiels et le transfert inverse.  $k_p$ , et  $k_d$  les constantes de piégeage et de dissolution des clusters. Le coefficient de diffusion effectif  $D_{ieff}$  devient fortement dépendant des effets dûs aux très forts dopages, il dépend de la concentration du dopant où la fraction active intervient dans le mécanisme d'échange lacunaire et subit l'action du champ électrique interne. Il est décrit par l'expression suivante:

$$D_{ieff} = D_i \frac{1 + \beta(p/n_i)}{1 + \beta} \left( 1 + \frac{C_i}{\sqrt{C_i^2 + 4.n_i^2}} \right) \quad (12)$$

avec: 
$$D_i = D_0 \exp\left(\frac{-E_a}{KT}\right) \quad (13)$$

La diffusivité intrinsèque  $D_i$  est décrite aisément par la loi d'Arrhenius, avec  $T$  la température absolue,  $K$  la constante de Boltzmann,  $D_0$  un facteur d'ajustement de la diffusivité, et  $E_a$  l'énergie d'activation du dopant.  $p$  est la concentration de trous,  $n_i$  la concentration intrinsèque, et  $\beta$  le rapport de la diffusivité induite par les lacunes chargées une fois sur la diffusivité interstitielle induite par les lacunes neutres.

A haut niveau de dopage, il y a dépassement de la solubilité solide limite  $C_{sol}$  et le surplus de dopant précipite et forme des clusters inactifs et immobiles. Au cours du recuit, la saturation des défauts engendrés par les endommagement d'implantation et la sursaturation des clusters, favorisent la dissolution de ces derniers par l'évolution thermique. Par la suite, il y a création d'un nouveau équilibre entre la croissance et la dissolution des clusters. A fin de tenir compte de la TED et de la balance d'équilibre entre la croissance et la dissolution des clusters, le terme  $k_p C_{cl} C_i - k_d C_{cl}$  donné par l'équation (11) a été introduit dans ce modèle. Les équations unidimensionnelles (8), (9), (10) et (11) de diffusion sont des équations différentielles à dérivées partielles, la résolution numérique de ce genre d'équations, passe dans la plupart des cas par la discrétisation du domaine de résolution, en tenant compte des conditions initiales et des conditions aux limites.

### 3. Résultats et discussion

Les profils théoriques de redistribution du bore après le traitement thermique ont été calculés au moyen d'une résolution numérique des équations différentielles (8)-(11) par la méthode des différences finies. A partir de l'expression analytique d'une Gaussienne, définie par les trois paramètres suivants:  $Q_d$  la dose d'implantation ionique,  $R_p$  le "range" projeté et  $\Delta R_p$  la déviation standard projetée, connue par l'expression suivante [11]:

$$C(x) = \frac{Q_d}{\sqrt{2\pi} \Delta R_p} \exp\left(-\frac{(x-R_p)^2}{2\Delta R_p^2}\right) \quad (14)$$

nous avons déterminé le profil initial de redistribution du bore  $C_{Bt}$ . Après la bonne superposition du profil théorique  $C_{Bt}$  et le profil SIMS expérimental, nous avons déterminé les profils

initiaux de  $C_{Bppt}$ ,  $C_{Bcl+Bt}$  et  $C_{Bs}$  selon les équations (1)-(3) (voir la figure 2). L'étude de l'épaulement qui apparaît sur les profils de dopage a été déterminé d'une manière très satisfaisante à l'aide d'un programme de calcul et au moyen d'un ajustement avec les profils SIMS expérimentaux. Cet ajustement est réalisé en agissant sur les paramètres suivants:  $D_0 = D_{poly}/D_{mono}$ ,  $k_p$ ,  $k_d$ ,  $k_g$ ,  $k_{dg}$ , et  $\beta$ . Les figures 3, 4, 5 et 6 ci-dessous, illustrent clairement la variation de la concentration du bore en fonction de la profondeur pour différentes durées de recuit (1, 5, 15, 30 min) à 700°C, et montrent le tracé des courbes théoriques simulées via ce modèle et leur ajustement avec les profils SIMS.

