

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

UNIVERSITE BADJI MOKHTAR - ANNABA
BADJI MOKHTAR – ANNABA UNIVERSITY



جامعة باجي مختار – عنابة

Faculté des Sciences

Département de Physique

Domaine : Science de la Matière

Filière : Physique

Spécialité : Physique des Couches Minces

THESE

Présentée en vue de l'obtention du Diplôme de DOCTORAT

Thème :

Étude de l'influence du recuit sur les propriétés optoélectroniques des cellules solaires à base de silicium.

Présenté par : *CHIBANE Yougherta Abderrahim*

Encadrant : *KOUHLANE Yacine* MCA *Université d'Annaba*

Jury de Soutenance :

Boucerredj Noureddine	Professeur	Université d'Annaba	Président
KOUHLANE Yacine	MCA	Université d'Annaba	Encadrant
BOUHAFS Djoudi	Directeur de Recherche	CRTSE	Co-encadrant
KHIARI Saidi	Professeur	Université d'El Tarf	Examineur
Chouial Bagdadi	Professeur	Université d'Annaba	Examineur

Année Universitaire : 2024/2025

Remerciement

Ce travail a été réalisé au sein du laboratoire des semi-conducteurs (LSC) de l'Université Badji Mokhtar à Annaba (UBMA), et au sein de la division de développement des dispositifs de conversion à semi-conducteurs (DDCS) du Centre de Recherche en Technologie des Semi-conducteurs pour l'Énergétique à Alger (CRTSE).

*Nous tenons tout d'abord à remercier vivement notre encadrant, Monsieur **Y. KOUHLANE**, Professeur de physique à l'Université Badji Mokhtar, pour nous avoir tout d'abord proposé ce sujet très intéressant, puis pour sa patience, sa disponibilité et surtout ses judicieux conseils, qui ont contribué à alimenter notre réflexion, et bien sûr pour les compétences scientifiques qu'il nous a apportées pour la réalisation de cette thèse.*

*En second lieu, nous tenons à remercier Monsieur **D. BOUHAFS**, Directeur de Recherche au Centre de Recherche en Technologie des Semi-conducteurs pour l'Énergétique, pour nous avoir tout d'abord accueillis au sein de sa division (DDCS), puis pour son soutien continu et ses conseils précieux, qui nous ont servi et nous serviront dans le futur.*

*En troisième lieu, nous tenons à remercier particulièrement Monsieur **A. DOGHMANE**, Professeur de physique à l'Université Badji Mokhtar, de nous avoir accueillis au sein de son laboratoire (LSC) et de nous avoir offert les meilleures conditions pour la réalisation de cette thèse.*

Nos sincères remerciements vont également aux membres du jury : Monsieur, Professeur à l'Université.....

Monsieur Professeur à l'Université.....

Nous tenons à exprimer notre reconnaissance vis-à-vis du personnel de la DDCS et du LSC pour leurs conseils, leur confiance, leur soutien scientifique et moral, ainsi que pour leur aide dans la réalisation de cette thèse.

Y.A. CHIBANE

Table de matières

Remerciements	
Table de matières	
Table des figures	
Liste des tableaux	
Abréviations et symboles	
Introduction générale	1

Chapitre I : Silicium : Applications photovoltaïques et techniques de caractérisation

I.1. Introduction	6
I.2. Propriétés structurales du silicium.....	6
I.2.1. La structure du silicium	6
I.2.2. Les défauts dans le silicium	7
I.2.2.1. Les Défauts ponctuels d'un cristal.....	7
I.2.2.2. Défauts linéaires	8
I.2.2.3. Défauts plans	8
I.2.2.4. Défauts à trois dimensions	9
I.3. Propriétés électriques du silicium	10
I.4. Fonctionnement d'une cellule photovoltaïque	11
I.4.1. La structure de la cellule solaire photovoltaïque	11
I.4.2. Principe de fonctionnement	12
I.4.3. Paramètres de performances électriques d'une cellule photovoltaïque	13
I.4.3.1. Modélisation électrique de la cellule photovoltaïque	13
I.4.3.2. Grandeurs caractéristiques essentielles	14
I.5. La durée de vie des porteurs de charges	16
I.6. Les principaux mécanismes de recombinaison	16
I.6.1. Recombinaison en surface	17
I.6.2. La recombinaison radiative (bande à bande)	18
I.6.3. Les recombinaisons Auger	19
I.6.4. Recombinaisons SRH (Recombinaison par défauts)	19
I.7. Dégradation de la durée de vie dans le silicium sous illumination	21
I.8. Quantification de la dégradation induite par la lumière dans le silicium cristallin	22

I.8.1. Les structures basées sur la durée de vie	22
I.8.2. Les cellules solaires complète	23
I.9. Procédés d'élaboration de silicium photovoltaïque	24
I.9.1. Elaboration des lingots de silicium monocristallin (Si-c)	25
I.9.1.1. Procédé FZ (Float Zone)	25
I.9.1.2. Procédé Cz (Czochralski)	26
I.9.2. Elaboration des lingots de silicium multi cristallin (Si-mc)	27
I.10. Méthodes de dépôt en couches minces	27
I.10.1. Généralités	28
I.10.1.1 Dépôt physique en phase vapeur (PVD)	28
I.10.1.2. Dépôt chimique en phase vapeur (CVD).....	30
I.10.2. Dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD).....	30
I.11. Le procédé thermique rapide (RTP)	32
I.11.1. Généralités sur le procédé RTP.....	32
I.11.2. Principe de fonctionnement du four de recuit RTP	32
I.11.3. Comparaison entre le RTP et le recuit thermique classique (CTP)	34
I.12. Méthodes de caractérisation	34
I.12.1. Mesure de la durée de vie des porteurs de charges photo-générés par QSSPC (Quasi Steady State Photo Conductance).....	34
I.12.1.1. Principe de fonctionnement	34
I.12.1.2. Equipement utilisé pour la mesure	35
I.12.2. Technique de mesure de la résistivité par la sonde à 4-pointes	36
I.12.3. Analyse par la spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR).....	37
I.12.4. Analyse par la photoluminescence (PL).....	38
I.13. Conclusion	39
Références chapitre I	40

Chapitre II : Impact de la température de recuit sur les propriétés optoélectriques du silicium : Revue de la littérature

II.1. Introduction.....	45
II.2. Les mécanismes de dégradation induits par les porteurs de charge dans le silicium.....	45
II.2.1. Dégradation induite par la lumière liée au défaut Bore-oxygène (BO)	46
II.2.1.1. Les défauts métastables liés au complexe bore-oxygène (BO).....	46
II.2.1.2. La théorie de deux centres de recombinaison distincts : les centres de recombinaison à formation rapide et lente (FRC et SRC).....	48

II.2.1.3. La théorie d'un seul centre de recombinaison lié au défaut BO.....	49
II.2.1.4. Atténuation du défaut BO et passivation à l'hydrogène	50
II.2.1.5. États multiples du défaut BO	53
II.2.1.6. Quantification du défaut BO	54
II.2.1.7. Les énergies d'activation thermique des réactions liées au défaut BO	57
II.2.1.8. Dépendance de la vitesse de dégradation et de la concentration des défauts BO.....	58
II.2.2. Dégradation induite par la lumière liée au Fer (Fe).....	59
II.2.2.1. Le fer interstitiel Fe_i et les paires fer-bore (FeB) dans le silicium	59
II.2.2.2. L'effet du dopage N_A du substrat et de la température T sur la reformation des paires FeB.....	60
II.2.2.3. Les propriétés SRH du Fe_i et FeB.....	62
II.2.2.4. Quantification du défaut Fe	63
II.2.2.5. L'effet du gettering	66
II.2.3. Dégradation induite par la lumière et les températures élevées (LeTID).....	67
II.2.3.1. L'influence de la température de cuisson maximal sur LeTID.....	68
II.2.3.2. L'importance du recuit sombre dans l'étude du LeTID.....	69
II.2.3.3. À l'origine du LeTID	72
II.2.3.3.1. Le rôle des métaux	72
II.2.3.3.2. Le rôle de l'hydrogène	73
II.2.3.3.3. L'implication direct de l'hydrogène	75
II.2.3.4. Recombinaison induite par l'hydrogène (HIR)	76
II.2.3.5. Propriétés de recombinaison des défauts LeTID.....	78
II.2.3.6. Stratégies d'atténuation du défaut LeTID	80
II.3. Conclusion	82
Références chapitre II.....	83

Chapitre III : Dynamique des défauts déclenchés par la lumière dans les plaquettes de silicium (Si-Cz) : compréhension des mécanismes de dégradation.

III.1. Introduction.....	92
III.2. Le protocole expérimental	93
III.3. Traitement chimique de surface des plaquettes de silicium monocristallin (Si-Cz).....	95
III.3.1. Le dégraissage	95
III.3.2. Amincissement	96
III.3.3. Le décapage de l'oxyde natif (SiO_2).....	96
III.4. Passivation de surface des plaquettes de silicium (Si-Cz).....	97
III.4.1. Appareillage expérimental	97

III.4.2. Le dépôt d'une couche de nitrure de silicium ($SiNx:H$).....	98
III.5. Cycle de traitement thermique rapide (RTP).....	99
III.5.1. Appareillage expérimental.....	99
III.5.2. Mise en place du cycle de traitement rapide (RTP).....	101
III.5.3. Le profil réel de cycle RTP.....	103
III.6. Gettering par diffusion de phosphore des plaquettes de silicium (Si-Cz).....	105
III.6.1. Appareillage expérimental	105
III.6.2. Mécanisme de Gettering par Diffusion de Phosphore	105
III.6.3. Mise en Place du Processus de Gettering.....	106
III.7. Expérience de Dégradation des Performances Électriques par Illumination Prolongée sur les Plaquettes de Silicium (Si-Cz)	107
III.7.1. Préparation des plaquettes Si-Cz	108
III.7.2. Description du banc de dégradation induite par la lumière (LID)	108
III.7.3. Résultats des mesures et discussions	111
III.7.1. Caractérisation optique des plaquettes Si-Cz.....	114
III.7.1. Appareillage expérimental.....	114
III.7.1.1. La spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR)	114
III.7.1.2. La spectroscopie de photoluminescence (PL)	115
III.7.2. Résultats de caractérisation et discussions	116
III.8. Analyse comparative des courbes de durée de vie dans les plaquettes Si-Cz, en conditions de recuit à la lumière et dans l'obscurité.....	119
III.8.1. Description du recuit à l'obscurité (DA).....	119
III.8.2. Résultats des mesures et discussions.....	119
III.9. Simulation de la dégradation induite par la lumière (LID) basée sur un modèle à deux états de défauts indépendants	122
III.9.1. Description de la simulation.....	122
III.9.2. Résultats de la simulation et discussions.....	124
III.10. Conclusion.....	128
Références chapitre III	129

Chapitre IV : Quantification de la dégradation induite par la lumière des cellules Solaires en silicium : Suivi du V_{OC} par instrumentation virtuelle en temps réel.

IV.1. Introduction.....	136
IV.2. Le protocole expérimental.....	138

IV.3. Technologie de cellule solaire avec un champ de surface arrière en aluminium (Al-BSF)	140
IV.3.1. Champ de surface arrière en aluminium (Al-BSF)	140
IV.3.2. Fabrication des cellules solaires Al-BSF	141
IV.4. Interfaçage d'Arduino avec MATLAB/Simulink	143
IV.4.1. Matériel utilisé	143
IV.4.1.1. Carte Arduino	143
IV.4.1.2. Les capteurs	145
IV.4.2. Logiciels et configuration	147
IV.4.2.1. MATLAB/Simulink	147
IV.4.2.2. Configuration du logiciel	148
IV.4.3. Acquisition des données	149
IV.5. Acquisition et analyse des résultats de la dégradation induite par la lumière (LID) dans les cellules solaires en silicium	150
IV.6. Modélisation cinétique de la variation de la sortie V_{OC} des cellules solaires en fonction de la durée d'illumination	154
IV.7. Dépendance de la température de la concentration de défauts ($N_{V_{OC}}$)	157
IV.8. Énergies d'activation thermique des défauts	160
IV.9. Conclusion	161
Références chapitre IV	163
Conclusion générale	166
Publications et conférences	
Résumé	

Table des figures

Chapitre I

Figure I.1 : Structure cristallographique du silicium.

Figure I.2 : Représentation des défauts : (a) lacune, (b) impureté interstitielle, (c) auto-interstitiel, (d) impureté en site substitutionnel.

Figure I.3 : Schéma de deux configurations cristallines : (a) dislocation coin, (b) dislocation vis.

Figure I.4 : Représentation atomique d'un joint de grain.

Figure I.5 : Principe général de la précipitation en phase solide.

Figure I.6 : Diagramme de bande d'énergie d'un conducteur, d'un isolant et d'un semi-conducteur.

Figure I.7 : Structure de bandes d'énergie du silicium cristallin.

Figure I.8 : Structure simplifiée et fonctionnement d'une cellule PV au Si.

Figure I.9 : Principe de fonctionnement d'une cellule photovoltaïque classique au silicium cristallin de type p.

Figure I.10 : Schéma électrique réel d'une cellule photovoltaïque.

Figure I.11 : (a) La caractéristique $I=f(V)$ d'une cellule PV sous éclairage et à l'obscurité, (b) représentation conventionnelle de la courbe (puissance utile).

Figure I.12 : (a) Arrangement des atomes au voisinage d'une surface (111) dans le silicium [23], (b) mécanisme de recombinaison en surface.

Figure I.13 : Mécanisme de recombinaison radiative.

Figure I.14 : Mécanisme de recombinaison Auger.

Figure I.15 : Mécanisme de recombinaison en volume.

Figure I.16 : Durée de vie des porteurs de charge pour différents types de silicium : avant et après dégradation LID.

Figure I.17 : Dégradation (LID) de la durée de vie en fonction du temps d'illumination de différents types de silicium.

Figure I.18 : Schéma de principe du procédé FZ.

Figure I.19 : Etapes de cristallisation d'un lingot par la technique Czochralski (Cz).

Figure I.20 : Lingots de silicium cristallin élaborés par la technique Czochralski.

Figure I.21 : Principe du four à solidification directionnelle.

Figure I.22 : Schéma des principaux procédés de dépôt de couches minces.

Figure I.23 : Schéma simplifié d'un évaporateur.

Figure I.24 : Schéma d'un : (a) four à platine porte-substrats horizontale, (b) four à mur chaud.

Figure I.25 : Principe du procédé thermique rapide (RTP).

Figure I.26 : Evolution de la température d'un substrat dans un procédé RTP.

Figure I.27 : Schéma de principe de la mesure de la durée de vie par la méthode QSSPC.

Figure I.28 : Schéma descriptif d'une sonde à 4-pointes.

Figure I.29 : Schéma d'un équipement FTIR.

Figure I.30 : Schéma d'un équipement de photoluminescence (PL).

Chapitre II

Figure II.1 : La dégradation induite par la lumière liée au bore-oxygène (LID-BO).

Figure II.2 : (a) : Cycle de traitement réversible de deux échantillons Si-Cz de type p ($1 \Omega.cm$ et $1,5 \Omega.cm$), l'exposition à la lumière pendant plus de 16 heures à l'aide d'une lampe halogène ($370 mWcm^{-2}$), et un recuit sombre pendant 10 min à $350 \text{ }^\circ C$, b) dégradation et cycle de régénération ultérieur.

Figure II.3 : La théorie de deux centres de recombinaison distincts FRC et SRC pour le défaut (BO) : avec différents états précurseurs (A) et états de défaut (B).

Figure II.4 : Le modèle à trois états du défauts Bore-oxygène BO.

Figure II.5 : Diagramme des états et des transitions du défauts Bore-oxygène BO.

Figure II.6 : (a) : Les concentrations de défauts normalisées dans le silicium cristallin c-Si dopé au galium Ga non compensé, compensé et une référence en fonction du temps d'illumination. La concentration totale de défauts N^* formée pendant le processus rapide et le processus lent (b) dans le c-Si non compensé et (c) dans le c-Si compensé.

Figure II.7 : Concentration de défauts normalisée, N_t^* dans le Si-Cz de type p compensé par le dopant en fonction de la concentration nette de dopage P_0 et de la concentration totale de bore N_A .

Figure II.8 : (a) Réduction de la concentration relative de Fe_i due à la reformation des paires FeB après dissociation pour divers échantillons [74], (b) mesures de la durée de vie du porteur dépendant de l'injection d'un échantillon de Si-Cz de type p contaminé par Fe, démontrant l'impact de Fe_i et de sa reformation en paires FeB sur la forme de la courbe de durée de vie.

Figure II.9 : le τ_{SRH} en fonction du niveau d'injection Δn , avec une densité de dopage de fond $N_A = 10^{16} cm^{-3}$.

Figure II.10 : tracé de contours de la constante de $1/C_{Fe}$ avec différentes densités de dopage N_A et niveau d'injection Δn . La ligne pointillée indique les points de croisement à $\Delta n = \Delta n_{Fe_i=FeB}$.

Figure II.11 : (a) Durée de vie effective τ_{eff} , mesurée à un niveau d'injection fixe $\Delta n = 10^{15} cm^{-3}$ par la technique QSSPC, en fonction du temps d'exposition à la lumière (1 Sun, $75 \text{ }^\circ C$), (b) durée de vie effective τ_{eff} , mesurée à $\Delta n = 9,1 \cdot 10^{14} cm^{-3}$, des plaquettes Si-mc après dépôt PECVD, après cuisson, puis en fonction du temps dans des conditions de dégradation accélérée ($140^\circ C$, 44 KWm^{-2}).

Figure II.12 : (a) Evolution de la tension en circuit ouvert V_{OC} , en fonction du temps de recuit à l'obscurité à différentes températures, (b) evolution de V_{OC} de huit cellules solaires sœurs en fonction du temps du trempe à la lumière (à une température de $75 \text{ }^\circ C$ et sous une intensité de 1 KWm^{-2}).

Figure II.13 : La durée de vie effective τ_{eff} en fonction de la durée d'illumination (a) pour des échantillons sœurs de Si-mc, (b) pour un échantillon de Si-mc soumis à des cycles de recuit à l'obscurité - exposition à la lumière.

Figure II.14 : Un organigramme simplifié pour l'implication possible d'impuretés métalliques dans LeTID.

Figure II.15 : (a) La densité de défauts normalisée NDD maximum en fonction de la fraction d'hydrogène libérée pour une température de dépôt $\text{SiN}_x : \text{H}$ de 400 °C sur deux groupes de matériaux Si-mc, (b) la densité de défauts normalisée NDD en fonction du temps de recuit à l'obscurité à 175 °C pour des échantillons de Si-mc avec différentes épaisseurs de $\text{SiN}_x : \text{H}$.

Figure II.16 : La concentrations de défauts effectives maximales N_{Maw}^* mesurées sur des plaquettes sœurs en silicium multicristallin haute performance (HP Si-mc).

Figure II.17 : Concentration fractionnaire des états de charge d'hydrogène en fonction de la position du niveau de Fermi à température ambiante et à 300 °C.

Chapitre III

Figure III.1 : Photographies : (a) d'un lot de plaquettes (Wafers as-Cut) de Si-Cz et, b) d'un résistivimètre : *CMT series SR 2000 N*.

Figure III.2 : Diagramme de Flux de Processus

Figure III.3 : Photographies d'un : (a) bain de TCE, (b) un rinçage EDI, (c): séchage avec un spin-dryer.

Figure III.4 : Photographies d'une mesure de l'épaisseur d'une plaquette de silicium Si-Cz en utilisant un palmer digital.

Figure III.5 : Photographie d'un *SEMCO Engineering LYDOP DF5200+*.

Figure III.6 : Photographies montrant la manière dont les plaquettes Si-Cz ont été positionnées.

Figure III.7 : (a) Photographie du four RTP *AccuThermo AW 610*, (b) schéma descriptif du four RTP.

Figure III.8 : Schéma du cycle de traitement rapide (RTP) appliqué aux plaquettes de silicium monocristallin (Si-Cz).

Figure III.9 : Photographies montrant la manière dont les plaquettes Si-Cz ont été positionnées dans le four *AccuThermo AW610*.

Figure III.10 : Profile réel de température (°C) en fonction du temps (s) avec les différents pics de température.

Figure III.11 : Schéma du gettering homogène (à un seul palier) par diffusion de phosphore.

Figure III.12 : Protocole expérimental suivi pour la préparation des plaquettes Si-Cz pour l'étude de la dégradation induit par lumière (LID).

Figure III.13 : Photographie de l'exposition des plaquettes Si-Cz à la lumière.

Figure III.14 : Photographie de : (a) : l'instrument de mesure de la durée de vie par la technique QSSPC (*Sinton Instruments WCT-120*), (b) : la manière dont la plaquette Si-Cz est placée sur le porte-échantillon de l'instrument pour la mesure systématique de la durée de vie des porteurs minoritaires τ .

Figure III.15 : Passivation des deux faces des plaquettes Si-Cz à l'aide d'une solution d'iode-éthanol (IE).

Figure III.16 : La durée de vie des porteurs minoritaires (τ) des plaquettes Si-Cz passivées SiN_x , traités à différents pics de température (de 680 à 800 °C) et non traités en fonction du temps d'illumination.

Figure III.17 : La durée de vie des porteurs minoritaires (τ) dans des plaquettes Si-Cz, soumises à un gettering par diffusion de phosphore et non soumises, en fonction du temps d'illumination.

Figure III.18. : Photographie de l'équipement FTIR : l'instrument *FTIR Thermo Nicolet NEXUS 670*.

Figure III.19 : Photographie du banc de Photoluminescence *FL3-DFX-iHR320*.

Figure III.20 : Des spectres FTIR des films de nitrure de silicium ($SiNx$) déposés sur des plaquettes de silicium (Si-Cz) et ayant été soumis à un recuit thermique rapide (RTP) à différentes températures.

Figure III.21 : (a) Des spectres de photoluminescence (PL) sous excitation à 532 nm des films de $SiNx$ déposés sur des plaquettes de silicium (Si-Cz), (b) La comparaison de l'intensité d'émission PL à 800 °C entre les plaquettes Si-Cz traités et non traités thermiquement.

Figure III.22 : Évolution de la durée de vie des porteurs minoritaires (τ) en fonction du temps pour les plaquettes (Si-Cz) traitées par RTP (de 680 à 800 °C) et pour celles non traitées, durant une période de 30 h. La courbe (1) en rouge illustre le test de recuit dans l'obscurité (DA) à 160 °C, tandis que la courbe (2) en noir montre le test d'illumination prolongée (LS) à 35 °C.

Figure III.23 : Diagramme des états et des transitions associés aux défauts BO, basé sur la théorie des deux défauts distincts.

Figure III.24 : Concentration normalisée des divers états $ND_i = (N_i/N_{dop})$ en fonction du temps, utilisant les constantes de vitesse de réaction, expérimentales et simulées, selon la théorie des deux défauts.

Figure III.25 : (a) La concentration normalisée du défaut ND_B : résultats expérimentaux (Données) et simulations (Modèle) en fonction du temps d'illumination, (b) l'erreur quadratique moyenne (MSE) entre les Données et le Modèle, en fonction de la température de pic du traitement thermique rapide (RTP).

