



CINETIQUES COMPLEXES DE REDISTRIBUTION ET D'ACTIVATION DU BORE DANS DES FILMS MINCES DE POLYSILICIUM TRES FORTEMENT DOPES.

Salah ABADLI & F. MANSOUR.

Département d'Electronique, Faculté des Sciences de l'ingénieur,
Université Mentouri Route d'Ain EL-Bey 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 micro-électroniques et circuits intégrés. Cette diffusion est fortement influencée par l'évolution thermique des cinétiques complexes liés aux effets des très forts dopages 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. Dans cette étude, nous décrivons un modèle théorique adapté aux très forts dopages. Ceci permettra de simuler et d'étudier les cinétiques complexes de redistribution et d'activation du bore introduit par implantation ionique à forte dose dans des films minces de polysilicium durant le traitement thermique post-implantation. Le tracé des profils simulés via ce modèle théorique et leur ajustement avec les profils SIMS expérimentaux, mène à des résultats très encourageants et nous ont permis d'extraire des informations récentes sur les cinétiques complexes de répartition.

Mots clés : modèle, redistribution, activation, bore, polysilicium.

Abstract – The transient enhanced diffusion (TED) of the dopant is a major problem for the manufacture of components micro-electronics and integrated circuits. This diffusion is strongly influenced by the thermal evolution of the complex kinetics related to the effects of the very strong dopings created during the annealing of activation of the dopant. However, the models currently used in the simulators available on the market do not hold account in a correct way of the complex mechanisms. In this study, we describe a theoretical model adapted to very strong dopings. This will make it possible to simulate and study the complex

kinetics of redistribution and the activation of the boron introduced by ion implantation with high dose into thin films of polysilicon during the Thermal post-implantation treatment. The tracing of the curves simulated via this theoretical model and their adjustment with experimental profiles SIMS, carries out to very encouraging results and allowed us to extract from informations recent on the complex kinetics of distribution.

Key words: model, redistribution, activation, boron, polysilicon.

I. 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 micro-électroniques 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 endommagements 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 limitateurs 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 endommagements 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 à cause de la saturation des défauts de part, et à la création d'un équilibre entre la croissance et la dissolution des clusters d'autre part [5]. Ces conditions rendent la simulation théorique différente et difficile. Dans cette, étude et toujours dans le but comprendre plus finement la diffusion transitoire et accélérée du bore durant le traitement thermique post-implantation, nous proposons un modèle théorique basé sur un ensemble d'équations de diffusion couplées, en tenant compte des trois mécanismes possibles de redistribution (lacunaire, substitutionnel et interstitiel) [6], auquel vont être introduites plusieurs termes correctifs liés aux effets des fortes concentrations [1], [6]. Afin d'éviter des redistributions longues, nous avons opté pour des recuits thermiques à une température relativement basse (700°C) et de courtes durées comprises entre 1 et 30 minutes. Le tracé des courbes théoriques simulées via notre modèle, nous a permis d'extraire des informations très récentes sur la complexité de la redistribution du dopant.

II. Procédure expérimentale :

II.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 (Si_2H_6) à la température de 465°C. Ces films déposés à l'état amorphe, sont ensuite dopés au bore par implantation ionique avec une dose de 4.10^{15}

atomes/cm² et une énergie de 15 keV. Afin d'éviter des redistributions longues, les recuits thermiques ont été effectués à des températures relativement basses (700, 750 et 800°C) et de courtes durées de 1 minute. Les profils expérimentaux de dopage ont été obtenus spectrométrie de masse des ions secondaires SIMS (Secondary Ion Mass Spectrometry) [2].

II.2. Conditions de départ :

Expérimentalement, la distribution initiale du bore juste après son implantation dans les films polycristallins a été obtenue par l'analyse par SIMS comme le montre la figure 1. Théoriquement, elle est déterminée à partir de l'expression analytique d'une Gaussienne, connue par les trois moments suivants : la dose d'implantation ionique Q_d , la range projetée R_p , et la déviation standard projetée ΔR_p , connue par l'expression suivante [7] :

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

avons déterminé la répartition initiale du bore total C_{Bt} dans ces films.

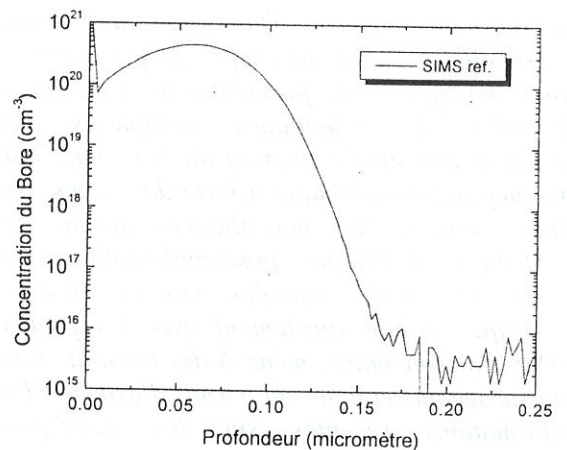


Fig. 1. Profil SIMS expérimental de répartition du bore juste après son implantation ionique.