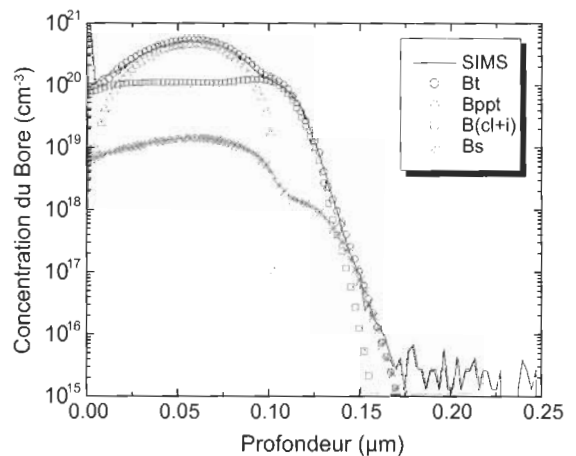


Figure 3. Superposition des profils théoriques simulés avec le profil SIMS après recuit thermique à 700°C/1 min.

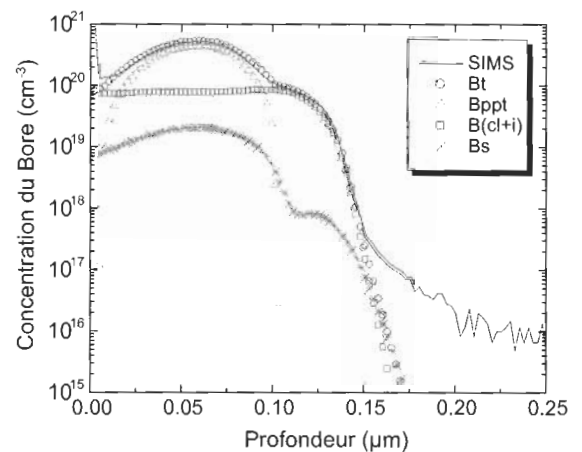
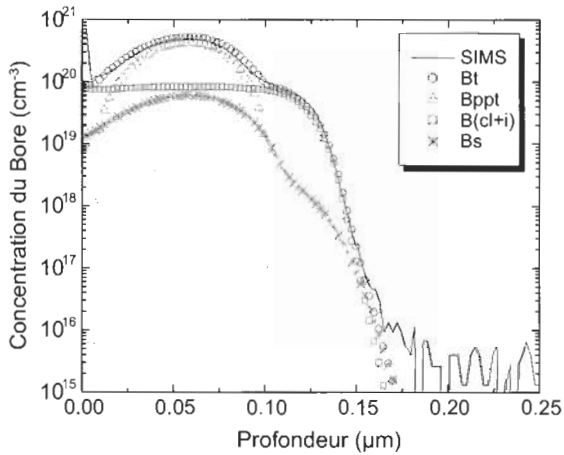
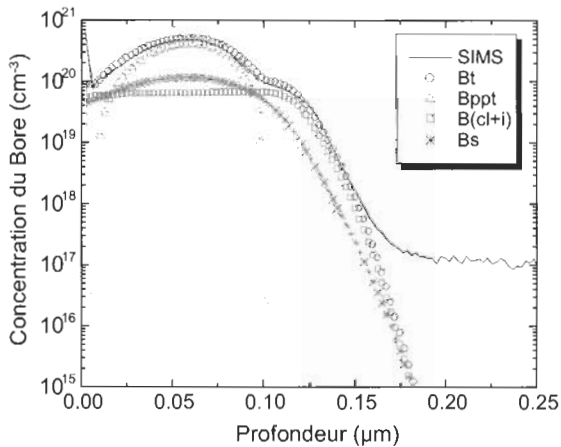


Figure 4. Superposition des profils théoriques simulés avec le profil SIMS après recuit thermique à 700°C/5 min.



**Figure 5.** Superposition des profils théoriques simulés avec le profil SIMS après recuit thermique à 700°C/15 min.



**Figure 6.** Superposition des profils théoriques simulés avec le profil SIMS après recuit thermique à 700°C/30 min.

Les résultats d'ajustement ont été obtenus avec les paramètres rassemblés dans le tableau suivant :

$$T=700^{\circ}\text{C} \text{ et } Q_d=4.10^{15}\text{cm}^{-2}$$

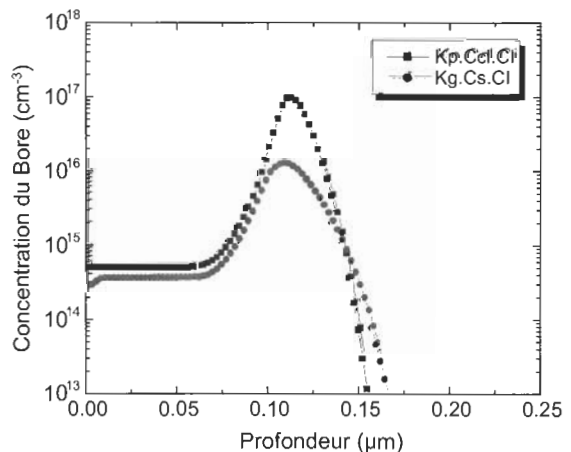
$D_i=D_0 \exp(-3,46/KT)$	$\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$
$D_i=9,14.10^2 \exp(-4,84/KT)$	$\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$
$k_p=6,3.10^{-16} \cdot (4.10^{-18}) \cdot t$	$\text{cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$
$k_d=6.10^{-5}$	$\text{s}^{-1}$
$k_{ppt}=5.10^{-22}$	$\text{cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$
$k_{dg}=8.10^{-5}$	$\text{s}^{-1}$
$k_g=1,2.10^{-17}$	$\text{cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$