Figure III.26 : Les constantes de vitesse en fonction de la température de pic du RTP, incluant celles de la formation du défaut rapide ($k_{AB_{FRC}}$) (en gris), de formation du défaut lent ($k_{AB_{SRC}}$) (en rouge), et de la dissociation du complexe fer- bore (k_{FeB}) (en bleu).

Chapitre IV

Figure IV.1 : (a) Représentation d'un schéma du système d'acquisition de données virtuel (VDAS), (b) photographies de l'installation expérimentale pour le test de LID.

Figure IV.2 : Représentation schématique d'une cellule solaire simple en configuration Al-BSF, basée sur du silicium de type p.

Figure IV.3 : Flux de processus schématique pour la fabrication de cellules solaires Al-BSF.

Figure IV.4 : Photographie d'une carte Arduino UNO, équipée d'un microcontrôleur ATmega328.

Figure IV.5 : Un capteur de température LM35.

Figure IV.6 : Photographie d'un capteur de lumière (LDR).

Figure IV.7 : Environnement de travail du (a) logiciel MATLAB et (b) Simulink.

Figure IV.8 : Modèle MATLAB/Simulink utilisé pour l'acquisition en temps réel des données de la carte Arduino.

Figure IV.9 : Évolutions de la température (T), de la tension en circuit ouvert (V_{oc}) et de l'intensité lumineuse (I) en fonction de la durée d'illumination, obtenues grâce aux mesures VDAS effectuées sur diverses cellules solaires en silicium mono- et multicristallin.

Figure IV.10 : Mesure de la tension de circuit ouvert (V_{OC}) pour la même cellule solaire en silicium multicristallin (Si-mc) en fonction du temps : (a) obtenue par suivi manuel et, (b) à l'aide du système de mesure de données virtuel (VDAS).

Figure IV.11 : Modèle cinétique suggéré.

Figure IV.12 : Courbes expérimentales et simulées de ΔV_{OC} en fonction de la durée d'illumination pour : (a) cellule solaire monocristalline (Si-c) et, (b) cellule solaire multicristalline (Si-mc).

Figure IV.13 : Courbes de dégradation de la tension en circuit ouvert (V_{OC}) de : a) : cellules solaires Si-c, b) : cellules solaires Si-mc, à différentes températures, sous une illumination de $0,055 \text{ W/m}^2$ pendant environ 6 heures.

Figure IV.14 : Concentration de défauts $N_{V_{OC}}$ en fonction de la durée d'illumination pour les : (a) cellules solaires Si-c, (b) cellules solaires Si-mc, sous différentes températures de test de dégradation induite par la lumière (LID).

Figure IV.15 : Variation de la concentration de défauts à la saturation N_{max} en fonction des températures de test de dégradation induite par la lumière (LID).

Figure IV.16 : Graphique d'Arrhenius du taux de génération de défauts R_{def} .

Liste des tableaux

Chapitre I

Pas de tableau dans ce chapitre.

Chapitre II

Tableau II.1 : Quelques valeurs calculées des énergies d'activation (E_{gen}) les facteurs de génération de défauts (k_{gen}) pour le défaut BO, à partir de la littérature.

Tableau II.2 : Temps requis pour la reformation de 95% des paires FeB, pour différentes concentrations de dopant (bore B).

Tableau II.3 : Propriétés Shockley-Read-Hall SRH de Fe_i et de FeB .

Tableau II.5 : Liste des rapports de sections efficaces de capture et des niveaux d'énergie des défauts mesurés pour LeTID sur divers matériaux Si.

Tableau II.5 : Liste des énergies d'activation et d'annihilation de réactions liées à la dégradation induite par la lumière et la température élevée (LeTID) dans différentes conditions d'essai.

Chapitre III

Tableau III.1 : La recette de dépôt PECVD.

Tableau III.2 : Paramètres du profil RTP appliqué.

Chapitre IV

Tableau IV.1 : Caractéristiques des substrats des cellules solaires.

Tableau IV.2 : Résultats du modèle basés sur les données expérimentales de $\Delta V_{OC}(t)$ pour notre étude et l'ensemble de données de référence.

Abréviations et symboles

Si : Silicium.

SiO₂ : Oxyde de silicium.

TCE : Tricoroéthylène.

EDI : Électrodialyse ionique.

KOH : Hydroxyde de potassium.

HCl : Acide chlorhydrique.

HF : Acide fluorhydrique.

ccsm : Centimètre cube standard par minute.

slm : Litre standard par minute.

SiH₄ : Silane.

N₂ : Gaz d'azote.

O₂ : Gaz d'oxygène.

NH₃ : Ammonique.

PV : photovoltaïque.

τ : La durée de vie.

Si-mc : Silicium multicristallin.

Si-c : Silicium monocristallin.

Si-Cz : silicium monocristallin élaboré par la technique Czochralski.

SiNx : H : Couche de nitrure de silicium hydrogénée.

RTP : Procédé thermique rapide

LID : Dégradation induite par la lumière.

LeTID : Dégradation induite par la lumière et la température élevée.

QSSPC : Photo-conductance à l'état quasi-stationnaire.

Δn : Niveau d'injection.

IE : Iodine-éthanol.

FTIR : spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier.

ATR : Atténuation de la réflexion totale.

PL : Photoluminescence.

UV : Ultraviolet.

IR : Infrarouge.

H : Atome d'hydrogène.

HIR : Recombinaison induite par l'hydrogène.

O : Atome d'hydrogène.

Fe : Atome de fer.

B : Atome de bore.

BO : Complexe Bore-Oxygène.

FeB : Complexe fer-bore.

HB : Complexe Hydrogène-Bore.

N_A : Densité de dopage.
 ρ : Résistivité.
PECVD : Dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma.
PSG : Verre de silicate phosphoré.
 $POCl_3$: Trichlorure de phosphore.
 P_2O_5 : Oxyde de phosphore.
DA : Recuit à l'obscurité.
LS : Recuit à la lumière.
LED : Diode électroluminescente.
ODE : Equations différentielles ordinaires.
FRC : Centre de recombinaison rapide.
SRC : Centre de recombinaison lente.
 k : Constante de vitesse (taux de dégradation).
 N : Concentration.
MSE : L'erreur quadratique moyenne.
Al-BSF : Champ de surface arrière en aluminium.
 V_{OC} : Tension en circuit ouvert.
VDAS : Système virtuel d'acquisition de données.
 I : Intensité
 T : Température.
 I_{cc} : Courant du court-circuit.
FF : Facteur de forme.
SRAM : Mémoire vive statique.
EEPROM : Mémoire morte programmable et effaçable électriquement.
PWM : Modulation de largeur d'impulsion.
IDE : Environnement de développement intégré.
USB : Bus universel en série.
UART : Émetteur-récepteur asynchrone universel.
TX : Transmission.
RX : Réception.
LM : Monolithique Linéaire.
LDR : Résistance dépendante de la lumière.
 t : temps.
 β : Saturation de la tension en circuit ouvert.
 k_B : Constante de Boltzmann.
 E_{gen} : Energie d'activation thermique des défauts.
 R_{gen} : Génération de défaut bore-oxygène.
 k_{gen} : Facteur pré-exponentiel de génération de défauts.
 m : Pente.

Introduction générale

Introduction générale

Ce présent travail, a été réalisé dans le cadre de la préparation d'une thèse de doctorat, s'inscrit dans le domaine de la physique des couches minces au sein du laboratoire des semi-conducteurs (LSC) de l'Université Badji Mokhtar à Annaba (UBMA), Algérie.

Les recherches menées ont été effectuées au sein du laboratoire des semi-conducteurs (LSC) de l'université Badji Mokhtar à Annaba (UBMA), et au sein de la division de développement des dispositifs de conversion à semi-conducteurs (DDCS) du centre de recherche en technologie des semi-conducteurs pour l'énergétique à Alger (CRTSE).

La transition énergétique désigne le passage vers des systèmes énergétiques durables, réduisant la dépendance aux combustibles fossiles au profit de sources d'énergie renouvelables. Dans ce contexte, l'énergie photovoltaïque joue un rôle central en offrant une solution propre et accessible pour produire de l'électricité à partir du soleil. En intégrant des technologies photovoltaïques avancées, la transition énergétique vise à améliorer l'efficacité énergétique et à diminuer les émissions de gaz à effet de serre, contribuant ainsi à un avenir plus durable et résilient.

Le silicium est le matériau central des technologies photovoltaïques modernes, principalement en raison de ses caractéristiques électriques et structurales exceptionnelles. Sa large disponibilité et sa capacité à être dopé avec divers éléments pour optimiser ses propriétés électriques en font un choix privilégié dans l'industrie solaire. Malgré l'efficacité impressionnante des cellules photovoltaïques à base de silicium, leur performance peut être compromise par plusieurs mécanismes de dégradation, notamment ceux induits par les porteurs de charge, telles que la dégradation induite par la lumière (LID : Light Induced Degradation) et la dégradation induite par la lumière et les températures élevées (LeTID : Light and Elevated Temperature Induced Degradation). Ces phénomènes, souvent interconnectés, peuvent engendrer des pertes significatives en termes de rendement énergétique. Si ces effets ne sont pas maîtrisés, ils peuvent réduire l'efficacité et la stabilité à long terme des dispositifs solaires, entraînant des coûts supplémentaires et limitant l'adoption à grande échelle des technologies photovoltaïques.

C'est dans ce cadre que cette thèse se penche sur l'étude approfondie des mécanismes de dégradation induite par la lumière (LID) dans les plaquettes de silicium monocristallin élaborées par la méthode Czochralski (Si-Cz) et les cellules solaires avec un champ de surface arrière en aluminium (Al-BSF : Aluminum Back Surface Field), ainsi que sur l'analyse des dynamiques de défauts associées à ce phénomène. Le travail est structuré en quatre chapitres principaux, couvrant des aspects à la fois théoriques, expérimentaux et de modélisation.

Les deux premiers chapitres de ce travail sont consacrés à une revue de la littérature qui permet de situer notre étude dans son contexte scientifique. **Le Chapitre I** présente un état de l'art sur le silicium et ses applications photovoltaïques, en mettant en lumière les propriétés structurelles et électriques du matériau. Il aborde ensuite le fonctionnement des cellules photovoltaïques, incluant leur structure et leurs paramètres de performance électriques. Ce chapitre examine également les principaux mécanismes de recombinaison des porteurs de charge ainsi que la dégradation de la durée de vie sous illumination et la quantification de cette dégradation dans le silicium cristallin. Les procédés d'élaboration du silicium, tant monocristallin que multicristallin, ainsi que les méthodes de dépôt en couches minces, sont également explorés. Le procédé de recuit thermique rapide (RTP : Rapid Thermal Processing) est détaillé, avec une comparaison à la méthode classique. Ce chapitre se clôt par une présentation des méthodes de caractérisation et de mesures utilisées dans notre travail telle que la mesure de la durée de vie par QSSPC (Quasi-Steady-State Photoconductance) et les analyses par FTIR (Fourier Transform Infrared Spectroscopy). **Le Chapitre II** explore les mécanismes de dégradation affectant les performances des dispositifs en silicium, notamment dans le domaine photovoltaïque. Il approfondit la dégradation induite par les porteurs de charge, en se concentrant sur la dégradation induite par la lumière (LID) liée la formation des défauts bore-oxygène (*BO*), fer-bore (*FeB*), et sur la dégradation induite par la lumière et la température élevée (LeTID). Différents modèles et théories sont explorés afin de comprendre la formation et l'évolution de ces défauts, ainsi que les stratégies d'atténuation possibles, telles que la passivation à l'hydrogène ou le gettering. Cette analyse théorique met en évidence la complexité des mécanismes de dégradation et constitue la base scientifique sur laquelle s'appuient nos travaux expérimentaux.

Les deux chapitres suivants sont dédiés à l'étude expérimentale. **Le Chapitre III** se concentre sur l'analyse de la dégradation induite par la lumière dans des plaquettes de silicium monocristallin de type p (Si-Cz). Un protocole expérimental rigoureux a été mis en place, comportant des traitements chimiques, un recuit RTP, une passivation par une couche de nitrure de silicium ($SiNx$), et un gettering au phosphore, pour évaluer l'impact de la lumière sur la durée de vie (τ) des porteurs minoritaires, en utilisant la technique de mesure QSSPC. Des techniques de caractérisation, telles que la spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR) et la photoluminescence (PL), ont été utilisées pour suivre l'évolution des défauts dans les couches passivantes. Ce chapitre se clôt par une simulation de la dégradation induite par la lumière (LID), en se basant sur un modèle à deux états de défauts indépendants. Ce modèle permet de mieux comprendre la cinétique de formation et de dissociation des complexes de défauts sous illumination. Les résultats de cette simulation sont comparés aux résultats expérimentaux afin de valider le modèle proposé. **Le quatrième et dernier chapitre** est consacré à la quantification de la dégradation induite par la lumière (LID) dans les cellules solaires (Al-BSF) en silicium monocristallin et multicristallin, dans des conditions d'illumination et de température contrôlées, en particulier à travers le suivi de la tension à circuit ouvert (V_{OC}) en temps réel, grâce à un système virtuel d'acquisition de données à faible coût (VDAS : Virtual Data Acquisition System), qui combine MATLAB/Simulink avec une plateforme Arduino. Ce système facilite le suivi en temps réel l'évolution de la dégradation, offrant des perspectives prometteuses pour l'optimisation des performances des cellules solaires.

Cette thèse apporte une compréhension approfondie des mécanismes de dégradation présent dans les dispositifs photovoltaïques en silicium, en intégrant à la fois des approches théoriques et expérimentales et de modélisation. Ce travail s'inscrit dans un objectif plus large d'optimisation des technologies photovoltaïques, un enjeu crucial dans le cadre de la transition énergétique actuelle. En mettant en lumière les défis liés à la dégradation induite par la lumière et d'autres facteurs, cette recherche offre des perspectives prometteuses pour améliorer l'efficacité et la durabilité des systèmes photovoltaïques, contribuant ainsi à un avenir énergétique plus durable.

Chapitre I :

Silicium : Applications
photovoltaïques et techniques de
caractérisation

I.1. Introduction

Dans le domaine des technologies photovoltaïques, le silicium occupe une place centrale grâce à ses propriétés physiques et électriques remarquables. Ce chapitre explore les caractéristiques clés du silicium, à commencer par ses propriétés structurales, y compris sa structure cristalline et les divers types de défauts qui peuvent affecter ses performances. Ensuite, nous abordons ses propriétés électriques, qui sont au cœur du fonctionnement des cellules photovoltaïques. Une attention particulière est portée sur la structure et le principe de fonctionnement des cellules solaires, ainsi que sur les mécanismes influençant la durée de vie des porteurs de charges et la recombinaison. Les défis liés à la dégradation de la durée de vie sous illumination et à la quantification de cette dégradation sont également discutés. Enfin, ce chapitre se penche sur les méthodes d'élaboration du silicium photovoltaïque, les techniques de dépôt en couches minces, ainsi que le procédé thermique rapide. Les différentes méthodes de caractérisation du silicium utilisées dans cette thèse sont également étudiées pour mieux comprendre et optimiser les performances des cellules solaires.

I.2. Propriétés structurales du silicium

Le silicium (Si) est un élément de la colonne IV du tableau périodique de Mendeleïev. Il est présent à l'état naturel sous forme de silice (SiO_2) contenue dans le sable ou le quartz [1]. Le silicium se distingue par son abondance géologique. En effet, il est le 2ème élément le plus abondant dans la croûte terrestre (après l'oxygène) [2] et il est le 3ème élément le plus abondant dans le globe terrestre (après le fer et l'oxygène) [3, 4]. À l'état pur, sa densité est de $2,329 \text{ g/cm}^3$. Le silicium est l'élément le plus utilisé dans la microélectronique [5] et ce, grâce à ces propriétés semiconductrices.

I.2.1. La structure du silicium

La structure cristalline du silicium est celle du diamant (figure I.1). Elle est de type cubique à face centrée avec un paramètre de maille de $a = 3,57 \text{ \AA}$ [6]. Les liaisons entre les atomes sont de type covalent, avec une distance interatomique de 2.35 \AA [6], où chaque atome de silicium forme des liens avec quatre voisins formant ainsi un tétraèdre [5].

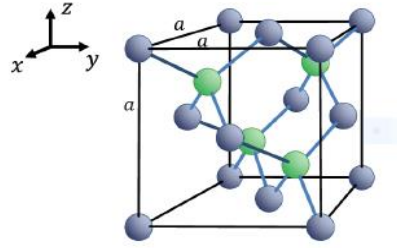


Figure I.1 : Structure cristallographique du silicium [5].

I.2.2. Les défauts dans le silicium

Les imperfections qui se forme dans le silicium cristallin peuvent influencer les propriétés électriques et mécaniques du silicium créant ainsi ce qu'on appelle les défauts cristallins [1]. Ces défauts peuvent avoir une nature chimique ou structurale, ce qui signifie qu'elles perturbent l'ordre parfait du réseau cristallin [5]. Les défauts dans le silicium cristallin sont en général regroupés en quatre catégories principales : Les défauts ponctuels, les défauts linéaires, les défauts plans, les défauts tridimensionnels.

I.2.2.1. Les Défauts ponctuels d'un cristal

Si un atome est manquant en un nœud du réseau cristallin, ceci donne lieu à la création d'un site lacunaire (Figure I.4). Elle permet la mobilité des atomes où la diffusion des atomes à l'état solide. Aussi, augmente la résistance électrique en freinant la propagation des e-. Les lacunes diminuent la densité du cristal.

L'absence d'un atome dans un nœud du réseau cristallin crée un site lacunaire (figure I.2) favorisant ainsi la mobilité des atomes et la diffusion à l'état solide. De plus, cela augmente la résistance électrique en entravant la propagation des électrons. Les lacunes réduisent aussi la densité du cristal [1, 5]. En plus, la présence d'un atome additionnel entre les sites réguliers peut créer des auto-interstitiels (atome de même nature) ou hétéro-interstitiels (atome de nature différente comme les impuretés).

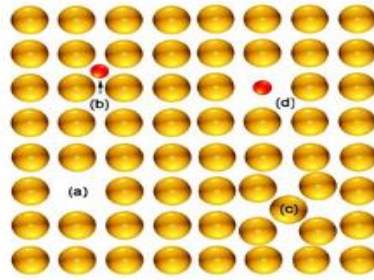


Figure I.2 : Représentation des défauts : (a) lacune, (b) impureté interstitielle, (c) auto-interstitiel, (d) impureté en site substitutionnel [7].

I.2.2.2. Défauts linéaires

Les défauts linéaires sont appelés des dislocations. Il existe deux types de dislocations : les dislocations coin et les dislocations vis (figure I.3). Géométriquement, une dislocation coin peut être comprise comme résultant de l'introduction d'un demi plan atomique à l'intérieur d'un cristal parfait. L'emplacement de la dislocation est défini comme la limite de ce demi plan supplémentaire dans le cristal par ailleurs parfait [8]. De plus, une dislocation vis provoque la transformation de tous les plans atomiques perpendiculaires en une rampe hélicoïdale. Lorsque nous parcourons le circuit autour d'une dislocation, nous observons une marche plus haute ou plus basse, résultat d'un mouvement de cisaillement [1].

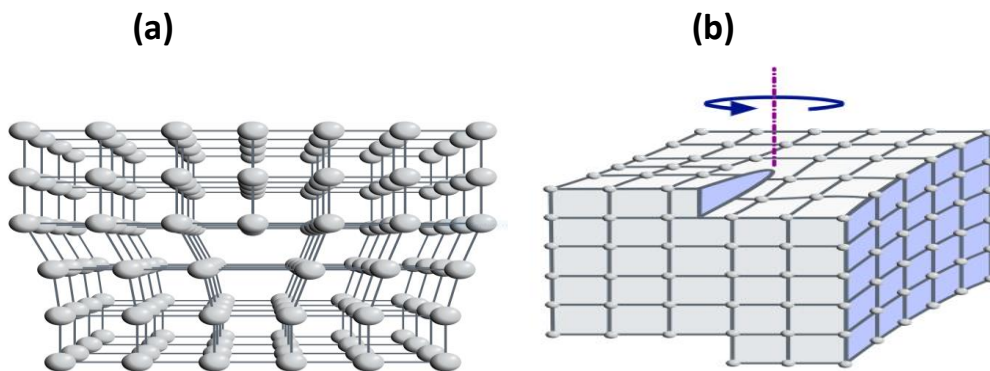


Figure I.3 : Schéma deux de configurations cristallines : (a) dislocation coin, (b) dislocation vis [8].

I.2.2.3. Défauts plans

Les défauts plans sont des défauts à deux dimensions, nous distinguons principalement les joints de grains, les joints de macles, les sous-joints et les parois d'antiphase. Nous nous

limitons ici au joint de grain (figure I.4). Dans un matériau homogène, deux cristaux voisins qui ont le même réseau cristallin avec une orientation différente, la frontière ou la surface qui sépare ces deux cristaux est appelée : joint de grain [5]. Cette région est assez désorganisée, de largeur non négligeable (de l'ordre de plusieurs distances interatomiques). Elle joue le rôle de barrière au mouvement des dislocations et peut en émettre dans certaines conditions. Les joints de grains sont des pièges à dislocation mais ce sont aussi des sources de dislocations. Par conséquent, les joints de grains interviennent dans les problèmes de déformation plastique et dans les mécanismes de durcissement [5]. Les joints de grains sont chimiquement plus actifs que les grains eux-mêmes. Cela conduit à une ségrégation des impuretés vers ces régions en raison de leur état d'énergie supérieure, ce qui les rend comme régions pièges pour les porteurs de charge électrique [1].

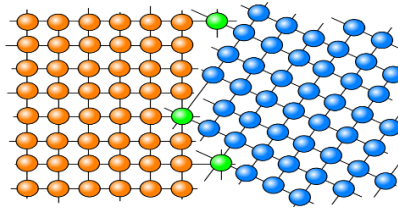


Figure I.4 : Représentation atomique d'un joint de grain.

I.2.2.4. Défauts à trois dimensions

Nous avons un défaut à trois dimensions quand une partie du cristal est remplacée par un volume d'un composé différent. La différence est de nature chimique et peut ou non être accompagnée de différences cristallographiques. La partie étrangère du cristal peut être soit un précipité, soit une inclusion. Nous nous limitons ici aux précipités. Lorsque les concentrations d'impuretés dépassent leur solubilité à une certaine température, elles peuvent former des précipités (figure I.5). Caractérisés par un diamètre déterminé, ces précipités peuvent se former lors de la solidification, du refroidissement après croissance ou pendant un traitement thermique. Les précipités formés de grand diamètre sont généralement composés de silicium et ceux de diamètre de l'ordre nanométrique sont formés de carbone, d'oxygène et d'impuretés métalliques [5]. Nous pouvons les trouver à la fois à l'intérieur des grains et aux joints de grains. La taille des précipités, qui correspond à la distance entre eux, a une influence considérable sur les propriétés mécaniques et électriques du semi-conducteur [1, 5].