La figure 2 ci-dessous montre la bonne superposition du profil théorique et expérimental. En réalité, la forte dose d'implantation ionique de 4.10^{15} atomes/cm², entraîne un dépassement de la solubilité solide limite, et le surplus de dopant se précipite et forme des amas d'atomes 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

notion de piégeage sous forme de complexes SiB_x interstitiels, formant ainsi des précipités et des clusters de différentes tailles [9]. Après la bonne superposition du profil théorique C_{Bt} avec le profil SIMS expérimental, et en se basant sur les travaux de Uematsu [3], [10], nous avons déterminé théoriquement les profils initiaux de C_{Bppt} , C_{Bcl-Bi} , et C_{Bs} selon les équations suivantes :

$$C_{Bppt} = C_{Bt} - C_e \quad (1)$$

$$C_{(Bcl+Bi)} = A Q_d C_{Bs} (p/n_i) \quad (2)$$

$$C_{Bs} = C_{Bt} - C_{(Bcl+Bi)} - C_{Bppt} \quad (3)$$

$$\text{avec : } C_e = 2,5.C_{sol} \quad \text{pour : } C_{Bt} \geq C_{sol}$$

$$C_e = C_{Bt} \quad \text{pour : } C_{Bt} < C_{sol}$$

Où C_{Bt} est la concentration totale du bore, C_{Bs} la concentration du bore en sites substitutionnels, C_{Bi} bore en sites interstitiels, C_{Bppt} bore sous forme de précipités et C_{Bcl} bore sous forme de clusters. C_{sol} est la concentration de la solubilité solide limite, Q_d la dose d'implantation ionique, et A une constante qui dépend uniquement 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.

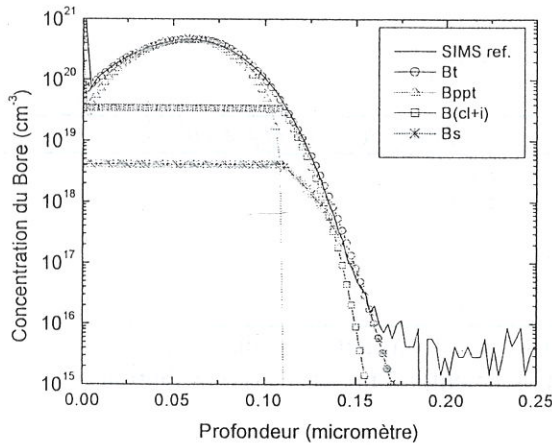
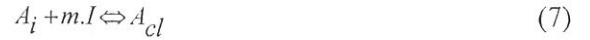


Fig. 2. Tracé des profils théoriques initiaux calculés de C_{Bt} , $C_{B(cl+i)}$, C_{Bppt} et C_{Bs} .

III. 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 interstitiel combiné

au substitutionnel. Ces mécanismes sont décrits par les réactions suivantes [6], [10] :



A_i , A_s et A_{cl} représentent respectivement, impureté interstitielle, impureté substitutionnelle 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) permet 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 temporelle au cours du traitement thermique [3], [6]. Ce modèle est décrit par l'ensemble des équations différentielles partielles couplées suivantes :

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

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

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

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

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_I 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 :

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

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

La diffusivité intrinsèque D_i est décrite aisément par la loi d'Arrhenius, avec T la température absolue, K la constante de Boltzman, D_0 un facteur d'ajustement de diffusivité et E_a l'énergie d'activation du dopant. p la concentration de trous, n_i la concentration intrinsèque, et β 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 endommagements d'implantation et la sursaturation des clusters, favorisent la dissolution de ces dernier sous l'apport 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 $k_p C_{cl} C_l - k_d C_{cl}$ 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.