**Table 1.** Constantes appliquées pour arriver à l'ajustement.

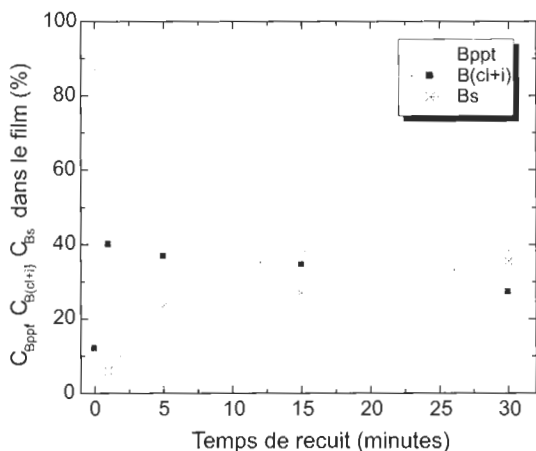
La superposition des profils du modèle avec les profils SIMS sont très satisfaisantes. On constate que la diffusion du bore vers les

interstitiels et la croissance des clusters est très importante dans les premières durées de traitement, cela est justifié par l'existence des défauts de la structure granulaire. Par la suite, les défauts sont saturés et les clusters sont en état de sursaturation, ce qui crée un nouveau équilibre entre la croissance et la dissolution de ces derniers. Le transfert s'effectue dans ce cas par le mécanisme lacunaire et par substitution.

Comme prévu, les constantes d'ajustement sont peu différentes de celles proposées par Uematsu pour le silicium monocristallin [3]. Cela est dû à la structure granulaire des films constitués de grains et de joints de grains, où les défauts interstitiels sont plus importants. Le facteur d'ajustement de la diffusivité  $D_{\text{poly}}/D_{\text{mono}}$ , permettant de prendre en considération l'influence de la structure des films et des paramètres de recuits sur la diffusivité est entre 100 à 800. Cela signifie que la diffusion dans le polysilicium est plus importante que celle dans le silicium monocristallin [12,13]. L'influence des lacunes sur la diffusivité du bore dépend essentiellement du facteur  $\beta$ , sa valeur est de 0,13, elle est en bon accord avec les résultats de Giroult et al [14]. La croissance et la dissolution des clusters durant le recuit thermique post-implantation sont contrôlés par les facteurs  $k_p$  et  $k_d$ . En effet, la TED et la balance d'équilibre entre la croissance et la dissolution des clusters ont été simulés selon deux phases de temps. On constate que la croissance des clusters est très importante dans les premières durées de traitement ( $t < 130$  s), elle atteint la saturation à partir de 130 secondes de recuit, et par la suite se crée un nouveau équilibre entre la croissance et la dissolution des clusters comme le montre la figures 7. La figure 8 résume les cinétiques de transfert et d'activation du bore durant le traitement thermique post-implantation.



**Figure 7.** Zones de croissance et de dissolution des clusters pour  $T=700^{\circ}\text{C}/5$  min.



**Figure 8.** Cinétique de transfert du bore entre les trois états possibles  $C_{Bs}$ ,  $C_{B_{cl+i}}$  et  $C_{Bp}$  au cours du recuit.

La balance d'équilibre entre la croissance et la dissolution du dopant est donnée par le rapport  $k_d/k_p$ , elle est dans l'ordre de  $4,6 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-3}$ . Nous constatons que les résultats de cette étude sont en bon accord avec ceux rapportés dans la littérature [2,3,13].