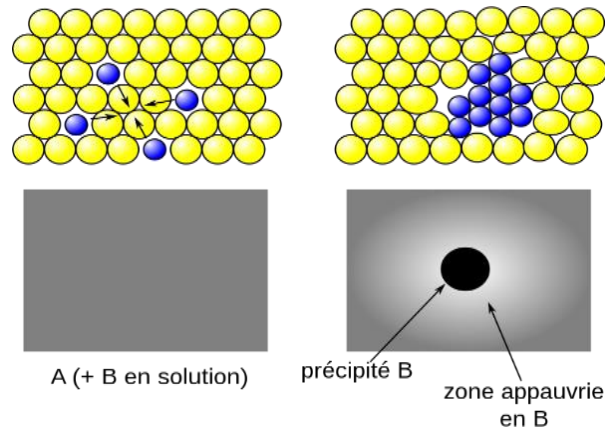


Figure I.5 : Principe général de la précipitation en phase solide.

I.3. Propriétés électriques du silicium

Selon le modèle classique (figure I.6), un matériau est considéré comme isolant s'il ne contient pas d'électrons mobiles. Dans un conducteur, les électrons sont faiblement liés aux noyaux et peuvent se déplacer à travers le réseau cristallin [9]. Dans un semi-conducteur, la bande de conduction est positionnée au-dessus de la bande de valence [10] et les électrons qui vont participer aux phénomènes de transport sont répartis entre ces deux bandes.

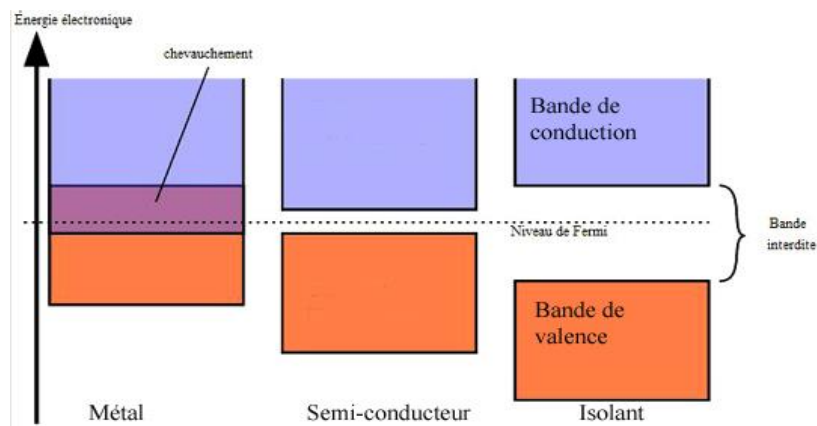


Figure I.6 : Diagramme de bande d'énergie d'un conducteur, d'un isolant et d'un semi-conducteur [11].

Le silicium possède une bande interdite (ou gap) d'une valeur de $E_g = 1.124 \text{ eV}$ (figure I.7), séparant la bande de valence de la bande de conduction. Cette caractéristique est due à un gap indirect, ce qui signifie que le minimum de la bande de conduction n'est pas situé au même endroit que le maximum de la bande de valence dans la zone de Brillouin avec deux valeurs différentes du vecteur k [12].

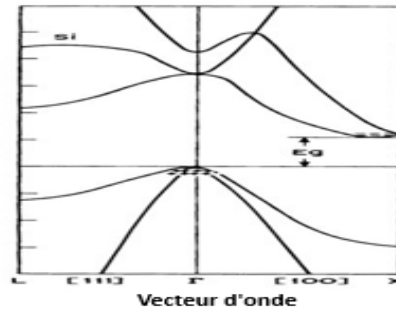


Figure I.7 : Structure de bandes d'énergie du silicium cristallin [13].

I.4. Fonctionnement d'une cellule photovoltaïque

I.4.1. La structure de la cellule solaire photovoltaïque

Une cellule photovoltaïque (PV) représente l'élément le plus élémentaire d'un système photovoltaïque. Elle est composée de matériaux semi-conducteurs tels que le silicium, elle convertit directement l'énergie lumineuse en énergie électrique (figure I.8).

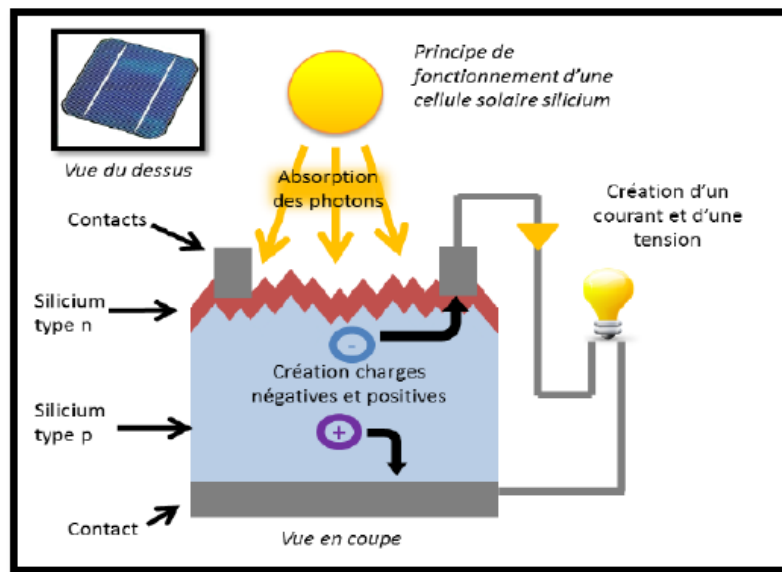


Figure I.8 : Structure simplifiée et fonctionnement d'une cellule PV au Si [14].

Le principe de fonctionnement des cellules photovoltaïques repose sur un phénomène physique appelé effet photovoltaïque [15]. Cet effet est lié aux semi-conducteurs découverts en 1839 par Antoine Becquerel. Une cellule PV est composée de deux couches distinctes. La couche supérieure est dopée N (dopage au phosphore (P)) et la couche inférieure est dopée P (dopage au bore (B)) créant ainsi une jonction PN. Cette jonction PN crée une

barrière de potentiel [16]. La structure de la cellule PV ressemble à celle d'une diode, avec une surface avant (couche n) suffisamment étendue pour capturer le maximum de rayonnement solaire. Cette couche n doit être fortement dopée pour assurer un bon contact ohmique avec la grille métallique, minimisant ainsi la résistance série. La profondeur de la jonction doit être faible, généralement d'environ $0,3 \mu\text{m}$ en pratique, afin de permettre une pénétration maximale des photons dans le matériau de type p, qui constitue la base de la cellule [17]. La face avant est revêtue d'une couche antireflet tel que le nitrure de silicium hydrogéné ($\text{SiN}_x : \text{H}$) pour maximiser la capture de la lumière incidente. La grille métallique sur la face avant a une forme de peigne particulière qui réduit l'ombrage tout en permettant la collecte des porteurs de charge. Le contact métallique arrière, assurant un contact ohmique sur toute la surface, doit être optimal pour minimiser la résistance série [11].

I.4.2. Principe de fonctionnement

Initialement, les photons provenant du soleil sont absorbés par la structure (1) avec un gradient d'absorption dépendant de leur longueur d'onde (figure I.9), ou seuls les photons dont l'énergie est supérieure à la largeur de la bande interdite E_G ($E_G = 1,12 \text{ eV}$ dans le cas du silicium) sont absorbés. Cela conduit à la création de paires électron-trou dans la zone n, la zone p et la zone de charge d'espace (ZCE) (2). Lorsque les porteurs de charge sont générés en dehors de la ZCE, la contribution principale provient du substrat de type p, et ils diffusent dans le matériau jusqu'à atteindre la jonction (3). Au niveau de la jonction, les porteurs minoritaires sont accélérés par le champ électrique permanent E (4). Enfin, une fois qu'ils ont atteint l'autre partie de la cellule, ces porteurs sont collectés par les électrodes métalliques (5), transformant ainsi l'énergie lumineuse fournie par le soleil en énergie électrique [11]. Il en résulte alors suite à l'éclairement un courant électrique et une différence de potentiel dans la cellule photovoltaïque.

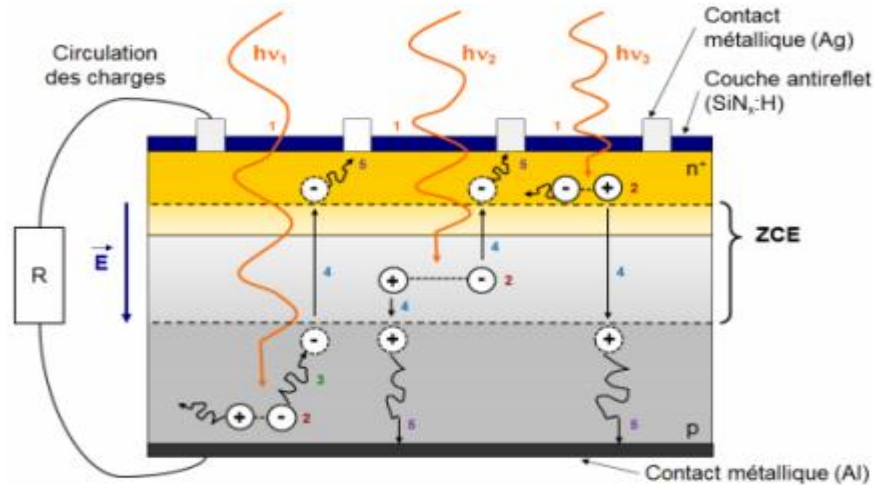


Figure I.9 : Principe de fonctionnement d'une cellule photovoltaïque classique au silicium cristallin de type p [11].

I.4.3. Paramètres de performances électriques d'une cellule photovoltaïque

I.4.3.1. Modélisation électrique de la cellule photovoltaïque

La cellule photovoltaïque peut être étudiée à partir d'un circuit équivalent (figure I.10). Sous éclairement, elle se modélise idéalement par un circuit électrique comprenant un générateur à courant et d'une diode en parallèle [16]. En tenant compte des effets résistifs, des fuites vers les bords et des recombinaisons, d'autres paramètres doivent être pris en compte. Le circuit équivalent d'une cellule PV est représenté par un générateur de courant I_{cc} , une diode et deux résistances R_s et R_{sh} [16].

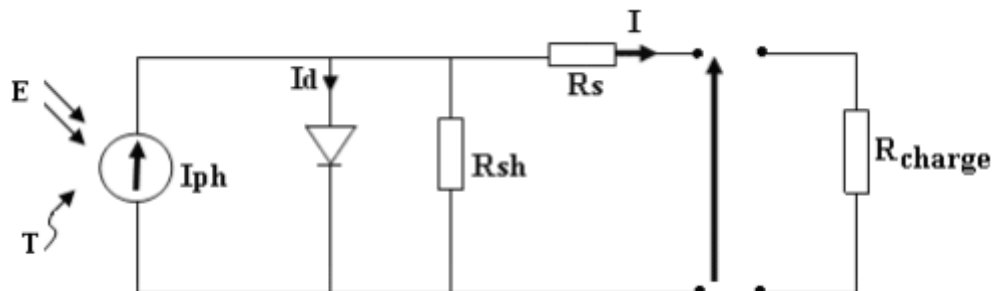


Figure. I.10 : Schéma électrique réel d'une cellule photovoltaïque [16].

Le courant électrique aux bornes de la cellule est donné par l'expression suivante :

$$I = I_{ph} - I_s \left[\exp\left(\frac{V+R_S I}{AU_T}\right) - 1 \right] - \left(\frac{V+R_S I}{R_{SH}}\right) \quad (I.1)$$

Où :

I_{ph} : photo- courant.

V : tension à la borne de la diode.

I_d : courant traversant la diode

R_s : résistance série.

q : charge de l'électron ($1,6 \cdot 10^{-19}$ c).

R_{sh} : résistance shunt.

K : la constante de Boltzmann.

A : Facteur de qualité.

T : température absolue.

U_T : tension thermique.

I_s : courant de saturation.

I.4.3.2. Grandeurs caractéristiques essentielles

La définition des paramètres d'une cellule photovoltaïque s'effectue à partir de la caractéristique courant-tension I-V [17]. Nous pouvons tracer la caractéristique courant-tension $I=f(V)$ en utilisant l'équation (I.1) (figure. I.11). Cette courbe a été établie dans des conditions de références standards (un niveau d'éclairement 1 kW/m^2 et une température de 25°C). Nous observons, dans l'obscurité, que la cellule PV se comporte comme une diode. Sous éclairement, Nous distinguons deux points de fonctionnement idéaux (court-circuit et circuit ouvert).

- **Le courant de court-circuit I_{cc}** : Il correspond au courant débité par la cellule quand la tension à ses bornes est nulle (en pratique, ce courant est très proche du photo-courant I_{ph}). Il est directement proportionnel à l'énergie rayonnante reçue, c'est-à-dire à l'éclairement (W/m^2), à la température ambiante, à la vitesse de circulation de l'air ambiant. Il est directement en fonction de la surface de la cellule. Il est également directement fonction de la surface de la cellule [15].
- **La tension du circuit ouvert V_{oc}** : Elle correspond à la tension qui apparaît aux bornes de la cellule quand le courant débité est nul. Elle est fonction des caractéristiques de la jonction électronique et des matériaux. Pour l'augmenter, il suffit de monter plusieurs cellules en série [15].

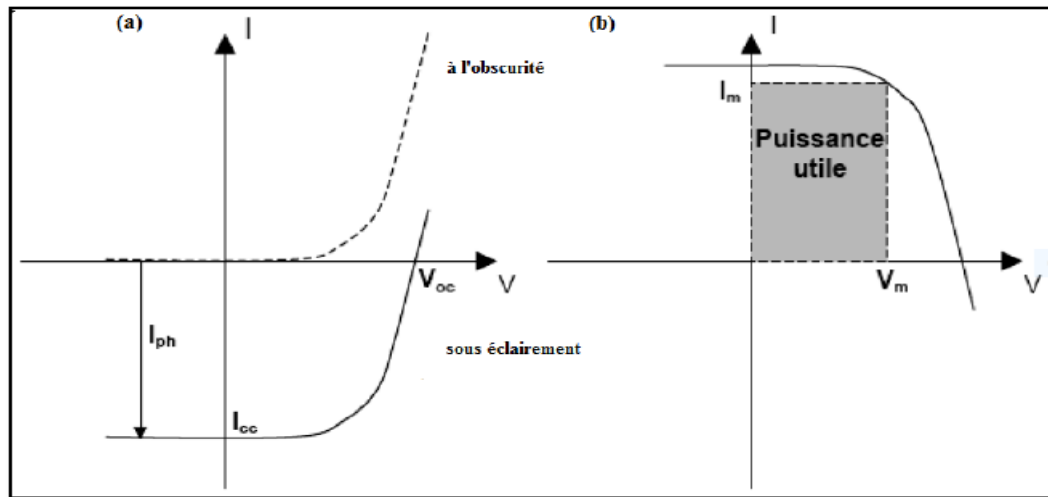


Figure I. 11 : (a) La caractéristique $I=f(V)$ d'une cellule PV sous éclairage et à l'obscurité, (b) représentation conventionnelle de la courbe (puissance utile) [18].

Les différents paramètres électriques qui caractérisent la cellule photovoltaïque peuvent être déterminés comme suit :

- I_{cc} : Courant de court-circuit (obtenu pour $V=0$)
- V_{oc} : Tension en circuit ouvert (obtenu pour $I=0$)
- I_m : Courant à la puissance maximale de fonctionnement de la cellule photovoltaïque
- V_m : Tension à la puissance maximale de fonctionnement de la cellule photovoltaïque

Le point de fonctionnement est imposé par la résistance de charge et non par la cellule elle-même. Un choix judicieux de la résistance de charge permettra donc d'obtenir la puissance maximale qui caractérise la performance de la cellule [19], soit :

$$P_m = I_m \cdot V_m \quad (I.2)$$

- FF : Facteur de forme [20], il détermine la qualité électrique de la cellule PV, soit :

$$FF = \frac{V_m I_m}{V_{oc} I_{cc}} \quad (I.3)$$

- η : Rendement de conversion [19]: c'est le rapport entre la puissance électrique maximale fournie par la cellule et la puissance du rayonnement solaire incidente P_{in} :

$$\eta = \frac{P_m}{P_{in}} \quad (I.4)$$

I.5. La durée de vie des porteurs de charges

La durée de vie des porteurs de charges (τ) est le temps moyen qu'un porteur de charge (électron ou trou) passe à se déplacer à travers le matériau avant de se recombiner avec un porteur de charge opposée. En d'autres termes, c'est la période pendant laquelle un porteur de charge reste libre et contribue au courant électrique dans un matériau semiconducteur comme le silicium utilisé dans les cellules solaires. Une durée de vie des porteurs de charges plus longue indique un matériau de meilleure qualité et peut améliorer l'efficacité et la performance globale des cellules PV. Par conséquent, le processus de recombinaison entraîne une diminution des performances des cellules PV (V_{OC} , η) et il est responsable des pertes d'efficacité [20]. La recombinaison est l'opposé de la génération et correspond aux mécanismes conduisant à la perte de paires électron/trou, avec l'énergie excédentaire émise sous forme de phonons ou de photon. Expérimentalement, c'est la durée de vie des porteurs minoritaires n, p qui est mesurée, elle correspond au temps moyen au bout duquel une paire électron-trou générée se recombine [17]. La valeur de ce paramètre peut être déterminée, pour le silicium de type p ou n, à partir du taux de recombinaison U [21, 22]:

$$\tau_n = \frac{\Delta n}{U} \quad \text{Pour le silicium de type p} \quad (I.5)$$

$$\tau_p = \frac{\Delta p}{U} \quad \text{Pour le silicium de type n} \quad (I.6)$$

Où : Δn et Δp est la densité d'électrons et de trous en excès.

Dans notre cas, ils correspondent aux porteurs photo-générée. Nous parlons de porteurs injectés. En général, le taux d'injection d'électrons Δn est égal à celui Δp des trous et le paramètre Δn est utilisé pour décrire le taux de porteurs minoritaires en excès des échantillons de type p et n [5, 17].

I.6. Les principaux mécanismes de recombinaison

Suite à l'exposition à la lumière d'une cellule solaire, les photons incidents génèrent des paires électron-trou qui se dispersent dans le silicium. Une fraction de ces paires atteint la zone de déplétion de la cellule ZCE. Le mouvement des électrons et des trous, responsables du courant électrique, sépare ces paires dans des directions opposées. Cependant, une fois que ces paires se recombinent, le courant électrique diminue, en partie à cause de la capture des électrons et des trous par les impuretés et les défauts présents dans le silicium. La durée de temps que ces paires épouissent lors de leurs mouvements avant de se recombiner est appelée la durée de vie des porteurs de charges (τ). Ainsi, des recombinaisons se produisent à la fois dans le volume et sur les deux surfaces des plaquettes, et la durée mesurée est en effet une durée de vie effective (τ_{eff}). Cette durée de vie effective dépend à la fois de la durée de vie en volume (τ_b) et de la vitesse de recombinaison des surfaces (S), qui est l'inverse de la durée de vie en surface (τ_s) [1], avec :

$$\frac{1}{\tau_{eff}} = \frac{1}{\tau_b} + \frac{1}{\tau_s} \quad (I.7)$$

Dans le volume, les porteurs de charges se recombinent selon trois mécanismes : la recombinaison radiative (bande à bande), la recombinaison Auger et de Shockley-Read-Hall (SRH) [1], avec :

$$\frac{1}{\tau_b} = \frac{1}{\tau_{rad}} + \frac{1}{\tau_A} + \frac{1}{\tau_{SRH}} \quad (I.8)$$

I.6.1. Recombinaison en surface

La surface représente une forte discontinuité de la structure cristalline du silicium. L'interruption brutale de la périodicité du cristal entraîne de nombreux défauts structuraux tels que les liaisons pendantes (figure I. 12.a) , introduisant dans le gap du silicium des niveaux énergétiques qui vont assister les phénomènes de recombinaison [5]. Ces niveaux énergétiques (figure I.12.b), localisés dans le gap obéissent à une recombinaison de type Shockley-Read-Hall [23]. Les liaisons pendantes sont des atomes de silicium auxquels il manque une liaison covalente et qui ne sont donc pas dans une configuration électronique stable [5]. La réduction du nombre de liaisons pendantes est obtenue en faisant croître une couche de passivation exemple : de nitrure de silicium (SiN_x : H) riche en hydrogène [1].

Le formalisme du mécanisme de recombinaison SRH peut être reformulé dans ce cas, avec des recombinaisons par unité de surface plutôt que par unité de volume [24]. Dans le cas simple d'un échantillon avec une durée de vie de volume τ_b constante et une valeur S identique sur chaque surface [1], la durée de vie effective peut être donnée comme suit :

$$\frac{1}{\tau_{eff}} = \frac{1}{\tau_b} + \frac{2S}{W} \quad (I.9)$$

Où : W est l'épaisseur de l'échantillon, S la vitesse de recombinaison au niveau de la surface.

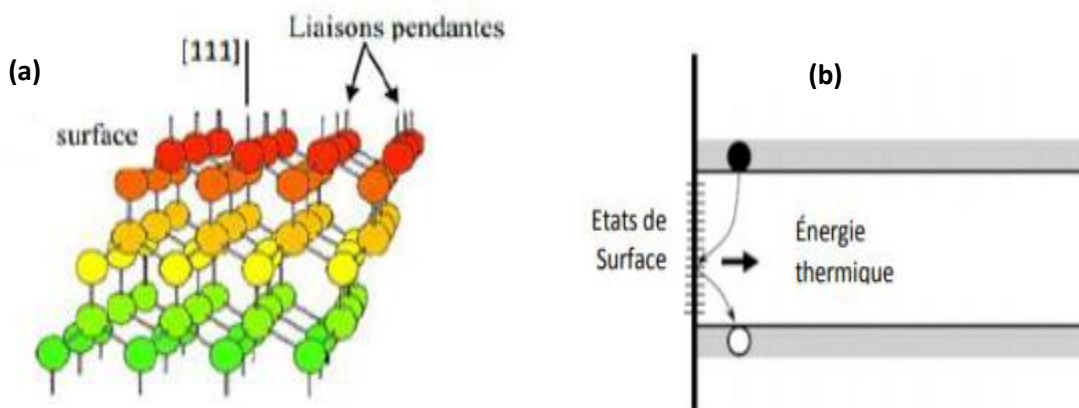


Figure I.12 : (a) Arrangement des atomes au voisinage d'une surface (111) dans le silicium [23], (b) mécanisme de recombinaison en surface [5].

I.6.2. La recombinaison radiative (bande à bande)

Les recombinaisons radiatives correspondent aux recombinaisons qui dominent dans le cas de bande interdite directe et ont lieu spontanément entre un électron et un trou grâce au mécanisme inverse de celui de la photo-génération (figure I.13). L'énergie associée est libérée principalement sous la forme d'un photon. Celui-ci peut être ensuite éventuellement absorbé par le matériau [5]. Ce type de recombinaisons est la plupart du temps négligé dans le silicium en raison de son gap indirect [1]. La durée de vie limitée par les recombinaisons radiatives peut-être décrite par l'équation suivante [25] :

$$\tau_{rad} = \frac{1}{B(p_0+n_0+\Delta n)} \quad (I.10)$$

Où : p_0 et n_0 sont les concentrations respectives en trous et en électrons à l'équilibre, B le coefficient de recombinaison radiative ($B \sim 2 \times 10^{-15} \text{ cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$ à 300 K pour le silicium) et Δn le niveau d'injection (densité de porteurs en excès).