IV. Résultats et discussion :

Les films polycristallins de cette étude ont été dopés uniformément en surface, la diffusion latérale est donc négligeable (pas de gradient de concentration en surface). Le processus de diffusion dans ce cas est considéré uniquement en profondeur. Nous avons réalisé un programme de calcul permettant la résolution numérique des équations différentielles partielles (8)-(11) couplées par la méthode des différences finies à une dimension. Les profils

théoriques C_{Bt} , C_{Bppt} , $C_{B(cl+i)}$, et C_{Bs} calculés au paragraphe précédent, ont été utilisés comme conditions initiales pour le calcul des profils théoriques de redistribution du dopant après le recuit. L'ajustement des profils simulés (C_{Bt}) avec les profils SIMS expérimentaux à permis d'obtenir des informations très récentes sur le mécanisme complexe de la TED, la croissance et la dissolution des clusters, l'activation du dopant, et les changements dans les processus de transfert C_{Bppt} , $C_{B(cl+i)}$, C_{Bs} sous l'effet des défauts interstitiels. Cet ajustement à été obtenu en agissant les paramètres suivants : $D_0 = D_{poly}/D_{mono}$, k_p , k_d , k_g , k_{dg} , et le facteur β . Leurs valeurs en vérifiant l'ajustement sont identifiés dans le tableau 1 suivant :

D_i et D_l pour $T=700, 750$ et 800°C	
$D_i = D_0 \exp(-3,46/KT)$	$\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$
$D_l = 9,14 \cdot 10^2 \exp(-4,84/KT)$	$\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$
$T=700^\circ\text{C}$ et $Q_d=4 \cdot 10^{15} \text{cm}^{-2}$	
$k_p = 6,3 \cdot 10^{-16} - (4 \cdot 10^{-18}) \cdot t$	$\text{cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$
$k_d = 6 \cdot 10^{-5}$	s^{-1}
$k_{ppt} = 5 \cdot 10^{-22}$	$\text{cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$
$k_{dg} = 8 \cdot 10^{-5}$	s^{-1}
$k_g = 1,2 \cdot 10^{-17}$	$\text{cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$
$T=750^\circ\text{C}$ et $Q_d=4 \cdot 10^{15} \text{cm}^{-2}$	
$k_p = 8,3 \cdot 10^{-16} - (9,6 \cdot 10^{-18}) \cdot t$	$\text{cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$
$k_d = 2 \cdot 10^{-4}$	s^{-1}
$k_{ppt} = 7 \cdot 10^{-22}$	$\text{cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$
$k_{dg} = 3,5 \cdot 10^{-4}$	s^{-1}
$k_g = 1,4 \cdot 10^{-17}$	$\text{cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$
$T=800^\circ\text{C}$ et $Q_d=4 \cdot 10^{15} \text{cm}^{-2}$	
$k_p = 1,4 \cdot 10^{-15} - (2,7 \cdot 10^{-17}) \cdot t$	$\text{cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$
$k_d = 1,3 \cdot 10^{-3}$	s^{-1}
$k_{ppt} = 9 \cdot 10^{-22}$	$\text{cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$
$k_{dg} = 2 \cdot 10^{-3}$	s^{-1}
$k_g = 1,6 \cdot 10^{-17}$	$\text{cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$

Tab. 1. Constantes utilisés pour vérifier l'ajustement des profils de redistribution.

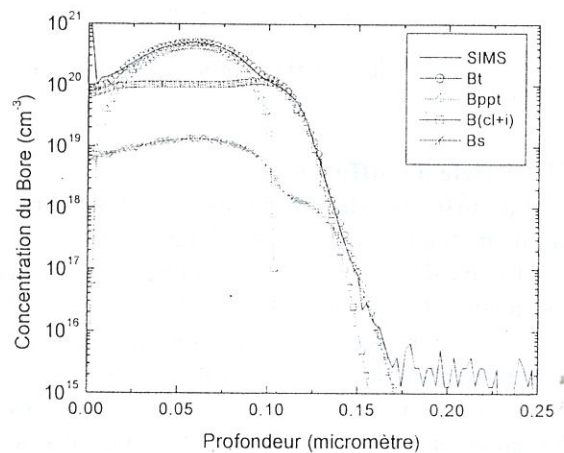


Fig. 3. Superposition des profils théoriques simulés avec le profil SIMS expérimental après traitement thermique à 700°C/1 min.

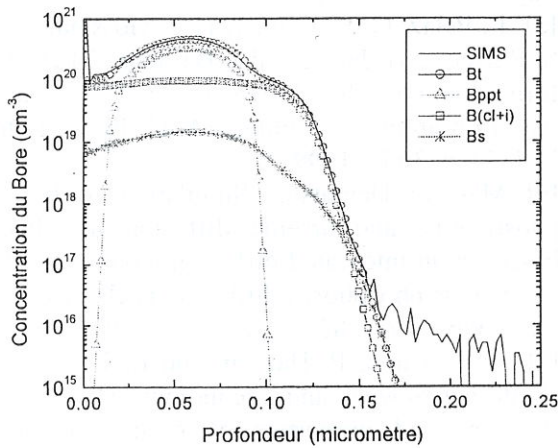


Fig. 4. Superposition des profils théoriques simulés avec le profil SIMS expérimental après traitement thermique à 750°C/1 min.