## Conclusion

Les résultats auxquels nous avons abouti, dans le cadre de ce travail, sont d'un intérêt théorique et pratique certain. Ils concernent l'analyse et la modélisation du processus de redistribution et d'activation du dopant sous recuit thermique, que nous avons appliqué aux films minces de silicium polycristallin très fortement dopés bore par implantation ionique. Les cinétiques complexes de diffusion durant le recuit thermique, ainsi que les changements survenus dans les performances technologiques de ces films sous l'effet des fortes concentrations, tels que le dépassement de la solubilité solide limite, la formation des précipités, le piégeage et la ségrégation du dopant. En plus, la croissance et la dissolution des clusters au cours du temps et l'apparition d'un régime transitoire d'une diffusion accélérée (TED). Tous ces effets, ont été considérés dans le modèle proposé dans ce papier. Nous avons pu montrer que notre modèle est particulièrement bien adapté pour la description des phénomènes complexes liés aux effets des très forts dopages et à l'origine de la TED du dopant. Cette étude montre qu'à haut niveau de dopage, où il y a dépassement de la solubilité solide limite, le surplus de dopant se précipite et forme des amas inactifs et immobiles. Ceci, rehausse les profils de dopages et influe sur le comportement du dopant et sur la taille des clusters au cours du traitement thermique post-implantation.

## REFERENCES:

- [1] B. Yu, D. H. Ju, W. Ch. Lee, N. Kepler, T. J. King and C. Hu, "Gate engineering for deep-submicron CMOS transistors", IEEE, Trans. Electron Devices, Vol. 45, p. 1253, 1998.
- [2] R. Mahamdi, F. Mansour, E. Scheid, P.T. Boyer and L. Jalabert, "Boron diffusion and activation during heat treatment in heavily doped polysilicon thin films for P' Metal-Oxyde-Semiconductor transistors gates", Jpn. J. Appl. Phys., Vol. 40, p. 6723, 2001.
- [3] Masashi Uematsu, "Simulation of high-concentration boron diffusion in silicon during post-implantation annealing", Jpn. J. Appl. Phys., Vol. 38, p. 3433, 1999.
- [4] S. Batra, M. Manning, C. Dennison, A. Sultan, S. Bhattacharya, K. Park, S. Banerjee, M. Lobo, G. Lux, C. Kirschbaum, J. Noberg, T. Smith and B. Mulvaney, "Discontinuity of B-diffusion profiles at the interface of polycrystalline Si and single crystal Si", J. Appl. Phys., Vol. 73 (8), p. 3800, 1993.
- [5] L. Pelaz, G. H. Gilmer, H. J. Gossmann, C. S. Rafferty, M. Jaraiz and J. Barbella, "B cluster formation and dissolution in Si: A scenario based on atomic modeling", Appl. Phys., Lett., Vol. 74, p. 3657, 1999.
- [6] F. Mansour, S. Abadli, R. Mahamdi, "Variation des coefficients de diffusion et d'activation du bore dans des films de polysilicium sous l'effet de la ségrégation et du piégeage", Sciences & Technologie de l'université Mentouri Constantine-Algérie, Vol. 20 (B), p. 38, Décembre 2003.
- [7] Masashi Uematsu, "Simulation of boron, phosphorus, and arsenic diffusion in silicon based on an integrated diffusion model, and the anomalous phosphorus diffusion mechanism", J. Appl. Phys., Vol. 82 (5), p. 2228, 1997.
- [8] S. M. Sze VLSI Technology (Wiley, New York). 2<sup>nd</sup> ed., p. 308, 1988.
- [9] H. Schaber, R. V. Criegern, and I. Weitzel, "Analyses of polycrystalline silicon diffusion sources by secondary ion mass spectrometry", J. Appl. Phys. Vol. 58 (11), p.4036, 1985.
- [10] Masashi Uematsu, "Simulation of clustering and transient enhanced diffusion of boron in silicon", J. Appl. Phys., Vol. 84 (9), p. 4781, 1998.
- [11] R. W. Cahn, P. Haasen, and E. J. Kramer, "Materials Science and Technology" (Electronic structure and properties of semiconductors), Vol. 4 p. 264, Apr. 1991.
- [12] L. Pelaz, M. Jaraiz, G. H. Gilmer, H. J. Gossmann, C. S. Rafferty, D. J. Eaglesham and J. M. Poate, "Boron diffusion and clustering in ion implanted Si: the role of B cluster precursors", Appl. Phys. Lett., Vol. 70 (17), p. 2285, 1997.
- [13] V. Probst, H. J. Bohm, H. Schaber, H. Oppolcer, and I. Weitzel, "Analyses of polysilicon diffusion sources", J. Electrochem. Soc.: solid-state science and technology, Vol. 135 (3), p. 671, 1988.
- [14] G. Giroult, A. Nouailhat and M. Gauneau, "study of a Wsi<sub>2</sub>/polycrystalline silicon/monocrystalline silicon structure", J. Appl. Phys., Vol. 67, p. 515, 1990.