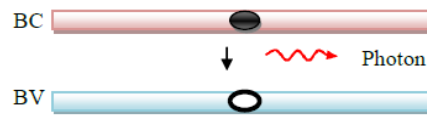


Figure I.13 : Mécanisme de recombinaison radiative [26].

I.6.3. Les recombinaisons Auger

Les recombinaisons Auger font intervenir un troisième porteur de charge libre, qui absorbe l'énergie issue de la recombinaison de deux porteurs sous forme d'énergie cinétique. Celle-ci est finalement dissipée par interaction avec les phonons (figure I.14). Ce mécanisme est donc particulièrement important lorsque la concentration en porteurs libres est élevée [5]. La recombinaison Auger est dominante dans les semi-conducteurs fortement dopés [1]. La durée de vie Auger est définie pour le silicium de type p par la formule suivante [25] :

$$\tau_{Auger} = \frac{1}{c_p(p_0^2 + 2p_0 \Delta n + \Delta n^2)} \quad (\text{I.11})$$

Où : C_p est le coefficient des recombinaisons Auger (pour le silicium de type p : $C_p \sim 1,1 \times 10^{-30} \text{ cm}^6 \cdot \text{s}^{-1}$). A noter que τ Auger diminue lorsque le niveau d'injection augmente ou on attend la limite dite Auger.

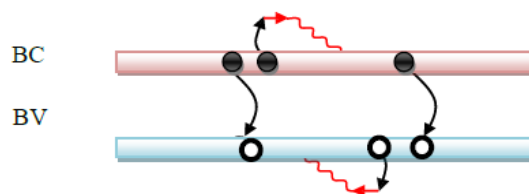


Figure I.14 : Mécanisme de recombinaison Auger [26].

I.6.4. Recombinaisons SRH (Recombinaison par défauts)

Les recombinaisons via des défauts sont dues à la présence de niveaux en énergie dans la bande interdite du silicium [5]. Ces défauts peuvent être soit introduits accidentellement ou délibérément ajoutés au matériau (dopage) [27]. Ce mécanisme est

décrit par la statistique de Shockley-Read-Hall (SRH) [21]. La durée de vie SRH dépend du niveau d'injection Δn (au niveau faible ou élevé d'injection). Un électron (ou trou) est piégé par un état d'énergie dans la bande interdite introduit par des impuretés métalliques à travers des défauts dans le réseau cristallin (figure I.15) [26]. Plusieurs paramètres sont introduits pour caractériser ces défauts : leur densité (N_t), la position en énergie qu'ils occupent dans la bande interdite du silicium par rapport à la bande de valence (E_t), ainsi que leurs sections efficaces de capture des électrons (σ_n) et des trous (σ_p). σ_n et σ_p représentent l'aptitude des défauts à capturer chacun des deux types de porteurs [5].

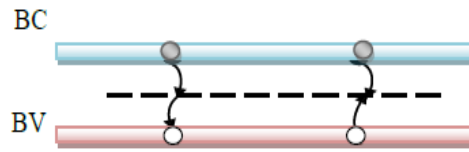


Figure I.15 : Mécanisme de recombinaison en volume [26].

La durée de vie τ_{SRH} est définie par l'équation suivante [5]:

$$\tau_{SRH} = \frac{\tau_{n_0}(p_0+p_1+\Delta n)+\tau_{p_0}(n_1+\Delta n)}{p_0+\Delta n} \quad (I.12)$$

Où : τ_{n_0} et τ_{p_0} sont les durées de vie des électrons et des trous, respectivement. Ces deux grandeurs sont définies par les relations suivantes (avec v_{th} la vitesse thermique des porteurs).

$$\tau_{n_0} = \frac{1}{\sigma_n N_t v_{th}} \quad (I.13)$$

$$\tau_{p_0} = \frac{1}{\sigma_p N_t v_{th}} \quad (I.14)$$

Les termes n_1 et p_1 de l'Equation I.12 sont les densités respectives d'électrons et de trous lorsque le niveau de Fermi correspond au niveau en énergie profond E_t :

$$n_1 = N_c \exp\left(\frac{E_t - E_c}{KT}\right) \quad (I.15)$$

$$p_1 = N_v \exp\left(\frac{E_v - E_t}{KT}\right) \quad (I.16)$$

Étant donné que le silicium, le matériau utilisé dans notre travail, est un semi-conducteur à gap indirect, la recombinaison radiative n'est pas dominante et peut être négligée. En outre, la recombinaison Auger est prépondérante dans les semi-conducteurs fortement dopés ($> 10^{18} \text{ cm}^{-3}$). Pour les semi-conducteurs modérément dopés (de l'ordre de 10^{16} cm^{-3}), la

composante Auger est négligeable [5, 22]. Cela nous permet de simplifier l'équation (I.7) et (I.8) comme suit :

$$\frac{1}{\tau_{eff}} = \frac{1}{\tau_{SRH}} + \frac{1}{\tau_s} \quad (I.17)$$

I.7. Dégradation de la durée de vie dans le silicium sous illumination

Il est remarquable de constater que la lumière joue un rôle primordial dans la création des paires d'électrons libres et de trous, ce qui induit la génération d'un photocourant par conversion photovoltaïque dans la cellule solaire. Cependant, cette conversion s'accompagne d'une légère chute du rendement photovoltaïque, de l'ordre de 2 à 3 %, due à la recombinaison des paires électron-trou qui se produit dans les premières heures d'exposition de la cellule à la lumière (au soleil) [28]. Ce phénomène (figure I.16) est défini comme la dégradation induite par la lumière (LID).

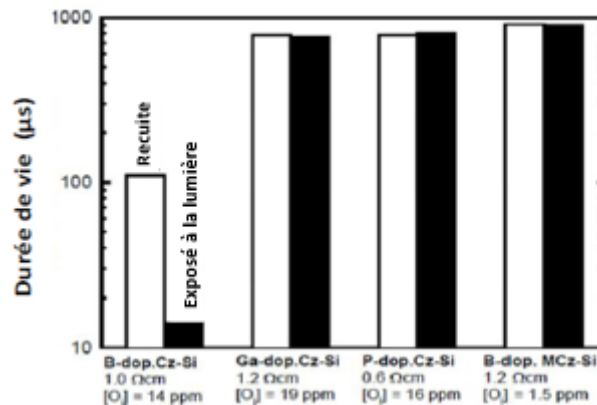


Figure I.16 : Durée de vie des porteurs de charge pour différents types de silicium : avant et après dégradation LID [29].

Dans le domaine de l'industrie photovoltaïque, ce processus est observé durant les 6 premiers mois suivant l'exposition du panneau solaire à la lumière [30]. Pendant cette période, le rendement du module photovoltaïque diminue progressivement jusqu'à atteindre une valeur stable. L'effet LID est particulièrement élevé dans le cas du silicium amorphe (Si-a), avec une réduction de rendement allant jusqu'à 10 à 15% pour une cellule Si-a [1]. Etant donné que le fer est un contaminant courant dans les cellules à base du silicium multicristallin (Si-mc), Cela fait que la principale cause de la dégradation LID est associée aux paires fer-bore (FeB) à l'état initial dans ce type de cellules [31]. Les atomes

de fer Fe^+ se lie facilement aux atomes de bore en raison de leur mobilité dans le réseau cristallin du silicium [32]. Après exposition à la lumière, une dégradation supplémentaire survient en raison du phénomène LID, qui résulte de la formation de complexes BO. Dans ce cas également, le niveau total de dégradation induite par LID peut atteindre jusqu'à 20 % [29]. Les cellules cristallines à base de silicium monocristallin Cz de type p sont également affectées par cette réduction du rendement due à la LID. Dans ce type de cellule, l'origine de la LID réside dans le complexe formé par le bore et l'oxygène BO [33]. Ce complexe influe sur la durée de vie des porteurs de charge. En revanche, le silicium de type n est moins touché en raison de sa concentration négligeable en bore.

Une autre forme récente de dégradation a été observée initialement dans des cellules solaires à base de silicium multicristallin (Si-mc) en 2012 par K. Ramspeck et al [34], et qui est connu sous le nom de LeTID (Light- and elevated Temperature-Induced Degradation). Cette dégradation semblait être beaucoup plus lente que la formation de LID liée au BO (généralement 48 heures à température ambiante) [35]. Ce phénomène survient sous des conditions combinées d'exposition à la lumière et aux températures relativement élevées ($75^{\circ}C$), ce qui peut entraîner une baisse importante de la performance des cellules solaires avec le temps. Ce type de dégradation ainsi que les autres mentionnés au-dessus, telles que le LID lié au BO et le LID lié au FeB, seront discutés en détail dans le deuxième chapitre.

I.8. Quantification de la dégradation induite par la lumière dans le silicium cristallin

Afin de bien comprendre les mécanismes sous-jacents des différents types de dégradation, il est nécessaire de choisir un paramètre adéquat qui nous permet non seulement de mesurer l'ampleur de la dégradation, mais aussi de faire des comparaisons entre les différents échantillons. Les principaux paramètres de mesure généralement utilisés sont :

- Pour les structures basées sur la durée de vie (telles que les plaquettes de silicium) : τ_{eff} : la durée de vie effective ((utilisé dans notre thèse (voir chapitre 4)).
- Pour les cellules solaires complètes : η : le rendement de conversion, V_{OC} : la tension en circuit ouvert ((utilisé dans notre thèse (voir chapitre 3)), J_{CC} : la densité de courant de court-circuit, FF : le facteur de forme.

I.8.1. Les structures basées sur la durée de vie

La mesure de la durée de vie τ au cours d'une étude LID en fonction du temps d'illumination, est notée différemment, car l'état électrique de la plaquette varie en fonction du paramètre temps (figure I.17). Nous avons principalement trois mesure [1] :

- Une mesure directe avant LID est nommée : τ_0 durée de vie initiale.
- Une mesure à un temps t arbitraire au cours de la LID est nommée : τ_{eff} durée de vie effective.
- Une mesure après un temps défini (caractéristique du type du complexe métastable BO, FeB ...) nommée : τ_d durée de vie stabilisée (la durée de vie ici atteint un seuil minimum qui signifiant une dégradation complète).

Dans le cas d'un rétablissement de la durée de vie après une LID réalisé par différentes techniques, Une quatrième mesure, nommée : la durée de vie régénéré τ_r , pourrait être faite. La mesure de la durée de vie se fait à un niveau d'injection fixe Δn pour démontrer la dégradation.

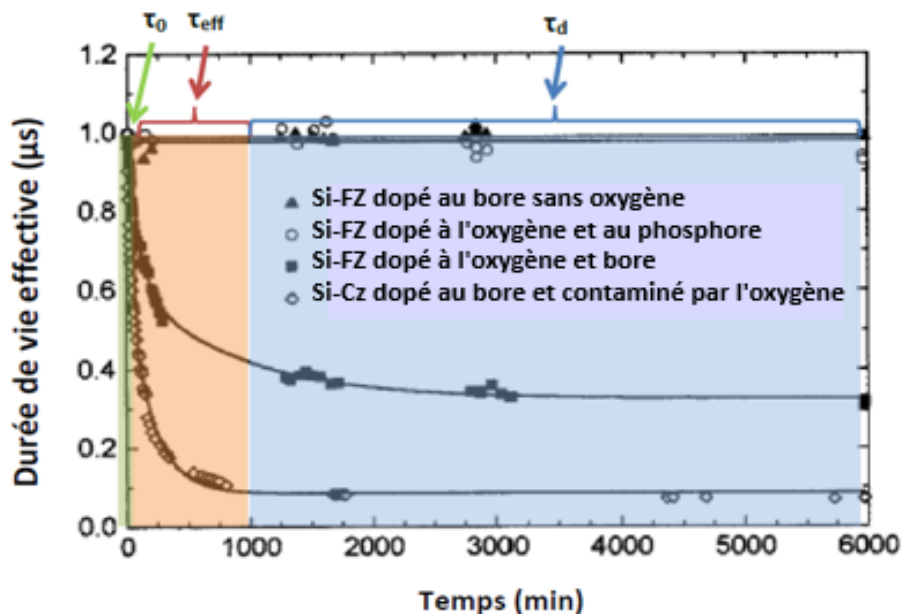


Figure I.17 : Dégradation (LID) de la durée de vie en fonction du temps d'illumination de différents types de silicium [36].

I.8.2. Les cellules solaires complète

Le rendement de conversion η des cellules solaires est habituellement déterminée selon la formule suivante [37] :

$$\eta = V_{OC} \cdot J_{CC} \cdot FF \quad I.18$$

La tension en circuit ouvert est donné par la relation suivante [37] :

$$V_{OC} = \frac{k_B T}{q} \ln \left(\frac{np}{n_i^2} \right) \quad I.19$$

Où : k_B est la constante de Boltzmann et n_i est la concentration intrinsèque dans le silicium à une température T.

n, p : sont les concentrations de porteurs de charge. Dans le cas d'une cellule solaire de type p (utilisé dans notre thèse) et sous illumination, n et p représentent respectivement Δn et $\Delta n + N_A$ (Δn : le niveau d'injection, N_A : la densité de dopage).

En utilisant l'équation I.19, la variation de la tension en circuit ouvert ΔV_{OC} avant et après la dégradation s'exprime de la manière suivante [37] :

$$\Delta V_{OC} = \frac{k_B T}{q} \ln \left(\frac{\Delta n_{AD}(\Delta N_{AD} + N_A)}{\Delta n_{BD}(\Delta N_{BD} + N_A)} \right) \quad I.20$$

Où : Δn_{BD} et Δn_{AD} sont respectivement avant et après la dégradation.

La diminution de la tension en circuit ouvert V_{OC} est un indicateur clé de la perte de performance d'une cellule solaire, car elle reflète directement la capacité de la cellule à convertir la lumière solaire en courant électrique.

I.9. Procédés d'élaboration de silicium photovoltaïque

Comme mentionné précédemment, le silicium se trouve généralement sous forme de silice (SiO_2), présente dans le sable ou le quartz. La production de silicium à partir de la silice implique sa réduction par du carbone dans des fours électriques à arc [38]. A la fin de cette opération, un silicium métallurgique pure à 98% jusqu'à 99% sera obtenu. Afin d'obtenir du silicium d'une pureté poussée, d'autres procédés sont utilisés tels que le procédé Float-Zone (FZ). Le degré de pureté dépend du nombre de répétition de l'opération. Via ces procédés nous pouvons produire du silicium appelé Solar Grade (SoG) avec une pureté de

6N, soit 99,9999% [39]. Une fois le silicium est purifié, il est cristallisé sous forme de lingots. Plusieurs techniques de cristallisation des lingots de silicium existent selon la qualité du cristal souhaitée. Principalement, nous distinguons deux types de lingot : monocristallins (Si-c) et multicristallins (Si-mc). Le silicium cristallisé est ensuite découpé en briquelette puis en plaquettes en utilisant des scies à fils de diamant et de scie multifils [39].

I.9.1. Elaboration des lingots de silicium monocristallin (Si-c)

Les lingots monocristallins sont généralement obtenus par des techniques de tirage telles que : Czochralski (Cz) et Float-Zone (FZ). Ces procédés sont basés sur l'utilisation d'un germe monocristallin qui impose son orientation cristallographique au lingot au cours du tirage. Les lingots obtenus présentent habituellement très peu de défauts cristallins [27].

I.9.1.1. Procédé FZ (Float Zone)

Le procédé FZ (zone flottante) permet d'obtenir du silicium de haute qualité. Une bobine d'induction est déplacée le long d'un lingot polycristallin, ce qui entraîne une fusion locale du silicium (figure I.18). Un germe monocristallin est placé en contact avec l'extrémité inférieure du lingot, puis la zone fondue est déplacée vers la partie supérieure du lingot. Les impuretés, qui sont plus solubles dans la phase liquide, se retrouvent ainsi concentrées à l'autre extrémité du lingot [5]. En revanche, la taille des lingots cristallisés par cette méthode est limitée, généralement à environ 75 mm de diamètre [40]. A l'exception du cuivre qui provient de la bobine d'induction [41] le silicium FZ, étant donné qu'il n'est pas en contact avec un creuse, contient très peu d'impuretés en particulier une très faible concentration d'oxygène. Elle est 10 à 100 fois plus faible que dans un silicium préparé avec le procédé Czochralski (Cz) [38].

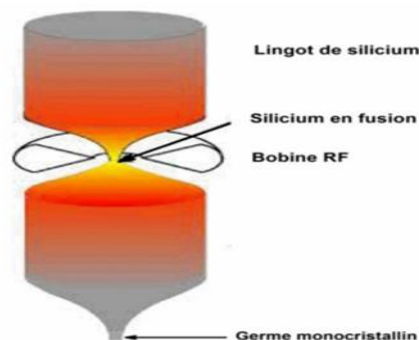


Figure I.18 : Schéma de principe du procédé FZ [17].

I.9.1.2. Procédé Cz (Czochralski)

C'est la technique la plus répandue pour le tirage de lingots monocristallins. Elle a été inventée par le chimiste polonais J. Czochralski [42] mais développé et appliqué par G.K. Teal et J.B. Little [43]. La figure I.19 présente le principe du procédé le procédé Cz. Le silicium est placé dans un creuset en quartz (SiO_2) puis porté à sa température de fusion. Une fois que le bain de silicium est homogène, un germe est mis en contact avec la surface de la matrice de silicium en fusion. Le germe et le creuset tournent en sens opposés. Un monocristal se forme alors en prolongement du germe, et son diamètre est contrôlé par les paramètres de cristallisation tels que la température, la vitesse de tirage, ainsi que les vitesses de rotation du lingot et du creuset [5]. Les dopants tels que le bore et le phosphore sont ajoutés initialement avec la charge de silicium [27]. Contrairement au procédé FZ, les lingots de silicium Cz contiennent des impuretés. Principalement, ils sont contaminés par l'oxygène avec une concentration typique comprise entre 5×10^{17} et $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ [27]. Cette contamination provient du creuset en quartz constamment en contact avec le silicium en fusion.

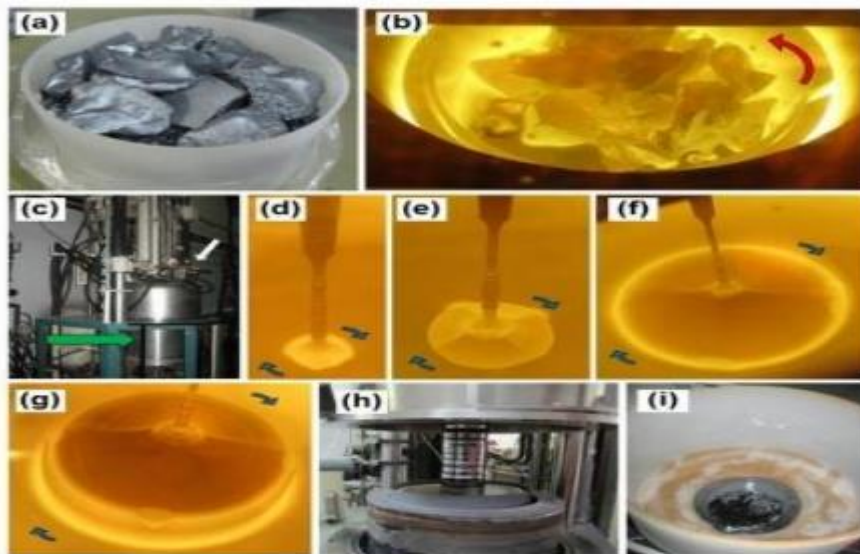


Figure I.19 : Etapes de cristallisation d'un lingot par la technique Czochralski (Cz). (a) Le silicium placé dans un creuset en quartz, (b) le creuset est placé dans le four, (c) vue extérieure du four Cz, (d) le germe est approché du silicium fondu, (e) et (f) Croissance du lingot, (g) apparition d'arêtes sur les bords du lingot, (h) ouverture du four après le refroidissement, (i) Reste de silicium au fond du creuset à l'issue de la cristallisation [27].

Cette technique est utilisée dans l'industrie photovoltaïque pour le tirage des lingots de grandes dimensions et de forme cylindrique. La figure I.20 montre deux lingots de silicium Cz : le premier avec un diamètre de 150 mm et le second de 200 mm de diamètre.



Figure I.20 : Lingots de silicium cristallin élaborés par la technique Czochralski [17].

I.9.2. Elaboration des lingots de silicium multi cristallin (Si-mc)

Le silicium multicristallin présentant des coûts de fabrication inférieurs au monocristallin. Les procédés qui permettent d'obtenir des lingots multicristallins sont basés sur le principe de la solidification dirigée des cristaux (figure I.21). La charge de silicium est placée dans un creuset en quartz pure, recouvert d'une couche de nitrure (Si_3N_4). Cette couche permet d'éviter la contamination du lingot par l'oxygène [44], mais reste une source de contamination en impuretés métalliques [45]. Après avoir été fondu, le silicium est refroidi progressivement de bas en haut jusqu'à la cristallisation complète. Les lingots multicristallins sont constitués de grains de tailles et d'orientations différentes. Ils contiennent concentration en oxygène de l'ordre de $2 - 3 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ [5], et donc nettement moins que les lingots monocristallin Cz. Cette technique permet d'obtenir des lingots jusqu'à 800 kg et requiert beaucoup moins d'énergie par kilogramme de silicium que les procédés Cz et FZ [39].

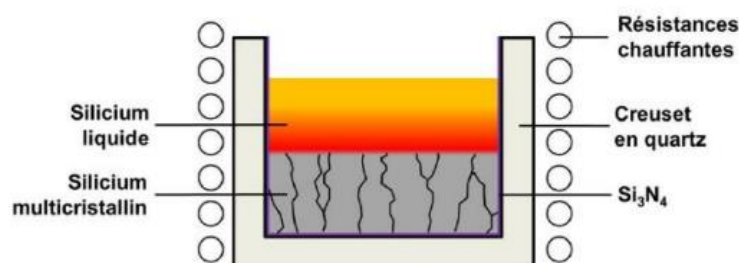


Figure I.21 : Principe du four à solidification directionnelle [46].

I.10. Méthodes de dépôt en couches minces

I.10.1. Généralités

Le choix d'une méthode de dépôt d'une couche mince de composés semi-conducteurs dépend des propriétés du matériau recherché, telles que l'ordre cristallin, la perfection et la concentration d'impuretés dans le film [47]. La figure I.22 montre un schéma de la classification des procédés basée sur la nature du processus physique ou chimique du dépôt. Les deux grandes familles qui regroupent ces procédés sont [48]:

- Le dépôt chimique en phase vapeur (CVD : Chemical Vapour Deposition) : la vapeur produite résulte d'une réaction chimique ou de la décomposition d'une molécule.
- Le dépôt physique en phase vapeur (PVD : Physical Vapour Deposition) : la vapeur provient d'un phénomène purement physique.

Dans cette section, nous présentons brièvement quelques-uns des procédés de dépôt de couches minces, avec une attention particulière sur l'un des procédés chimiques utilisé dans notre travail (chapitre 4), à savoir le dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD).