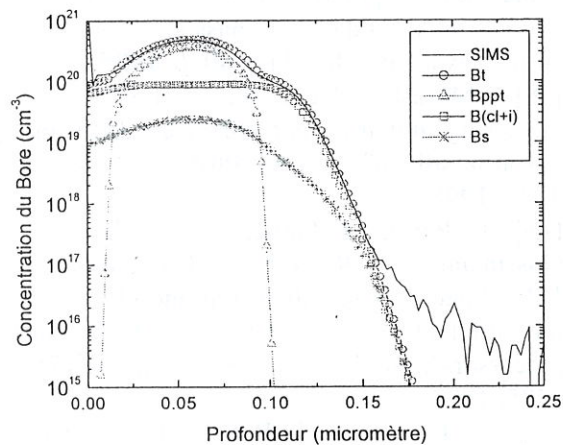


Fig. 5. Superposition des profils théoriques simulés avec le profil SIMS expérimental après traitement thermique à 800°C/1 min.

Les figures 3, 4 et 5 ci-dessus, illustrent clairement la variation dans les concentrations du bore en fonction de la profondeur du film pour différentes températures de recuit (700, 750 et 800°C) de durées de 1 minute, et montrent le tracé des courbes théoriques simulées via ce modèle et leur ajustement avec les profils SIMS expérimentaux. On constate qu'un transfert très important du bore s'effectue vers les défauts interstitiels au cours des premières durées de traitement, cela est justifié par le piégeage important de la structure granulaire des films. La sursaturation des défauts engendre un nouveau équilibre de transfert selon la dissolution des clusters et le

mécanisme interstitiel-lacunaire. 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 importantes. Le facteur d'ajustement de la diffusivité D_{poly}/D_{mono} , permettant de prendre en considération l'influence de la structure des films et des paramètres de recuits sur la diffusivité est d'environ 100 à 800. Cela, signifie que la diffusivité dans le polysilicium est plus importante que celle dans le silicium monocristallin [11], [12]. L'influence des lacunes sur la diffusivité du bore dépend essentiellement du facteur β , sa valeur est obtenue est de 0,13. Elle est en bon accord avec les résultats de Giroult et al [13]. 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, le 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, elle atteint la sursaturation au cours du temps. En effet, il se crée un nouveau équilibre entre la croissance et la dissolution des clusters. La balance d'équilibre entre le piégeage et la dissolution du dopant est donnée par le rapport k_d/k_p , elle est de : $4,6 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-3}/700^\circ\text{C}$, $1,4 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-3}/750^\circ\text{C}$ et $2,6 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-3}/800^\circ\text{C}$. L'augmentation de ce rapport en fonction de la température confirme bien que la dissolution des clusters est activée thermiquement.

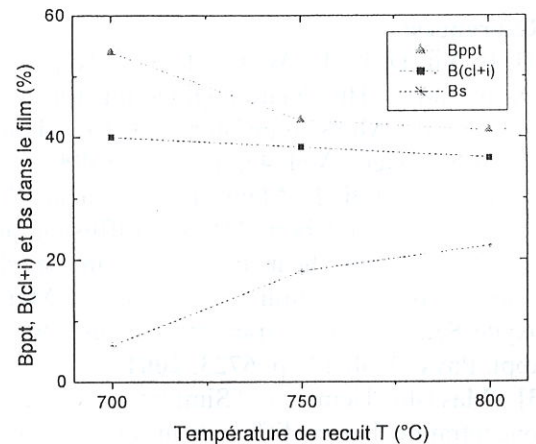


Fig. 6. Variations de C_{Bs} , $C_{B(cl+i)}$ et C_{Bppt} dans le film en fonction de la température de recuit pour des durées d'une minute de traitement.

Les résultats obtenus dans cette étude constituent une bonne continuité des travaux déjà entamés par l'équipe sur la diffusion du bore dans le polysilicium [14].

V. 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, 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-Oxide-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] 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.
- [7] R. W. Cahn, P. Haasen, and E. J. Kramer, "Materials Science and Technology" (Electronic structure and properties of semiconductors), Vol. 4, p. 264, April 1991.
- [8] S. M. Sze VLSI Technology (Wiley, New York). 2nd 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] 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.
- [12] 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.
- [13] G. Giroult, A. Nouailhat and M. Gauneau, "study of a Wsi₂/polycrystalline silicon/monocrystalline silicon structure for a complementary Metal-Oxide-Semiconductor for a compatible self-aligned bipolar transistor emitter", J. Appl. Phys., Vol. 67, p. 515, 1990.
- [14] 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, N°20 (B), p. 38, Décembre 2003.