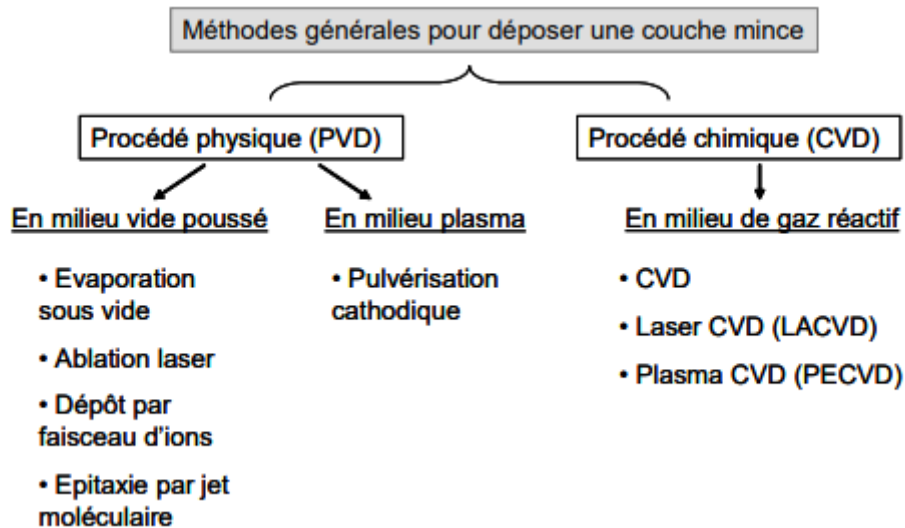


Figure I.22 : Schéma des principaux procédés de dépôt de couches minces [48].

I.10.1.1. Dépôt physique en phase vapeur (PVD)

Les principales techniques de PVD sont : l'évaporation sous vide, l'ablation laser, le dépôt par faisceau d'ions, l'épitaxie par jet moléculaire et la pulvérisation cathodique. La

méthode d'évaporation consiste à chauffer le matériau à déposer dans une enceinte sous vide afin de l'évaporer ou de le sublimer (figure II.23). C'est la technique la plus simple, permettant d'obtenir des matériaux d'une grande pureté. Cependant, elle présente des limites pour le dépôt de matériaux très réfractaires ou ayant une faible tension de vapeur [48].

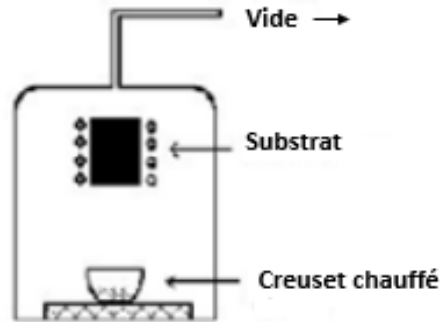


Figure I.23 : Schéma simplifié d'un évaporateur [48].

L'ablation laser est un procédé d'évaporation sous vide où l'énergie est fournie par l'impact d'un faisceau laser à haute puissance. Un de ses avantages est la possibilité d'utiliser des cibles de très petite taille, l'ablation se produisant sur une surface de seulement quelques millimètres carrés [48]. Le dépôt par faisceau d'ions consiste à bombarder une cible avec des ions, dont les particules éjectées se déposent sur un substrat. Cette technique, comme l'ablation laser, permet d'utiliser de petites cibles, avantageux pour les matériaux coûteux. Elle peut également être utilisée pour déposer des matériaux magnétiques, mais présente des vitesses de dépôt relativement faibles, allant de quelques nanomètres à plusieurs centaines par minute. L'épitaxie par jet moléculaire est une technique d'évaporation spécifique permettant de déposer des couches métalliques ou des composés avec une grande régularité en termes d'épaisseur et de composition. Elle consiste à faire interagir des flux atomiques ou moléculaires dans une enceinte à très basse pression résiduelle (inférieure à 10^{-7} Pa). Ces flux, provenant de cellules d'évaporation cylindriques ou coniques, sont dirigés vers le substrat [48]. La pulvérisation cathodique, également appelée sputtering, est une technique de dépôt utilisée pour déposer des couches minces de matériaux sur un substrat. Ce procédé fonctionne en bombardant une cible (le matériau à déposer) avec des ions, généralement dans une atmosphère de gaz inerte comme l'argon. Les ions frappent la surface de la cible avec suffisamment d'énergie pour éjecter des atomes ou des molécules de celle-ci, qui se condensent ensuite sur le substrat, formant

ainsi une couche mince. Cette méthode est couramment utilisée dans l'industrie pour fabriquer des composants électroniques, des couches protectrices et des revêtements optiques. Ses avantages incluent un bon contrôle de l'épaisseur et de la composition des films [49], ainsi que la possibilité de déposer des matériaux conducteurs et non conducteurs.

I.10.1.2 Dépôt chimique en phase vapeur (CVD)

C'est une méthode dans laquelle les constituants d'une phase gazeuse réagissent pour former un film solide sur un substrat. Les précurseurs volatils du matériau à déposer sont souvent dilués dans un gaz porteur, puis introduits dans une chambre contenant le substrat. Le film se forme sur le substrat chauffé par une réaction chimique entre les phases vapeur [50]. La réaction peut avoir lieu grâce à un apport énergétique, qui varie en fonction de la méthode utilisée. Dans le cas du CVD thermique, le substrat peut être chauffé soit par un chauffage direct via un courant électrique dans les réacteurs à parois froides, soit par chauffage radiatif indirect (résistance ou induction) dans les réacteurs à parois chaudes. La température du substrat fournit l'énergie nécessaire à l'activation de la réaction et à la diffusion des atomes sur sa surface. Pour la technique de LACVD (CVD assistée par laser), le substrat est chauffé tandis que les molécules sont activées photo-chimiquement par un faisceau de photons (laser ou lampe UV) [48]. Dans le cas du PECVD (CVD assistée par plasma), les molécules sont activées par un plasma. Cette dernière méthode a été utilisée dans notre thèse et est sera détaillée dans la section suivante.

Ce procédé présente des avantages, notamment la capacité à obtenir un grand nombre d'éléments ou de composés chimiques avec une vitesse de dépôt élevée et à produire des couches de bonne qualité qui recouvrent uniformément des formes complexes. Cependant, il a des inconvénients : les films sont souvent peu denses et contaminés par des gaz réactifs issus des précurseurs tel que l'hydrogène [48]. De plus, tous les matériaux ne sont pas adaptés au dépôt par CVD, et la mise en œuvre du système est complexe.

I.10.2. Dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD)

La technique PECVD, inventée en 1965 par Sterling et Swann, a d'abord été utilisée en microélectronique. Elle a ensuite été appliquée à l'industrie photovoltaïque dans les années

1970 pour la fabrication de cellules en silicium amorphe. En 1981, Hezel et Schorener ont transféré la production de nitrure de silicium par PECVD de la microélectronique vers l'industrie des cellules en silicium cristallin [24]. Dans cette technique, le plasma joue un rôle crucial en générant des espèces chimiquement actives, permettant ainsi de réduire la température requise pour induire la réaction chimique sur le substrat. Ces espèces sont produites soit par des collisions entre les molécules de gaz et des électrons énergétiques dans le plasma, soit à la surface du solide lors des impacts d'ions, d'électrons ou de photons provenant du plasma [51]. Industriellement, deux types de four sont proposés: Le four à platine porte-substrat horizontale, et le four à mur chaud (figure I.24) [52].

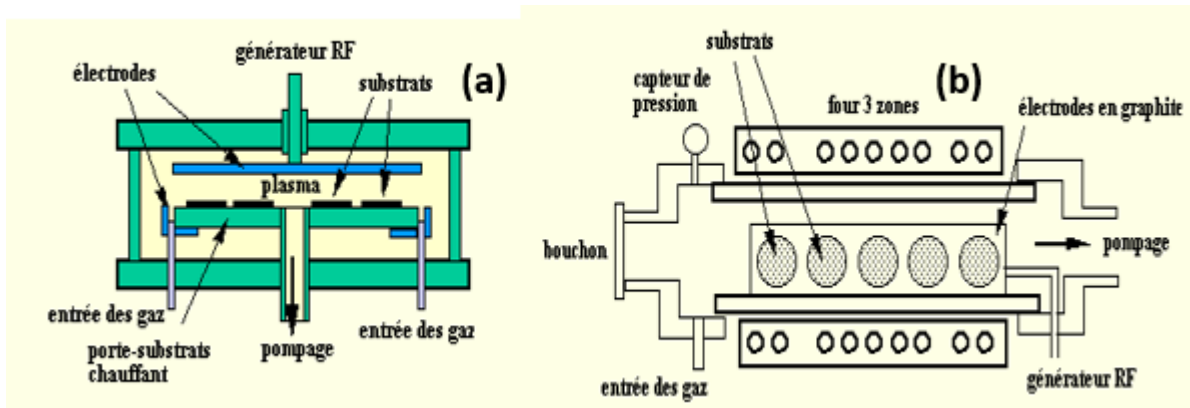


Figure I.24 : Schéma d'un : (a) four à platine porte-substrats horizontale, (b) four à mur chaud [52].

Cette technique évite donc des passages à haute température qui peut entraîner une redistribution des dopants par exemple [50]. Par conséquent, Elle donne l'avantage de pouvoir réaliser des dépôts à basse température (environ 400°C) tout en obtenant des couches relativement conformes. Le processus consiste à faire croître une couche solide sur un substrat à partir de réactifs gazeux, avec l'assistance d'un plasma. Lors du dépôt PECVD, la décomposition des réactifs est activée par le plasma. Les ions du plasma sont formés par collision entre atomes et électrons. L'électron éjecté d'un atome produit un ion positif, qui peut lui-même produire d'autres ions et éjecter des électrons. Le plasma est créé par un signal électrique qui active une décharge dans un mélange gazeux placé entre deux électrodes. Les électrons libres créés par la décharge sont accélérés par le champ électrique appliqué et acquièrent suffisamment d'énergie pour provoquer, par collision, l'ionisation et la dissociation des gaz de réaction. Les espèces réactives formées s'adsorbent alors à la surface du substrat et génèrent le dépôt d'une couche mince. La chambre de dépôt, est composée de deux électrodes parallèles. L'électrode supérieure est

reliée à une tension radiofréquence, tandis que l'électrode inférieure est reliée à la masse. Les gaz réactifs et le gaz porteur arrivent par l'électrode supérieure et sont distribués perpendiculairement au substrat. Le substrat est positionné sur le porte substrat chauffant de l'électrode inférieure pouvant prendre une position haute, lors du dépôt, ou une position basse, lors de l'introduction de la plaque dans la chambre. La température de la plaque est obtenue grâce à un système résistif (effet Joule) [53].

I.11. Le procédé thermique rapide (RTP)

I.11.1. Généralités sur le procédé RTP

Le procédé thermique rapide (RTP : Rapid Thermal Process) est une technique qui permet de réaliser des cycles thermiques à des vitesses très élevées. Contrairement aux méthodes traditionnelles telle que le procédé thermique conventionnel (CTP : Conventional Thermal Process), le RTP peut atteindre des températures élevées en très peu de temps, facilitant ainsi des processus tels que le dopage, l'activation et la passivation des matériaux semi-conducteurs. Cette méthode est particulièrement utilisée dans l'industrie de la microélectronique pour améliorer les performances des dispositifs tout en réduisant les temps de traitement.

I.11.2. Principe de fonctionnement du four de recuit RTP

Le traitement thermique rapide (RTP) consiste à chauffer un nombre limité de substrats en silicium à l'aide de lampes infrarouges [54], durant une durée très courte qui va de quelques secondes à 1000 secondes [55]. Ce procédé peut être appliqué tant pour le recuit que pour le dépôt. Le schéma illustré dans la figure I.25 présente les différents composants de ce procédé. Ces composants sont [54] :

- **Le substrat de silicium** : Il est placé dans un réacteur. Sa température est régulée à l'aide d'un dispositif connecté à un capteur pyrométrique.
- **Le réacteur** : Il peut être maintenu à basse pression grâce à un système de pompage. En plus, ces parois sont maintenues à une température d'environ 300 K pour prévenir toute contamination du substrat.

- **Les lampes infrarouges** : Le substrat est chauffé par le rayonnement infrarouge émis par un ou plusieurs ensembles de lampes situées dans le four.
- **Le hublot en quartz** : Il assure l'étanchéité du réacteur tout en laissant passer le rayonnement émis par les lampes.

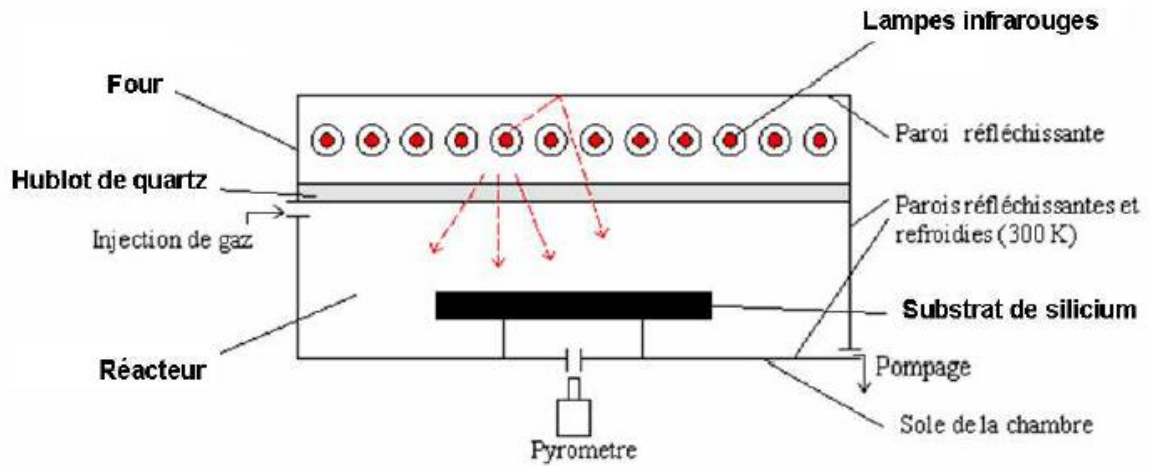


Figure I.25. Principe du procédé thermique rapide (RTP) [54].

La Figure I.26 illustre un exemple typique de l'évolution de la température du substrat. Le substrat chauffé passe par trois étapes qui sont [54]:

- **La rampe** : La montée en température du substrat s'effectue en quelques secondes (40 à 200 °C/sec).
- **Le recuit** : Le substrat est maintenu à la température de recuit pendant la durée requise.
- **Le refroidissement** : La puissance des lampes est coupée pour laisser le substrat revenir à sa température initiale.

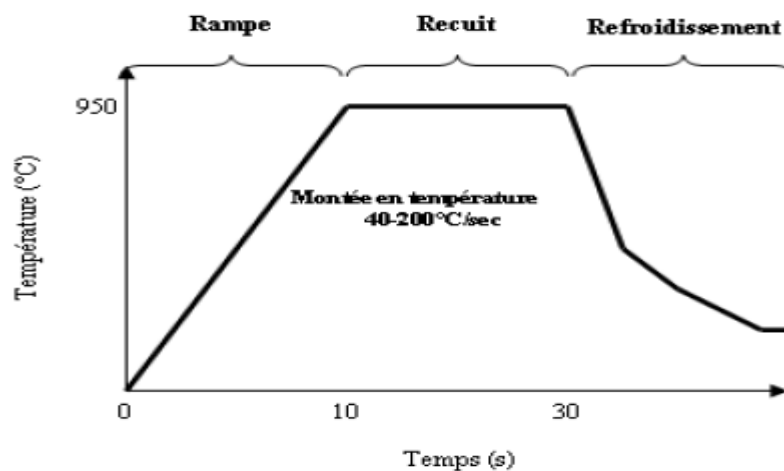


Figure I.26. Evolution de la température d'un substrat dans un procédé RTP [54].

I.11.3. Comparaison entre le RTP et le recuit thermique classique (CTP)

L'intérêt du procédé thermique rapide (RTP) peut être évalué en le comparant au recuit thermique classique (CTP). Le RTP offre plusieurs avantages par rapport au CTP. Il réduit notamment le budget thermique des substrats grâce à des montées et descentes en température beaucoup plus rapides, en secondes plutôt qu'en heures diminuant ainsi le budget thermique. Les substrats sont traités dans des conditions de pureté optimales, car les parois du réacteur sont maintenues à basse température (environ 300 K), évitant ainsi les dépôts contaminants. De plus, ce procédé est plus flexible et minimise les pertes en cas de problème, car seul un nombre limité de substrats est traité à la fois [54]. Tous ces avantages rendent la technique RTP populaire, non seulement pour les cellules solaires, mais aussi pour des applications micro-électroniques.

I.12. Méthodes de caractérisation

Dans cette thèse (chapitre 4), nous avons utilisé plusieurs techniques de caractérisation afin d'explorer en profondeur notre sujet de recherche. Toutes ces techniques ont été disponibles au niveau du Centre de recherche des technologies des semi-conducteurs pour l'énergétique (CRTSE).

I.12.1. Mesure de la durée de vie des porteurs de charges photo-générés par QSSPC (Quasi Steady State Photo Conductance)

I.12.1.1. Principe de fonctionnement

La technique QSSPC, développée par R.A. Sinton et al en 1996, repose principalement sur le principe de la création d'un état quasi-stationnaire dans lequel, la durée de vie effective est déterminée par l'expression générale I.21, où R_{gen} est le taux de génération produit par la lumière incidente [1].

$$\tau_{eff} = \frac{\Delta n}{R_{gen}} \quad \text{I.21}$$

En utilisant en utilisant une cellule référentielle, le taux de génération (g_E) dans l'échantillon est calculé à travers la mesure du flux de photon (N_{ph}) de la lumière incidente par l'ex pression suivante [32]:

$$R_{gen} = \frac{N_{Ph}f_{abs}}{W} \quad I.22$$

Où : f_{abs} est la fraction des photons absorbés par l'échantillon, déterminée par la mesure de la réflexion et la transmission et W est l'épaisseur de l'échantillon.

Dans ce cas, la durée de vie effectives des porteurs de charge minoritaires peut s'exprimer par [32]:

$$\tau_{eff} = \frac{\Delta\sigma}{qN_{Ph}f_{abs}(\mu_n+\mu_p)} \quad I.23$$

Où : $\Delta\sigma$ est la variation de la photo-conductance.

Ceci permet d'évaluer la durée de vie effective sur une large gamme de niveaux d'injection, rendant ainsi le QSSPC une technique très puissante pour l'étude des phénomènes de recombinaison [32]. La durée de vie effective est proportionnelle au rapport de la photo conductance et le signal de la cellule référence. La technique QSSPC est bien adaptée à des échantillons avec de faible durée de vie, car les statistiques des valeurs des porteurs de charges sont alors précises pendant le flash dans les conditions de l'état quasi-stationnaire. Dans les échantillons où la durée de vie dépasse $> 100 \mu s$ avec un temps de décroissance caractéristique de $2,3 ms$, l'hypothèse de l'état quasi-stationnaire commence à décroître et l'analyse devient non valide, dans ce cas un autre mode de mesure est utilisé appeler le mode transitoire ou quasi-transitoire [56]. La durée de vie des échantillons (dans notre travail des plaquettes de silicium) doit être de l'ordre de quelques micros secondes.

I.12.1.2. Equipement utilisé pour la mesure

La figure I.27 présente un schéma de l'appareillage permettant la mesure de durée de vie effective des échantillons par la méthode QSSPC. Un flash lumineux, muni d'un filtre

infrarouge, génère uniformément les porteurs au sein de l'échantillon. La durée du flash de la lampe est 2 à 5 ms, ce qui donne la nature stationnaire ou quasi-stationnaire du phénomène de génération indépendamment du temps. Deux diffuseurs, placés de part et d'autre du filtre, homogénéisent l'éclairement de l'échantillon. La photoconductivité de l'échantillon est mesurée par induction électromagnétique grâce à une bobine placée au-dessous de l'échantillon. Ces données sont analysées par un logiciel sur la base d'un modèle théorique qui permet de déterminer la durée de vie effective des porteurs de charge minoritaire dans l'échantillon (plaquette de silicium) [5, 26].

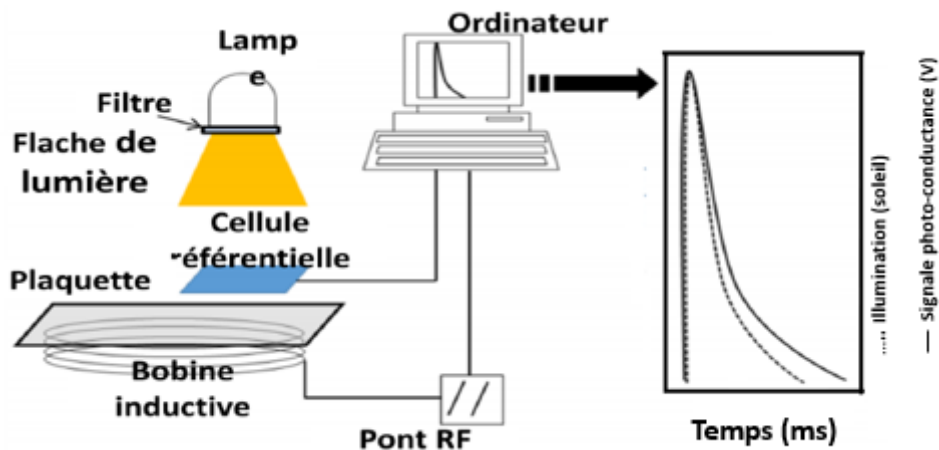


Figure. II.27. Schéma de principe de la mesure de la durée de vie par la méthode QSSPC, ainsi que les signaux typiques du flash lumineux de la lampe, et celui qui décrit la photoconductance de la plaquette obtenue par la bobine [32].

I.12.2. Technique de mesure de la résistivité par la sonde à 4-points

La méthode des quatre pointes (figure I.28) est l'une des méthodes dédiées à la mesure de la résistivité (ρ) d'une couche conductrice ou semi-conductrice d'une épaisseur d . Le principe de la technique est basé sur l'injection d'un courant I entre deux électrodes (1) et (4) dans ce cas la tension est mesurée entre les points (2) et (3). La mesure de la pente de la caractéristique courant-tension conduit à la valeur de la résistance carrée R_c à partir de la loi d'ohm [5, 26]. Dans cette méthode les pointes sont équidistantes et la résistance carrée est donnée par l'expression suivante [57] :

$$R_c = \frac{\pi}{\ln 2} \frac{V}{I} \quad \text{I.24}$$

La résistivité est reliée à la résistance carrée, par la relation suivante :

$$\rho = R_c h \quad \text{I.25}$$

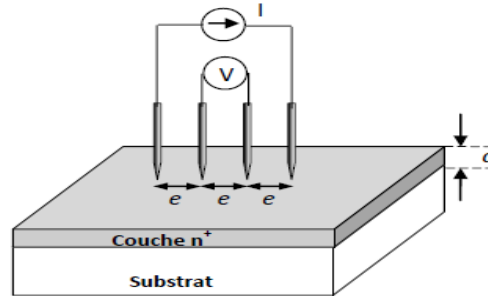


Figure I.28. Schéma descriptif d'une sonde à 4-pointes [5].

Nous notons aussi que l'épaisseur des plaquettes de silicium d dans notre travail a été mesurée à l'aide d'un palmer digital.

I.12.3. Analyse par la spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR)

La spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier ou spectroscopie (FTIR : Fourier Transform InfraRed spectroscopy), est une technique analytique utilisée pour obtenir le spectre d'absorption, d'émission, la photoconductivité dans l'infrarouge d'un échantillon solide, liquide et poudre [5], afin de déterminer la composition chimique et structurelle des matériaux. Nous notons deux configurations possibles : (1) une configuration classique en transmission normale, qui est peu sensible à la surface des échantillons, et (2) des configurations optiques spécifiques permettant d'amplifier les phénomènes d'absorption en surface, atteignant des sensibilités de l'ordre de la monocouche atomique [58]. Un équipement FTIR (figure I.29) est d'abord composé d'une source infrarouge à spectre continu qui émet un rayon lumineux. Ce dernier arrive ensuite sur un interféromètre (souvent de type Michelson) : il atteint une lame séparatrice, et se trouve divisé en deux faisceaux. Une partie du rayon lumineux est dirigée vers un miroir fixe et l'autre partie vers un miroir mobile. Ce dispositif permet de produire des interférences. A la sortie de l'interféromètre, le rayon incident est orienté vers l'échantillon à analyser. Le rayon ayant interagi avec l'échantillon est ensuite réceptionné par un détecteur, qui extrait un signal sous forme d'interférogramme. Pour terminer, un traitement

par transformée de Fourier permet d'obtenir un spectre d'absorption en fonction du nombre d'onde, spectre caractéristique de l'échantillon étudié [5].

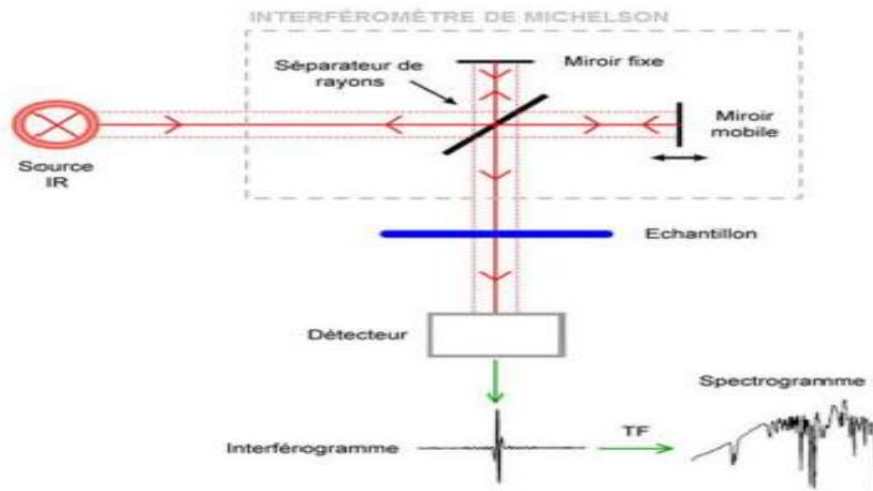


Figure.I.29. Schéma d'un équipement FTIR [5].

I.12.4. Analyse par la photoluminescence (PL)

La photoluminescence (PL) est une méthode d'analyse non destructive utilisée principalement pour explorer les propriétés électroniques et optiques des matériaux, notamment les semi-conducteurs, les nanostructures, et les dispositifs photovoltaïques. Le principe de base de la PL est l'excitation des électrons d'un matériau à l'aide d'une source lumineuse intense, telle qu'un laser. Cette excitation provoque la promotion des électrons de la bande de valence vers la bande de conduction, créant des paires électron-trou (excitons). Lorsque les électrons excités redescendent à leur état fondamental, ils recombinent avec les trous et émettent des photons, dont l'énergie est spécifique à la différence d'énergie entre les deux niveaux. Cette émission de lumière est captée et analysée par un spectromètre, permettant d'obtenir un spectre de photoluminescence. Les informations obtenues à partir du spectre PL peuvent fournir des données sur les niveaux d'énergie du matériau, les défauts cristallins, les impuretés, la qualité cristalline et le type et la concentration des dopants surtout dans les semi-conducteurs dopés. Dans un montage classique de photoluminescence (PL), l'échantillon est directement excité par un laser avec une énergie supérieure à la bande interdite. Les photons émis sont collectés par le système de détection et envoyés vers un monochromateur équipé d'un photodétecteur (figure I.30). L'échantillon est placé dans un cryostat, avec la possibilité de modifier la température et la

pression. La lumière émise est collectée par un système de miroir sphérique et focalisée sur l'entrée d'une fibre optique, qui conduit les photons émis vers un monochromateur équipé d'un réseau de diffraction, et couplé à un détecteur à photodiodes *InGaAs* refroidi à l'azote liquide. La lumière laser réfléchie est filtrée par un filtre passe-bas. Des polariseurs pour l'excitation ou la collecte peuvent être ajoutés si nécessaire [59].

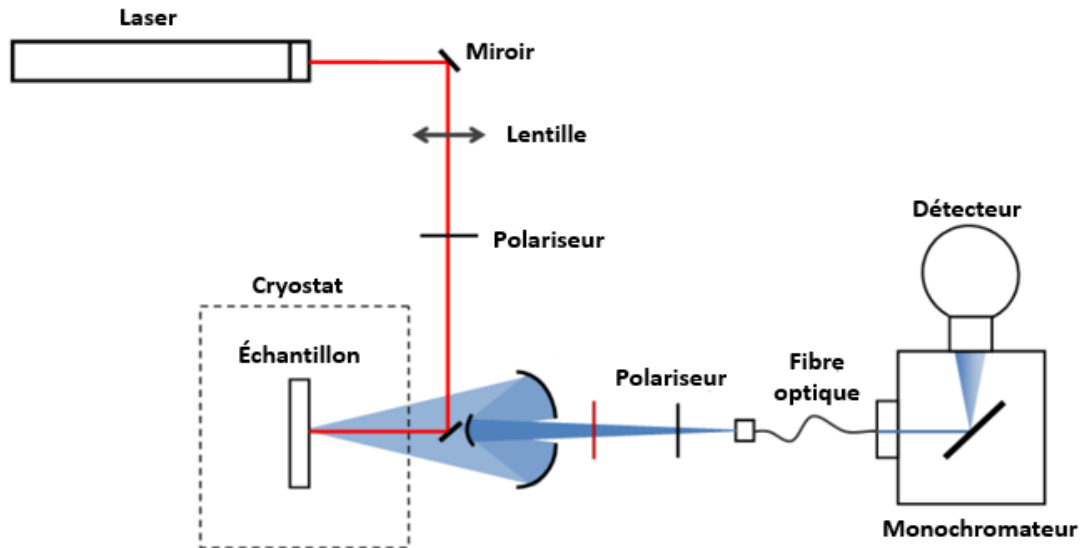


Figure I.30. Schéma d'un équipement de photoluminescence (PL) [59].

I.13. Conclusion

Ce chapitre a fourni une vue d'ensemble des propriétés essentielles du silicium, en commençant par ses propriétés structurales et électriques, qui sont au cœur de son utilisation dans les applications photovoltaïques. Le fonctionnement des cellules solaires, leur structure, et les mécanismes influençant leur rendement, notamment la durée de vie des porteurs de charges et la recombinaison, ont été analysés. Nous avons également mis en lumière les défis liés à la dégradation du silicium sous illumination et les méthodes de quantification de cette dégradation. Les procédés de fabrication du silicium photovoltaïque, les techniques de dépôt en couches minces et le recours au procédé thermique rapide ont été abordés comme des étapes essentielles pour optimiser la qualité du silicium et maximiser l'efficacité des cellules solaires. Enfin, les diverses méthodes de caractérisation permettent de mieux comprendre ces phénomènes et d'optimiser le développement des technologies solaires basées sur le silicium.

Références chapitre I

- [1] Y. Kouhlane, « Effet du traitement thermique rapide sur les complexes Bore Oxygène et leurs défauts reliés dans le silicium Cz type p », Centre de Recherche en Technologie des Semi-conducteurs pour l'Energétique CRTSE, Alger, rapport de confirmation, mai 2015.
- [2] La CNESST - Organisme québécois responsable de la sécurité et de la santé au travail, « Silicium, la base de données de produits chimiques Reptox ». [En ligne]. Disponible sur: <https://www.cnesst.gouv.qc.ca/fr>
- [3] S. Marshak, *Essentials of Geology, 2nd Edition*. W. W. Norton and Company, 2007.
- [4] B. Murck, B. J. Skinner, et S. C. Porter, *Environmental Geology*. John Wiley and Sons, 1995.
- [5] A. Mohammed Krarroubi, « Effet du gettering sur les mécanismes de dégradation/régénération induite par injection de porteurs de charges sur les performances des cellules solaires à base de silicium type-p », Centre de Recherche en Technologie des Semi-conducteurs pour l'Energétique CRTSE, Alger, rapport de confirmation, oct. 2021.
- [6] C. Kittel, *Introduction to solid state physics*. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, 2005.
- [7] A. Mertens, « Métaux - III. Défauts des réseaux cristallins ». Université de Liège - Belgique, 2019. [En ligne]. Disponible sur: <http://www.metaux.ulg.ac.be/Fichierpourtelex/Met-III-2019.pdf>
- [8] P. Lours, « Description géométrique -Au cœur des matériaux cristallins ». École des Mines d'Albi-Carmaux - France. [En ligne]. Disponible sur: https://nte.mines-albi.fr/SciMat/fr/co/module_SM_1.html
- [9] A. Raskin, « Rappels atomistiques, structure des métaux, des alliages et des céramiques ». Université Médicale Virtuelle Francophone, 2010. [En ligne]. Disponible sur: <https://archives.uness.fr/sites/campus-unf3s-2014/odontologie/enseignement/chap1/site/html/cours.pdf>
- [10] A. Arabi, « Contribution de l'énergie solaire photovoltaïque dans le bilan énergétique d'une habitation résidentielle située dans le suburbain algérois », Thèse de Doctorat, université des sciences et de la technologie houari boumedienne, Alger - Algérie, 2012.
- [11] S. Dubois, « Influence des interactions impureté-défaut et impureté-impureté sur le rendement de conversion des cellules photovoltaïques au silicium cristallin », Thèse de Doctorat, Université Aix-Marseille 3, France, 2007. [En ligne]. Disponible sur: <https://theses.fr/2007AIX30014>
- [12] F. Z. Senni, « Etude de l'influence de la morphologie de la surface du silicium sur la qualité de passivation durant la mesure la durée de vie des porteurs de charges électriques par QSSPC », mémoire de master, Université Blida 1, Algerie, 2016. [En ligne]. Disponible sur: <http://di.univ-blida.dz:8080/jspui/handle/123456789/6871>
- [13] J. De la Torre, « Etudes des propriétés opto-électroniques de structures et de composants à base de nanostructures de Si », L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, France, 2003. [En ligne]. Disponible sur: <https://theses.hal.science/tel-00006823/>
- [14] M. Pawlik, « Etude de la passivation de surface du silicium cristallin type p par dépôt de couches atomiques d'alumine pour application aux cellules solaire à haut rendement », Thèse de Doctorat, Ecole centrale de Lille, Lille - France, 2015. [En ligne]. Disponible sur: <https://theses.hal.science/tel-01278366>
- [15] S. Vighetti, « Systèmes photovoltaïques raccordés au réseau : Choix et dimensionnement des étages de conversion », Thèse de Doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble, Grenoble - France, 2010. [En ligne]. Disponible sur: <https://theses.hal.science/tel-00525110>
- [16] adel Soualmia, « Intégration de la Production Décentralisée dans un Système de Pompage Photovoltaïque », mémoire de magister, Université Constantine 1, Constantine - Algérie, 2014.
- [17] C. Tahraoui, « Étude de l'effet de recuit thermique RTP et son impact sur les performances des cellules solaires à base de silicium multicristallin dégradé par illumination (LID) », Thesis, Université Blida 1, 2019. [En ligne]. Disponible sur: <https://di.univ-blida.dz/jspui/handle/123456789/3964>
- [18] H. Belkhalifa, « Etude de l'effet du recuit à haute température sur les propriétés des couches minces de ZnO déposées par spray pyrolyse pour application photovoltaïque », mémoire de magister, Université M'hamed Bougara, Boumerdes - Algérie, 2010. [En ligne]. Disponible sur: <https://library.crti.dz/mg183>
- [19] T. Mouni, « Etude et réalisation d'une cellule solaire à base de silicium multicristallin type P », mémoire d'ingénieur, Ecole Nationale Polytechnique de Constantine, Algérie, 2018.
- [20] P. Papet, « Nouveaux concepts pour la réalisation de cellules photovoltaïques à contacts inter-digités sur substrats minces en silicium cristallin », Thèse de Doctorat, l'Institut des Nanotechnologies de Lyon, France, 2007. [En ligne]. Disponible sur: <http://www.theses.fr/2007ISAL0106>
- [21] W. Shockley et W. T. Read, « Statistics of the Recombinations of Holes and Electron », *Phys. Rev.*, vol. 87, n° 5, p. 835-842, 1952, doi: 10.1103/PhysRev.87.835.

- [22] D. Bouhafs, « Mesure de la durée de vie des porteurs de charges électriques dans le silicium », Centre de Recherche en Technologie des Semi-conducteurs pour l’Energétique CRTSE, Alger, Rapport interne.
- [23] Y. Sayad, « Détermination de la longueur de diffusion des porteurs de charge minoritaires dans le silicium cristallin par interaction lumière matière », Thèse de Doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, France, 2009. [En ligne]. Disponible sur: https://www.researchgate.net/profile/Yassine-Sayad-2/publication/38320637_Determination_de_la_longueur_de_diffusion_des_porteurs_de_charges_minoritaires_dans_le_silicium_cristallin_par_interaction_lumiere_matiere/links/5646139208ae54697fb9d1a4/Determination-de-la-longueur-de-diffusion-des-porteurs-de-charges-minoritaires-dans-le-silicium-cristallin-par-interaction-lumiere-matiere.pdf
- [24] J. F. Lelievre, « Elaboration de SiNx : H par PECVD : optimisation des propriétés optiques, passivantes et structurales pour applications photovoltaïques », Thèse de Doctorat, L’Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, Lyon - France, 2007. [En ligne]. Disponible sur: <https://theses.fr/2007ISAL0021>
- [25] D. K. Schroder, « Carrier lifetimes in silicon », *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 44, n° 1, p. 160-170, 1997, [En ligne]. Disponible sur: <https://ieeexplore.ieee.org/abstract/document/554806/>
- [26] W. Hetatache, « Effet d’un recuit RTP sur la dégradation des propriétés électriques sous éclairage (LID) des plaquettes de silicium Cz type p avec et sans couche barrière de nitrure de silicium SiNx », Centre de Recherche en Technologie des Semi-conducteurs pour l’Energétique CRTSE, Alger, Rapport de Master II, 2016.
- [27] F. Tanay, « Étude des défauts liés à l’oxygène dans le silicium Czochralski destiné aux cellules solaires photovoltaïques-Influence des impuretés isovalentes », Thèse de Doctorat, Université Aix-Marseille, France, 2013. [En ligne]. Disponible sur: <https://theses.fr/api/v1/document/2013AIXM4353>
- [28] R. L. Crabb, « Photon Induced Degradation of Electron Irradiated. Solar Cells », présenté à Proceedings of the 9th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 1972, p. 329. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.osti.gov/biblio/5149221>
- [29] S.-J. Tark, Y.-D. Kim, S.-M. Kim, S.-E. Park, et D.-H. Kim, « Light Induced Degradation in Crystalline Si Solar Cells », *New Renew. Energy*, vol. 8, n° 1, p. 24-34, 2012, doi: 10.7849/ksnre.2012.8.1.024.
- [30] I. E. Commission, « Crystalline Silicon Terrestrial Photovoltaic Modules – Design Qualification and Type Approval- edition 2 », *Int. Stand. IEC*, vol. 61215, n° 04, 2005.
- [31] V. K. Khanna, « Physical understanding and technological control of carrier lifetimes in semiconductor materials and devices: A critique of conceptual development, state of the art and applications », *Prog. Quantum Electron.*, vol. 29, n° 2, p. 59-163, 2005, [En ligne]. Disponible sur: <https://doi.org/10.1016/j.pquantelec.2005.01.002>
- [32] N. Khelifati, « Etude expérimentale et théorique du getting étendu du chrome (Cr) et du fer (Fe) par source liquide POCl3 sur le silicium multicristallin », Centre de Recherche en Technologie des Semi-conducteurs pour l’Energétique CRTSE, Alger, rapport de confirmation, 2010.
- [33] J. Schmidt, A. G. Aberle, et R. Hezel, « Investigation of Carrier Lifetime Instabilities In CZ-Grown Silicon », présenté à Conference Record of the Twenty Sixth IEEE Photovoltaic Specialists Conference, New York - USA: IEEE, 1997, p. 13-18. doi: 10.1109/PVSC.1997.653914.
- [34] K. Ramspeck *et al.*, « Light Induced Degradation of Rear Passivated mc-Si Solar Cells », *Proc 27th Eur Photovolt. Sol. Energy Conf*, p. 861-865, janv. 2012, doi: 10.4229/27thEUPVSEC2012-2DO.3.4.
- [35] D. Chen, « Elucidating the Mechanics Behind Light- and Elevated Temperature Induced Degradation in Silicon Solar Cells », Unpublished, 2020. Consulté le: 27 janvier 2024. [En ligne]. Disponible sur: <http://rgdoi.net/10.13140/RG.2.2.10653.33762>
- [36] B. M. Damiani, « Investigation of light induced degradation in promising photovoltaic grade silicon and development of porous silicon anti-reflection coating for silicon solar cells », Thèse de Doctorat, Georgia Institute of Technology, Georgia - USA, 2004. [En ligne]. Disponible sur: <http://hdl.handle.net/1853/5203>
- [37] M. Kim, « Understanding the mechanisms of light-induced degradation in crystalline silicon », Thèse de Doctorat, UNSW Sydney, Australie, 2020. [En ligne]. Disponible sur: <https://doi.org/10.26190/unsworks/22278>
- [38] T. Schutz-Kuchly, « Investigation du silicium de qualité solaire de type n pour la fabrication de cellules photovoltaïques », Thèse de Doctorat, Université Aix-Marseille, France, 2011. [En ligne]. Disponible sur: https://theses.hal.science/tel-00809386v1/file/These_Th_Schutz_Kuchly.pdf
- [39] V. Amaral de Oliveira, « Etude des propriétés électriques et cristallographiques d’une nouvelle génération de lingots de silicium photovoltaïque faites par cristallisation directionnelle », Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, France, Stage et rapport, 2012.

- [40] A. Borghesi, B. Pivac, A. Sassella, et A. Stella, « Oxygen precipitation in silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 77, n° 9, p. 4169-4244, 1995, [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/jap/article-abstract/77/9/4169/1831>
- [41] G. Coletti, « Impurities in silicon and their impact on solarcell performance », Université d'Utrecht, Utrecht - Pays-Bas, 2011. [En ligne]. Disponible sur: <https://dspace.library.uu.nl/handle/1874/209735>
- [42] J. Czochralski, « A new method for measuring the crystallization rate of metals », *J. Phys. Chem.*, vol. 92U, n° 1, p. 219-221, 1917, [En ligne]. Disponible sur: <https://doi.org/10.1515/zpch-1918-9212>
- [43] G. K. Teal et J. B. Little, « Growth of germanium single crystals », in *Physical review*, AMERICAN PHYSICAL SOCIETY PHYSICS ELLIPSE, COLLEGE PK, MD 20740-3844 USA, 1950, p. 647-647.
- [44] B. Gao, S. Nakano, et K. Kakimoto, « Reduction of Oxygen Impurity in Multicrystalline Silicon Production », *Int. J. Photoenergy*, vol. 2013, p. 1-6, 2013, doi: 10.1155/2013/908786.
- [45] B. Lim, « Boron-oxygen-related recombination centers in crystalline silicon and effects of dopant-compensation », Thèse de Doctorat, University of Hanover, Hanover - Allemagne, 2012. [En ligne]. Disponible sur: <https://doi.org/10.15488/7905>
- [46] F. Jay, « Nouveaux substrats de silicium cristallin destinés aux cellules photovoltaïques à haut rendement – Cas du silicium mono-like et du dopage aux donneurs thermiques liés à l'oxygène pour les cellules à hétérojonction de silicium », Thèse de Doctorat, Université Grenoble Alpes, Grenoble - France, 2006. [En ligne]. Disponible sur: <https://theses.hal.science/tel-01315189>
- [47] Y. Kouhlane, « Croissance et étude du composé quaternaire CuInSe₂ destiné à la fabrication des cellules solaires », Thèse de Doctorat, Université Badji Mokhtar, Annaba-Algérie, 2014. [En ligne]. Disponible sur: <https://biblio.univ-annaba.dz/wp-content/uploads/2014/09/KOURLANE-Yacine.pdf>
- [48] G. Huertas, « Etude de nouveaux matériaux d'électrode positive et d'électrolyte solide vitreux sous forme de couches minces pour des microbatteries au lithium », Thèse de doctorat, Université Bordeaux 1, Bordeaux-France, 2006. Consulté le: 19 septembre 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://theses.fr/2006BOR13269>
- [49] H. Benelmadjat, « Elaboration Et Caractérisation Des Composés Dopés Par Des Agrégats Nanométriques De Semiconducteurs », mémoire de magister, Université Constantine 1, Constantine - Algérie, 2007. [En ligne]. Disponible sur: <https://theses-algerie.com/2158645794351593/memoire-de-magister/universite-freres-mentouri---constantine-1/elaboration-et-caract%C3%A9risation-des-compos%C3%A9s-dop%C3%A9s-par-des-agr%C3%A9gats-nanom%C3%A9triques-de-semiconducteurs>
- [50] K. Kamli, « Elaboration et caractérisations physicochimique des couches minces de sulfure d'étain par spray ultrasonique: Effet des sources d'étain », mémoire de magister, Université Mohamed Khider-Biskra, 2013. [En ligne]. Disponible sur: <http://thesis.univ-biskra.dz/4162/>
- [51] khaled Amira, « Elaboration de nouvelles phases de silicium en couches minces », mémoire de magister, Université Constantine 1, Constantine - Algérie, 2008. [En ligne]. Disponible sur: <https://theses-algerie.com/3379515578837686/memoire-de-magister/universite-freres-mentouri---constantine-1/elaboration-de-nouvelles-phases-de-silicium-en-couches-minces>
- [52] S. M. Sze, *VLSI technology*. New York : McGraw-Hill, 1988. [En ligne]. Disponible sur: <https://archive.org/details/vlsitechnology0000unse>
- [53] M. Kihel, « Caractérisation de films minces déposés par plasma PECVD à partir de vapeurs de TMS », mémoire de magister, Université Constantine 1, Constantine - Algérie, 2006. [En ligne]. Disponible sur: <https://theses-algerie.com/4770203068393529/memoire-de-magister/universite-freres-mentouri---constantine-1/caract%C3%A9risation-de-films-minces-d%C3%A9pos%C3%A9s-par-plasma-pecvd-%C3%A0-partir-de-vapeurs-de-tms>
- [54] P.-O. Logerais, « Étude du chauffage d'un substrat de silicium dans un système thermique rapide (RTP : Rapid Thermal Process) », Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech, Paris-France, 2007. [En ligne]. Disponible sur: <https://pastel.hal.science/pastel-00797638>
- [55] B. Mattson, P. Timans, S.-P. Tay, D. J. Devine, et J. Kim, « The future of RTP, a technology that can change the IC fab industry », in *9th International Conference on Advanced Thermal Processing of Semiconductors, RTP 2001*, 2001, p. 13-27. doi: 10.1109/RTP.2001.1013741.
- [56] R. A. Sinton, A. Cuevas, et M. Stuckings, « Quasi-steady-state photoconductance, a new method for solar cell material and device characterization », *Conf. Rec. Twenty Fifth IEEE Photovolt. Spec. Conf. - 1996*, p. 457-460, 1996, doi: 10.1109/PVSC.1996.564042.
- [57] H. Bubert et H. Jenett, *Surface and Thin Film Analysis: A Compendium of Principles, Instrumentation, and Applications*, Wiley-VCH Verlag GmbH. 2002.

- [58] M. Olivier, N. Rochat, A. Chabli, G. Lefeuvre, et F. Conne, « Multiple internal reflection spectroscopy: a sensitive non-destructive probe for interfaces and nanometric layers », *Mater. Sci. Semicond. Process.*, vol. 4, n° 1, p. 15-18, févr. 2001, doi: [https://doi.org/10.1016/S1369-8001\(00\)00167-0](https://doi.org/10.1016/S1369-8001(00)00167-0).
- [59] R. Anufriev, « Optical properties of InAs/InP nanowire heterostructures », These de doctorat, Lyon, INSA, Lyon-France, 2013. [En ligne]. Disponible sur: <https://theses.fr/2013ISAL0133>

Chapitre II :

Impact de la température de recuit
sur les propriétés optoélectriques du
silicium : Revue de la littérature

II.1. Introduction

Dans l'industrie photovoltaïque, avec le développement des dispositifs à haute efficacité, plusieurs mécanismes de recombinaison limitant l'efficacité de ces derniers ont été identifiées. Les défauts qui limitent les performances de ces dispositifs peuvent être intrinsèques au matériau du substrat, introduits lors de la fabrication et du traitement ou induits par des forces externes. Le manque de compréhension de ces défauts et de leurs propriétés de recombinaison a eu un impact significatif sur les décisions de production dans l'industrie du photovoltaïque, notamment sur la production de masse commerciale.

Ce chapitre constitue un état de l'art des recherches actuelles sur la dégradation induite par les porteurs de charge dans le silicium. Nous commencerons par explorer les différentes facettes de la dégradation induite par la lumière (LID), en détaillant le rôle des défauts métastables liés au complexe bore-oxygène, ainsi que les théories de recombinaison associées. Nous aborderons ensuite la dégradation causée par le fer interstitiel et les paires fer-bore, en analysant leur impact sur les propriétés électroniques du silicium. Enfin, nous examinerons la dégradation induite par la lumière et les températures élevées (LeTID), en analysant les mécanismes responsables de ces effets ainsi que les stratégies pour les atténuer.

II.2. Les mécanismes de dégradation induits par les porteurs de charge dans le silicium

Les instabilités des cellules solaires et des plaquettes en silicium cristallin ne sont pas nouvelles et se sont révélées très problématiques pour maintenir un rendement élevé des dispositifs. Si certains défauts peuvent être inhérents aux conditions de fabrication et de traitement, d'autres nécessitent une énergie supplémentaire pour se manifester. De tels défauts, également appelés défauts métastables, peuvent changer d'état de charge, de configuration atomique et/ou se lier à d'autres composés auparavant inactifs pour former un centre de défauts actif de recombinaison [1]. Cela se produit généralement lors de conditions générant des porteurs de charge comme l'exposition à la lumière ou l'injection de courant [2, 3, 4], C'est ainsi que le terme : "dégradation induite par le porteur" (CID), est utilisé.

Dans cette partie, nous allons passer en revue quelques-unes de ces instabilités induit par les porteurs dans le silicium cristallin (Si-c), et leurs influences sur les cellules solaires.

En particulier, Cette partie se concentrera sur trois types courants de dégradation induit par la lumière (LID) dans le Si-c : les défauts bore-oxygène (BO), les paires fer-bore (FeB) et la dégradation induite par la lumière et la température élevée (LeTID).

II.2.1. Dégradation induit par la lumière liée au défaut Bore-oxygène (BO)

II.2.1.1. Les défauts métastables liés au complexe bore-oxygène (BO)

Le défauts Bore-Oxygène (BO), ou plus spécifiquement le mécanisme BO-LID, est l'un des problèmes majeurs des cellules solaires a base de silicium cristallin (Si-c). Les tests de ces cellules affectées par les défauts BO, que ce soit sur le terrain ou en laboratoire, ont montré une réduction de puissance jusqu'à 8% [5, 6, 7, 8]. Malgré les premières observations faites en 1973 par Fischer et Pschunder [6], et les avancées significatives dans la compréhension des défauts, la configuration exacte du complexe BO reste encore sujette à un débat intense et rigoureux.

Dans le silicium cristallin de type p dopé au bore, la LID liée aux défauts BO est très courant notamment dans le silicium monocristallin cultivé par Czocharlski (Si-Cz). L'impureté d'oxygène [O] est inévitable dans le Si-Cz en raison de la dissolution du creuset de silice pendant le processus de croissance du lingot avec des concentration typique de 10^{17} cm^{-3} [9]. Cependant, une concentration élevée en oxygène ne conduit pas nécessairement à une LID liée au BO, car un dopant comme le bore doit également être présent [5]. D'autres études de Schmidt et al ont montré que la LID-BO n'a pas été observé sur les plaquettes de Si-Cz dopées au gallium (Ga), les plaquettes de silicium à zone flottante (Si-FZ) ou les plaquettes de silicium magnétique cultivées par Czochralski (Si-MCz) à faible teneur en oxygène [5, 10]. Sous éclairement, la LID liée au défaut BO se produit dans les plaquettes ou les cellules solaires. La dégradation atteint son degré maximum après environ 48 heures d'éclairage à température ambiante [1]. Dans les différentes études une large gamme d'intensités d'éclairages et de températures ont été utilisé, de 0.02 Suns ($0,02 \text{ KWm}^{-2}$) [11] à 80 Suns (80 KWm^{-2}) [12]. Cependant, Ce défaut peut s'activer sous de faibles intensités d'éclairage et à des températures inférieures à 25 °C [1]. Ainsi, les échantillons doivent être maintenus, avant chaque étude, dans l'obscurité pour éviter toute exposition accidentelle ou indésirable.

Généralement, la LID lié au défaut BO (figure II.1) est observé avec une décroissance de la durée de vie en deux étapes : rapide et lente [13]. Pour le silicium fortement dopé au bore : $N_A > 5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$, la dégradation rapide se produit généralement dans les premiers secondes (environ 300 s) tandis que la dégradation lente se produit pendant des heures à température ambiante [9].

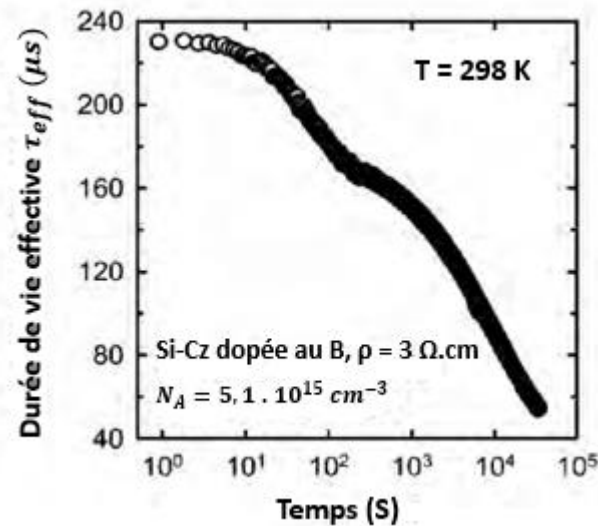


Figure II.1 : La dégradation induite par la lumière liée au bore-oxygène (LID-BO) [13] .

Le défaut BO se distingue principalement par deux propriétés clés : l'annihilation et la régénération des défauts.

- L'annihilation se traduit par une récupération temporaire de la durée de vie des porteurs de charge minoritaires dans les plaquettes ou les cellules solaires dégradés via un recuit sombre à des températures élevées. Les échantillons peuvent être soumis à de multiples cycles entièrement réversible d'exposition à la lumière suivi d'un recuit sombre (figure II.2.a) sans variations significatives de la concentration finale saturée du défaut. De sorte qu'après chaque cycle, la durée de vie retrouve sa valeur initiale avant la dégradation [5].
- La régénération est la capacité du défaut BO à exister dans un troisième état stable inactif, où une exposition supplémentaire à la lumière n'entraîne aucune détérioration ultérieure de l'échantillon (figure II.2.b). Même si elles étaient mal comprises à l'époque, la régénération nécessite un recuit éclairé à des températures inférieures à $160 \text{ }^\circ\text{C}$, sous des lampes halogène de faible intensité (entre 1 et 3 Suns) pendant une période de 1 à 3 heures [8].

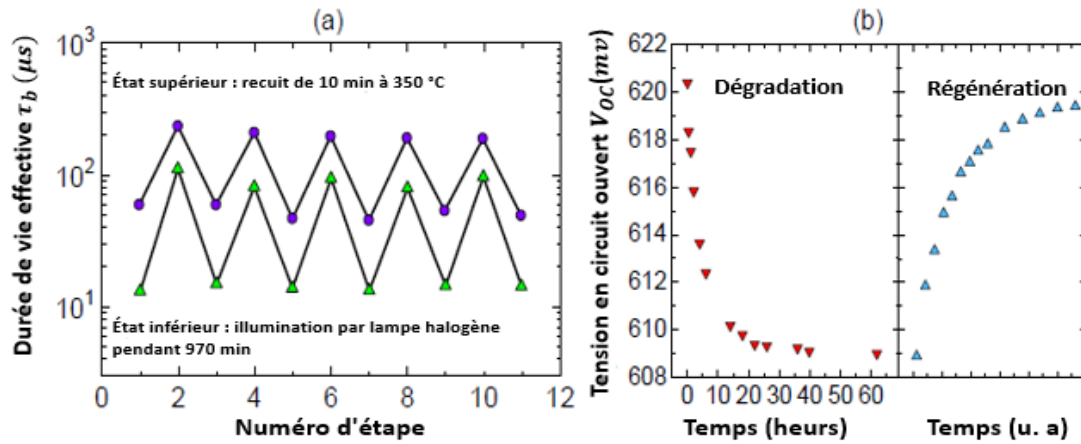


Figure II.2 : (a) Cycle de traitement réversible de deux échantillons Si-Cz de type p (1 Ω .cm et 1,5 Ω .cm), l'exposition à la lumière pendant plus de 16 heures à l'aide d'une lampe halogène (370 mWcm⁻²), et un recuit sombre pendant 10 min à 350 °C [10], (b) dégradation et cycle de régénération ultérieur [8].

II.2.1.2. La théorie de deux centres de recombinaison distincts : les centres de recombinaison à formation rapide et lente (FRC et SRC)

Sur la base des travaux de Both et al [13], la théorie de deux centres de recombinaison distincts (FRC : fast recombination centre et SRC : slow recombination centre) pour la LID liée au BO a été proposée. Outre, que le FRC et le SRC sont deux dégradations exponentielles, ils ont des caractéristiques différentes. Avec notamment, une activité de recombinaison SRH ou le rapport de section efficace de capture k est différent : 100 ± 10 et 10 ± 1 , pour le FRC et le SRC respectivement. Par conséquent, les deux centres ont été définis comme ayant chacun leurs propres précurseurs et états de défaut indépendants (figure II.3). Certaines études ont montré que la recombinaison due au BO dans le silicium de type p dopé au bore est décrite par un défaut SRH à deux niveaux, (donneur $E_{BO,d}$ et accepteur $E_{BO,a}$). Pour le SRC : ($E_{t,SRC,2d}$ et $E_{t,SRC,2a}$) et pour le FRC : ($E_{t,FRC,2d}$ et $E_{t,FRC,2a}$) [14], plutôt qu'un seul niveau de donneur ($E_{t,FRC,2d}$ et $E_{t,FRC,1d}$) [13].

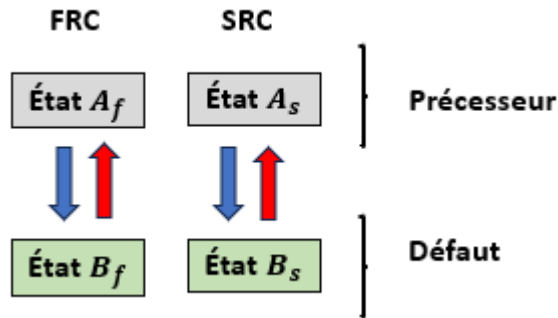


Figure II.3 : La théorie de deux centres de recombinaison distincts FRC et SRC pour le défaut (BO) : avec différents états précurseurs (A) et états de défaut (B) [9].

Le défaut BO nécessite pour sa formation un atome de bore et deux atomes d'oxygène. Cela est dû au fait que sa concentration est linéairement proportionnelle au bore et quadratiquement proportionnelle à l'oxygène [13]. Par conséquent, les deux centres de recombinaisons FRC et SRC sont identifiés comme des complexes de bore et d'un dimère d'oxygène. V. V. Voronkov et al [15] ont montré que le FRC se trouve sous forme de B_5O_{2i} et le SRC sous forme de B_iO_{2i} . En plus, V. V. Voronkov et al [16, 17] a proposé dans ces travaux une théorie qui explique le mécanisme sous-jacent de la formation des défaut BO. Selon cette théorie, les défauts BO se forment au cours de l'histoire thermique de la plaquette de silicium et sont présents à l'état inactif de recombinaison. Sous illumination ou avec une injection excessive de porteurs minoritaires, les complexes se reconfigurent pour devenir actifs [16].

Les processus à haute températures ont montré leurs impacts sur la concentration totale des défauts bore-oxygène : N_{BO} . D.C. Walter et al [18] a montré qu'une température maximale à 850 °C donne plus de N_{BO} qu'à 650 °C. Une autre étude de N. Nampalli et al [19] a montré que l'augmentation de la température maximale de 450 °C à 750 °C réduisait le N_{BO} . Cependant, le recuit sombre (dark annealing DA) à des températures plus basses (moins de 400 °C) a montré à son tour son effet sur la N_{BO} . Des températures plus basses (200 °C) ont montré une N_{BO} plus élevée que des températures plus élevées [9]. Cela veut dire donc que la LID lié au BO pourrait être minimisé avec des processus thermiques.

II.2.1.3. La théorie d'un seul centre de recombinaison lié au défaut BO

Contrairement à la théorie précédente, B. Hallam and al [20] a proposé en 2016 que la dégradation liée au BO rapide et lente pourrait être causée par un seul défaut. Dans des échantillons de Si-Cz de type p, il a montré des propriétés de recombinaison identiques pour la dégradation rapide et lente avec un rapport de section efficace de capture k de 19 et la capacité de décrire la dégradation à plusieurs étapes en utilisant un seul défaut [20, 21]. De plus, une modélisation théorique a montré que la dégradation en deux étapes peut être décrite par un seul défaut actif de recombinaison, en ayant deux états précurseurs successifs, nécessitant un lien clé entre la dégradation dans les échelles de temps rapides et lentes. Niewelt et al a présenté à son tour une paramétrisation révisée d'un seul défaut avec une valeur k de 18 pour le niveau du donneur, capable de décrire à la fois une dégradation rapide et lente sur plusieurs échantillons [22]. Nous notons ici que la différence entre la valeur k au niveau du donneur et celle des travaux antérieurs (où elle était généralement d'environ 10) était due au fait que Bothe et al supposaient un défaut à un seul niveau. En revanche, dans des études plus récentes de Hallam et al et de Niewelt et al, les propriétés des défauts BO à deux niveaux ont été prises en compte [20, 21, 23, 24], ainsi que les différentes hypothèses utilisées dans la modélisation [25]. L'étude de Niewelt et al n'a toutefois pas permis de déterminer si les défauts de BO étaient dus à un seul défaut ou à deux défauts. Dans une publication ultérieure, Hallam et al ont suggéré que les paires fer-bore pourraient être impliquées dans certaines des principales conclusions d'études antérieures. Cependant, aucune preuve expérimentale n'a été présentée [20].

II.2.1.4. Atténuation du défaut BO et passivation à l'hydrogène

Depuis la découverte de l'effet néfaste du BO sur les cellules solaire, plusieurs chercheurs se sont penchés à essayer de comprendre le mécanisme à l'origine de tel phénomène et en parallèle trouver des stratégies pour atténuer ce défaut. En 2016, V. Voronkov et al [26] a étudié les propriétés de recombinaison après la désactivation permanente ou la passivation des défauts BO par le procédé de recuit illuminé (illuminated annealing IA). Il a observé, après le processus de IA, une recombinaison avec une valeur k élevée de 65. Cette valeur est cohérente avec les propriétés de recombinaison de celle attribuée au FRC, qui était la valeur la plus récente de k pour la dégradation rapide [27]. Par conséquent, il a été conclu que pendant le processus IA seul la dégradation qui se produit à l'échelle de temps lent pouvait être éliminée. Avec cette compréhension les échantillons seraient encore sensibles au LID lié au BO dans l'échelle de temps rapide. De ce fait, une

passivation complète n'a pas été observée pour les cellules solaires qui restent encore sensibles au LID.

Une approche alternative pour supprimer la LID-BO a été démontrée par A. Herguth et al [8]. Sous IA, une récupération après dégradation a été constatée, restant stable même après une exposition ultérieure à la lumière. Cette récupération ou la désactivation permanente des défauts BO, s'est avérée plus tard être due à l'hydrogène [28]. Dans la littérature, la récupération a été appelée parfois par d'autres termes : passivation [29] et régénération [30]. L'hydrogène est connu pour améliorer considérablement les performances et la stabilité des cellules solaires au silicium en neutralisant l'activité de recombinaison des défauts [12]. Cette stabilité, cependant, peut encore être inversée par des processus thermiques [31]. K. Münzer et al [32] a observé qu'une régénération ne se produisait que avec la présence d'une couche de nitrure de silicium SiN_x :H riche en hydrogène déposé par PEVCD (Plasma-Enhanced Chemical Vapor Deposition), et elle ne se produisait pas en présence d'une telle couche SiN_x sans hydrogène. Cette observation sur le rôle de l'hydrogène, dans le processus de la régénération, a été confirmée par S. Wilking et al [33]. S. Wilking et al a corrélié indirectement l'effusion de l'hydrogène de la couche SiN_x :H lors d'une cuisson à haute température avec une augmentation du taux de régénération. Ensuite, S. Wilking et al [34], en continuant ses travaux, a pu montrer ultérieurement qu'il existe une corrélation directe entre la concentration en hydrogène et le taux de régénération, et ce en utilisant des mesures NRRA (nuclear resonant reaction analysis) pour mesurer la teneur en hydrogène diffusé dans la masse de silicium. La source d'hydrogène dans les cellules solaires au silicium provient des couches diélectriques, du nitrure de silicium hydrogéné SiN_x :H ou des couches d'oxyde d'aluminium sur les cellules PERC. Au cours du processus à haute température requis pour fritter les contacts métalliques, de l'hydrogène est libéré des couches diélectriques et diffuse dans tout le substrat de silicium [9]. Une étude a montré que le pré-recuit, qui peut former des liaisons bore-hydrogène à partir de modules à hydrogène en vrac, pourrait grandement améliorer le taux de passivation [31].

Le taux de passivation des défauts BO peut être accéléré avec un éclairage à haute intensité où une corrélation linéaire entre le taux de génération et le taux de passivation a été montrée [35]. L. Helmich et al [36] a confirmé cela par la suite en corrélant le taux de passivation avec la concentration excessive de porteurs Δn . Il est possible aussi que le taux

de passivation global puisse être influencer par la variation de Δn au cours du temps pendant la dégradation et la récupération [37]. Une approche industrielle pour passiver les défauts BO [38] a été développée et ce, grâce à l'accélération du taux de passivation. Puisque la passivation est liée à Δn plutôt qu'à l'intensité lumineuse en elle-même, L. Helmich et al [36] a montré que l'injection de porteurs peut également servir d'approche alternative pour passiver les défauts BO.

Dans l'étude de P. Hamer et al [39], une compréhension plus approfondie de l'influence de l'hydrogène a été développé. Il a montré que la manipulation de l'état de charge de l'hydrogène peut conduire à une passivation accélérée du défaut BO. Cette compréhension reposait sur les propriétés de l'hydrogène et sa capacité a occupé trois états de charge différents : un état chargé positivement (H^+) ; un état neutre (H^0) et un état chargé négativement (H^-) [1]. M. Glaser et al [40], a proposé qu'en augmentant la concentration à la fois de H^0 et de H^- , en variant l'intensité de l'éclairage, la diffusivité de l'hydrogène dans la masse de silicium et sa réactivité avec le défaut bore-oxygène BO peuvent être améliorées.

En 2015, P. Hamer et al [41] a montré qu'une formation complète de défauts BO pouvait être accomplie en moins de 4 secondes dans le silicium de type p et ce, en faisant une injection élevée à l'aide d'un laser à haute puissance. L'importance de cette étude vient du fait que, souvent, la formation de défauts BO est plus lente que la régénération, de sorte que la capacité à passiver les défauts BO est largement limitée par la disponibilité des défauts [42]. Depuis lors, des processus optimisés utilisant des températures plus élevées (>200 °C) et des intensités d'éclairage beaucoup plus élevées ($\gg 4$ Suns) ont démontré une désactivation presque complète du défaut BO en quelques secondes ouvrant ainsi la voie à un procédé commercialement adapté [1].

Bien que la passivation à l'hydrogène des défauts BO soit stable sous éclairage, évitant ainsi une dégradation supplémentaire [8], cette stabilité peut être inversée par un recuit thermique et une réexposition ultérieure à la lumière [31]. Cependant, alors que le recuit thermique inverse la réaction, aucune étude n'a jusqu'à présent montré d'augmentation de la recombinaison après ce processus de recuit. S.M. Kim et al [43] a proposé que la réaction puisse être due à une transition directe de l'état passivé par l'hydrogène à un état précurseur. Cependant, étant donné que le taux d'annihilation devrait être significativement plus rapide

que la déstabilisation de l'hydrogène à température élevée, il a été suggéré que la transition directe est peu probable [44]. Au lieu de cela, il est probable que les défauts doivent être les premiers présents pour être passivés [9].

II.2.1.5. États multiples du défaut BO

Sous éclairage ou pendant un traitement thermique, le complexe bore-oxygène passe par plusieurs états. Dans la littérature, le modèle le plus ancien qui illustre les différents états du défauts BO et les transitions entre ces états est : Le modèle à trois états [8], proposé par A. Herguth et al. Dans ce modèle (figure II.4), nous avons trois principaux états [1] :

- **Etat A (instable) :** Un état inactif par recombinaison constitué des précurseurs de défauts nécessaires à la dégradation. Il s'agit de l'état obtenu généralement après tout processus à haute température (par exemple : une cuisson) ou après l'annihilation des défauts par recuit sombre des défauts dans l'état B.
- **Etat B :** Un état actif par recombinaison constitué de complexes BO formés après un processus de génération de porteurs (par exemple : trempage de lumière)
- **Etat C (stable) :** Un état inactif par recombinaison obtenu grâce à une passivation ou une désactivation des défauts formés via des techniques de régénération. Bien que stables au trempage ultérieur par la lumière, les défauts dans cet état peuvent être ramenés à l'état B et à l'état A grâce à un processus de recuit à température modérée.

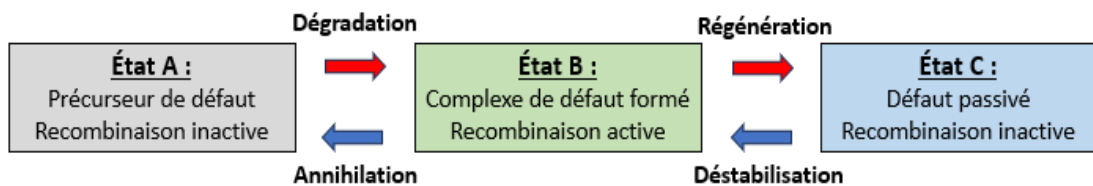


Figure II.4 : Le modèle à trois états du défauts Bore-oxygène BO [1].

L'existence de deux modes de dégradation rapide FRC et lente SRC et la domination de la composante lente, fait que ce modèle ne prend pas explicitement en compte la composante rapide FRC de la dégradation LID liée au défaut BO. La transition de l'état A à B est décrite comme une dégradation, ce qui augmente la recombinaison due aux défauts BO. Cette réaction peut être inversée lorsqu'un recuit thermique est effectué. La somme

des concentrations restantes N_{BO} des défaut BO dans l'un de ces états doivent [9], à tout moment, être égal à la concentration totale $N_{BO,tot}$ du défaut, comme-suit :

$$N_{BO,tot} = N_{BO,A} + N_{BO,B} + N_{BO,C} \quad I.1$$

Nous notons ici que ce modèle est suffisant pour décrire le défaut bore-oxygène BO dans les conditions de fonctionnement $T < 200\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Cependant, un autre modèle, qui existe dans la littérature, et celui à quatre états. Dans ce modèle, il se trouve qu'il y a un état D supplémentaire par rapport à celui à trois états. Il s'agit d'un état réservoir D [45]. Il a été démontré que la concentration $N_{BO,D}$ du défaut BO à l'état D, peut être également modulée thermiquement avec un recuit à basse température ($150\text{ }^{\circ}\text{C} - 450\text{ }^{\circ}\text{C}$) [46]. Les transitions entre tous ces états sont illustrées dans la figure II.5.

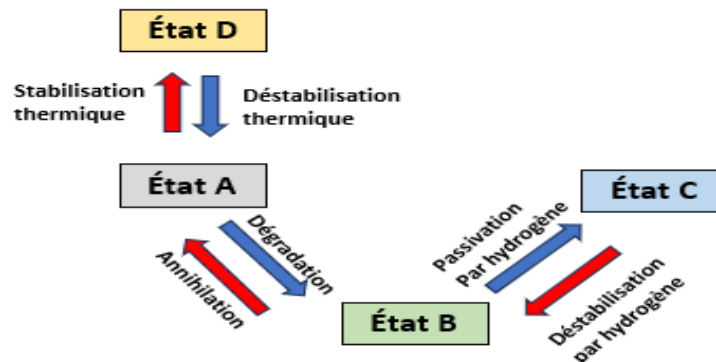


Figure II.5 : Diagramme des états et des transitions du défauts Bore-oxygène BO [9].

II.2.2.6. Quantification du défaut B-O

L'étude des complexes bore-oxygène se caractérise par la difficulté, voir l'impossibilité, de faire une mesure directe de leurs sections de capture σ_n et σ_p jusqu'à présent par comparaison aux impuretés métalliques tels que le Fe, Mn, Cu [47]. Par conséquent à l'échelle du matériau, ce sont les mesures de la durée de vie des porteurs de charge avant τ_0 et après l'éclairement prolongé τ_d de l'échantillon qui sont les plus sensibles aux effets des complexes bore-oxygène [48]. La durée de vie τ_{BO} limitée par les recombinaisons SRH associée aux complexes BO est donné par la relation suivante :

$$\frac{1}{\tau_{BO}} = \frac{1}{\tau_d} + \frac{1}{\tau_0} \quad \text{II.2}$$

Il faut noter ici que la relation II.2 est valable dans le cas où les autres défauts présents dans le matériau sont considérés comme insensibles à l'éclairement.

La mesure de la durée de vie τ doit être prise à un niveau d'injection fixe Δn . D'habitude, nous choisissons la condition suivante :

$$\Delta n = 0,1 \cdot p_0 \quad \text{II.3}$$

Où : p_0 est la densité de porteurs de charge majoritaires.

Cette condition a été choisie principalement pour deux raisons :

- Premièrement : A ce niveau d'injection, la valeur de la durée de vie des porteurs de charge n'est pas affectée par les mécanismes de piégeage des porteurs minoritaires, parfois observés dans le silicium dopé au bore et contenant de l'oxygène [48].
L'activité de piégeage est plus dominante dans la région des faibles taux d'injection de porteurs de charges. La densité de pièges dépend des concentrations en oxygène et en bore dans le silicium Cz de type p [49].
- Deuxièmement : Pour une valeur du niveau d'injection de $\Delta n = 0,1 \cdot p_0$ et une concentration en complexes BO donnée, la durée de vie n'est pas dépendante de p_0 [47].

La densité de centres recombinants N_t (La concentration des complexes bore oxygène) est donnée par la relation suivante [48]:

$$\frac{1}{\tau_{BO}} = \sigma_n \cdot v_{th} \cdot N_t \quad \text{II.4}$$

Où : σ_n la section efficace de capture des électrons, v_{th} la vitesse thermique des électrons.

Comme la valeur de σ_n n'est pas connue, il est impossible de déduire la valeur de N_t . Par conséquent, cette dernière est remplacée par une concentration effective de défauts (N_t^*) qui est directement proportionnelle à la concentration réel N_t . La concentration effective de défauts (N_t^*) s'écrit en fonction du temps comme-suit :

$$N_t^*(t) = \sigma_n \cdot v_{th} \cdot N_t(t) = \frac{1}{\tau_t} - \frac{1}{\tau_0} \quad \text{II.5}$$

Où : τ_t la durée de vie des porteurs de charge après un temps t d'éclairement, τ_0 est la durée de vie initiale.

Après un éclairement à long terme, la concentration effective $N_t^*(t)$ s'approche de sa valeur la concentration de défauts saturée $N_{t,sat}^*(t)$. Cette valeur de saturation est calculée à $\tau_t = \tau_d$ comme-suit [50]:

$$N_{t,sat}^* = \frac{1}{\tau_d} - \frac{1}{\tau_0} \quad \text{II.6}$$

Nous pouvons déduire ainsi la constante de vitesse de génération de défaut bore-oxygène R_{gen} (the defect generation rate constant), en utilisant la relation suivante [51] :

$$y = \frac{N_t^*(t)}{N_{t,sat}^*} = 1 - \exp(-R_{gen} \cdot t) \quad \text{II.7}$$

Où : y est la concentration effective de défauts normalisés (Normalized Defect Concentration).

L'activation thermique du défaut BO peut être décrite par la relation ci-dessous [52] :

$$R_{gen} = k_{gen} \exp(-E_{gen} \cdot t) \quad \text{II.8}$$

Où : k : la constante de Boltzmann, T : la température absolue, et k_{gen} : facteur pré-exponentiel de génération de défauts.

L'Energie d'activation de défaut BO : $E_{gen} = 0.475 \text{ eV}$. Cette valeur a été mesuré par Schmidt et al [48]. De ce fait, il existe aussi une énergie d'annihilation de défaut BO, qui est donné comme-suit [51] :

$$R_{ann} \simeq \exp \left(-\frac{E_{ann}}{kt} \right) \quad \text{II.9}$$

L'Energie d'annihilation de défaut BO : $E_{ann} = 1.32 \text{ eV}$. Cette valeur a été calculée par Yichao et al [20,54].

II.2.1.7. Les énergies d'activation thermique des réactions liées au défaut BO

Les constantes de vitesse R_{gen} (the defect generation rate constant) de la transition entre les différents états de défaut BO, dépendant de la température (équation II.8). Plusieurs chercheurs se sont penchées à étudier cette dépendance avec la température [13, 32, 44, 55]. La compréhension de la cinétique des défauts BO est essentielle, non seulement pour expliquer le mécanisme, mais aussi pour prédire leur comportement dans diverses conditions. Cela peut être utilisé pour prédire la stabilité de la passivation à l'hydrogène, le comportement du LID lié au BO des modules PV à base de Si -Cz de type p sur le terrain dans différentes conditions [9] et l'auto-réparation [55]. Les valeurs des énergies d'activation thermique E_{gen} et les facteurs pré-exponentiel de génération de défauts k_{gen} des différentes réactions qui stipulent les transitions entre les différents états de défaut BO, discutés au-dessus, sont résumées dans le tableau II.1. En utilisant ces valeurs, il est possible de prévoir les taux de dégradation et de récupération à différentes températures.

Tableau II.1 : Quelques valeurs calculées des énergies d'activation E_{gen} les facteurs de génération de défauts k_{gen} pour le défaut BO, à partir de la littérature.

Réaction	Transition de l'état	E_{gen} (eV)	k_{gen} (/S)	Référence
Dégradation	De A à B	0.475	$4 \cdot 10^3$	[13]
Annihilation	De B à A	1.32	10^{13}	[13]
Hydrogène passivation	De B à C	0.98	$1.25 \cdot 10^{10}$	[31]
Déstabilisation	De C à B	1.25	10^9	[31]

II.2.1.8. Dépendance de la vitesse de dégradation et de la concentration des défauts BO

La dépendance de la constante de vitesse de génération (dégradation) de défaut bore-oxygène (R_{gen}) avec la concentration des défauts BO a été étudiée par K. Bothe et al [13]. Il s'est avéré que cette dépendance est proportionnelle au carré de la concentration en bore $[B]^2$. Cependant, dans le silicium compensé de type n et p où le nombre total de trous P_0 est égal à la différence de la concentration de deux dopants (le bore et le phosphore $[B] - [P]$), la constante R_{gen} cesse d'être proportionnelle à $[B]^2$ [57, 58]. Pour surmonter cette problématique, il a été proposé que la constante de vitesse R_{gen} dépend plutôt du carré de la concentration en trous $[P_0]^2$ [9]. Cette dépendance a été incorporée pour prédire le comportement des échantillons sous diverses intensités d'éclairage [58]. Une comparaison de la dégradation (figure II.6) sur différents échantillons compensés et non compensés de silicium a été faite par Y. Wu et al [59]. Dans la figure II.7, une autre étude de B. Hallam et al [58] montre la dépendance linéaire de la concentration maximale de défauts BO et la concentration en trous P_0 .

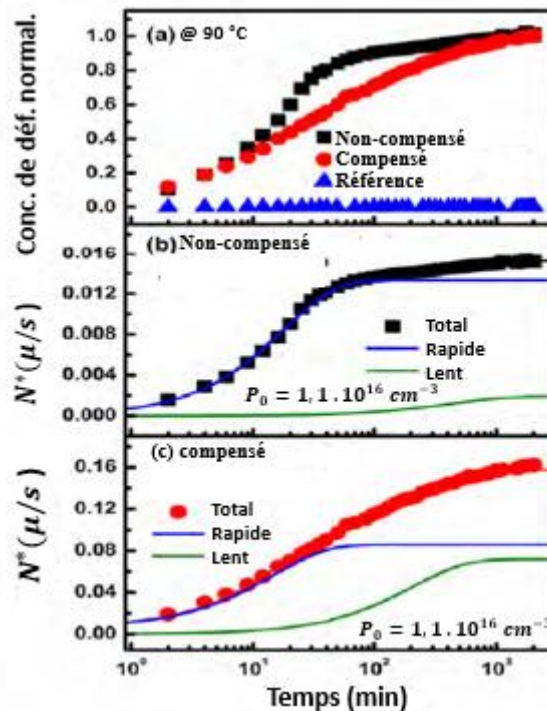


Figure II.6 : (a) Les concentrations de défauts normalisées dans le silicium cristallin (Si-c) dopé au gallium Ga non compensé, compensé et une référence en fonction du temps d'illumination. La concentration totale de défauts N^* formée pendant le processus rapide et le processus lent (b) dans le Si-c non compensé et (c) dans le Si-c compensé [59].

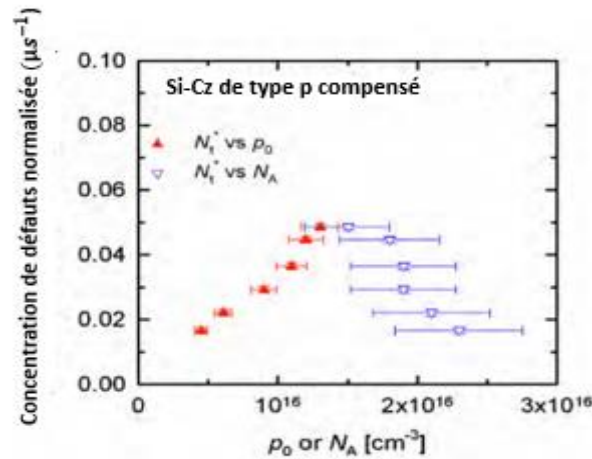


Figure II.7 : Concentration de défauts normalisée, N_t^* dans le Si-Cz de type p compensé par le dopant en fonction de la concentration nette de dopage P_0 et de la concentration totale de bore N_A [58].

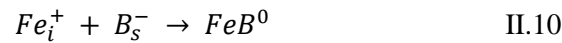
II.2.2. Dégradation induite par la lumière liée au Fer (Fe)

II.2.2.1. Le fer interstitiel Fe_i et les paires fer-bore FeB dans le silicium

Dans l'industrie photovoltaïque, l'utilisation des équipements en acier inoxydable dans la fabrication de cellules PV rend le fer l'une des impuretés les plus répondues dans le silicium cristallin [9] en se trouvant en position interstitielle Fe_i . Cette impureté est introduite lors de la croissance du lingot en raison de la diffusion du creuset et d'une contamination induite par le processus [61, 62]. Dans le silicium Si-Cz dopé au bore, la concentration inhérente en fer N_{Fe} à température ambiante est supérieure à 10^{12} cm^{-3} [9]. La concentration en fer peut être réduite en appliquant un processus de pré-getter sur les échantillons tel qu'il a été décrit par B. Hallam et al [62].

Bien que le fer puisse réduire les performances des cellules solaires à lui seul en tant qu'atome isolés, défauts ponctuels ou précipités [63], il peut également induire un LID [9]. Le fer interstitiel Fe_i s'associe avec des accepteurs peu profonds tels que le bore substitutionnel B_s pour former des complexe FeB [53]. Le fer interstitiel Fe_i est présent, à l'équilibre, dans le silicium de type p dopé au bore en grande majorité sous une forme de paires fer-bore FeB , à température ambiante [64]. Cet appariement est dû à l'attraction coulombienne entre l'atome de Fer interstitiel chargé positivement Fe_i^+ et l'atome de bore substitutionnel ionisé négativement B_s^- [65, 66]. Sous illumination, injections de porteurs

minoritaires, recuit thermique au-dessus de 100 °C [67] ou en modifiant les états de charge des atomes constitutifs [68, 69, 70], le complexe FeB est connu pour se dissocier et former du fer interstitiel Fe_i et du bore substitutionnel B_s [71, 72] en raison de l'augmentation de la diffusivité de Fe_i , ce qui empêche la reformation du complexe FeB. Cependant, ce processus sera inversé une fois les stimulus externes supprimés. Alors, une réaction d'association opposée entraînée par l'attraction coulombienne commence à dominer, ramenant le FeB à la concentration d'équilibre [1]. Le taux de la reformation de ces paires dépend fortement de la concentration de dopant [73]. La réversibilité des réaction d'association et de dissociation de ces paires est représenté par l'équation suivante [65]:



II.2.2.2. L'effet du dopage N_A du substrat et de la température T sur la reformation des paires FeB

A température ambiante et dans l'obscurité, le temps requis pour la reformation des paires FeB qui dépend fortement au dopage du substrat (figure II.8.a), est généralement supérieures à 2 heures (figure II.8.b) [69, 74].

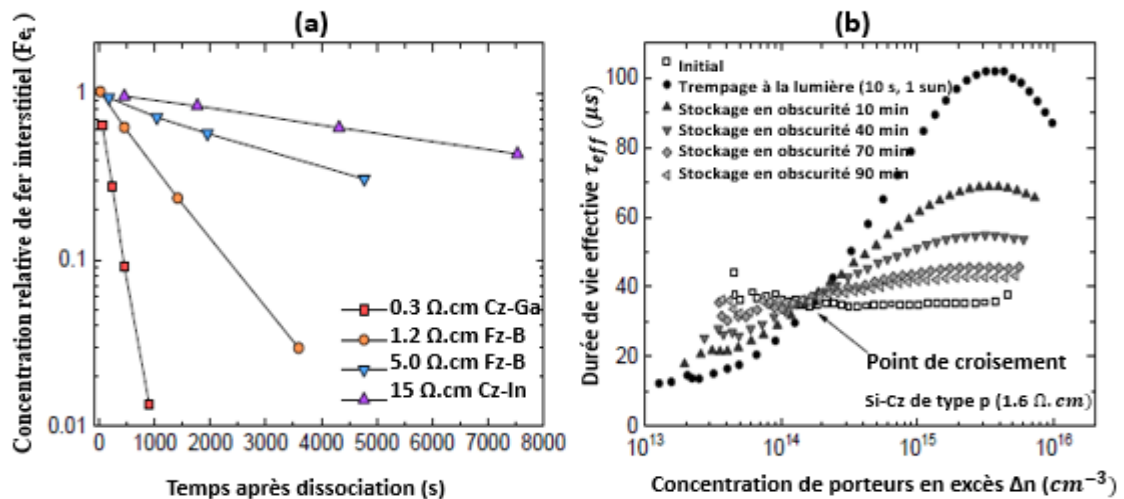


Figure II.8 : (a) Réduction de la concentration relative de Fe_i due à la reformation des paires FeB après dissociation pour divers échantillons [74], (b) mesures de la durée de vie du porteur dépendant de l'injection d'un échantillon de Si-Cz de type p contaminé par Fe, démontrant l'impact de Fe_i et de sa reformation en paires FeB sur la forme de la courbe de durée de vie [74].

Intuitivement, dans un substrat légèrement dopé au bore B et avec une concentration en fer interstitiel Fe_i répartie de manière aléatoire, l'espacement accru entre les atomes de B, entraînerait des temps plus longs pour une reformation complète des paires fer-bore.

Après une dissociation complète sous illumination, le temps requis dans l'obscurité pour la reformation de paires FeB est illustré dans le tableau II.2. Ces valeurs ont été calculées sur la base des travaux de D. Macdonald et al [74] en utilisant les équations ci-dessous qui décrivent le phénomène de la formation des complexes FeB [73].

$$[Fe_i](t) = [Fe_i](t = 0) \exp\left(\frac{-t}{\tau_{assoc}}\right) \quad \text{II.11}$$

Le paramètre τ_{assoc} est donné par la relation suivante :

$$\tau_{assoc} = 5 \cdot 10^5 \left(\frac{T}{N_A}\right) \exp\left(\frac{0.66 \text{ eV}}{k_B T}\right) \quad \text{II.12}$$

Où : N_A est la concentration de bore, T est la température en Kelvin et k_B est la constante de Boltzmann.

Tableau II.2 : Temps requis pour la reformation de 95% des paires FeB, pour différentes concentrations de dopant (bore B) [73].

Concentration du bore B $N_A \text{ (cm}^{-3}\text{)}$	Temps requis pour 95 % de reformation des paires
10^{14}	120 heures
10^{15}	12 heures
10^{16}	1.2 heures

Dans son étude [74], Macdonald et al a montré que le taux d'association ou reformation des pairs FeB dépend proportionnellement avec la température. Cette révélation a été confirmé plus tard par Zhu et al [70], mais entre les température de 50°C et 70 °C. En outre, Zhu et al a constaté qu'à des températures plus élevées (>100 °C), les taux de dissociation deviennent de plus en plus dominants, entraînant à nouveau la réaction inverse [70]. Ces résultats sont en accord avec une étude antérieures de Suezawa et al [68]. Il a observé une disoussiation complète des paires FeB à une température de 200 °C par un recuit isochrone [68].

Pour une température donnée, la concentration saturée en fer-bore FeB peut être décrite comme suit [75, 76] :

$$\frac{[FeB]}{[Fe_i^+]} = \frac{Z}{N_i} N_A \exp\left(\frac{E_{bind}}{k_B T}\right) \simeq 10^{-23} N_A \exp\left(\frac{0.65}{k_B T}\right) \quad \text{II.13}$$

Où :

N_i : la densité du réseau de silicium $5 \cdot 10^{22} \text{ atomes/cm}^3$.

N_A : la concentration de dopant en bore B.

Z : le nombre de configurations de paires possibles (4 pour le site interstitiel tétraédrique).

E_{bind} : l'énergie de liaison dérivée de la concentration à l'équilibre de paires FeB, à différentes températures. La valeur de cette énergie est égale à : $0.65 \pm 0.02 \text{ eV}$ [76].

II.2.2.3. Les propriétés SRH du Fe_i et FeB

A différentes températures, l'équilibre entre Fe_i et FeB change en raison des variations dans les taux de dissociation et d'association des paires fer-bore [65, 68, 75, 78]. En plus, la différence dans les énergies d'activation thermique des deux réactions fera varier le rapport entre elles à différentes températures, ce qui modulera la concentration à l'équilibre [9]. Les variations d'équilibre sont calculées en fonction des changements de durée de vie à un niveau d'injection Δn fixe. En raison des activités de recombinaisons SRH [79, 80] distinctes de Fe_i et FeB [68], la dissociation et l'association des paires FeB induit ainsi des changements de la durée de vie des porteurs minoritaires dans les échantillons [9]. Le tableau II.3 résume les propriétés SRH des deux impuretés du fer interstitiel Fe_i et des paires fer-bore FeB à partir de la littérature.

Tableau II.3 : Propriétés Shockley-Read-Hall SRH de Fe_i et de FeB .

Impureté	$E_t(\text{eV})$	$\sigma_n(\text{cm}^{-2})$	$\sigma_p(\text{cm}^{-2})$	$k = \sigma_n/\sigma_p$	Réf
Fe_i	$E_v + 0.38$	$4 \cdot 10^{-14}$	$7 \cdot 10^{-17}$	570	[53]
	$E_v + 0.39$	$3,6 \cdot 10^{-15}$	$7 \cdot 10^{-17}$	51	[67]
	-	$2 \cdot 10^{-14}$	$7 \cdot 10^{-17}$	258	[80]
FeB	$E_C - 0.29$	$2,5 \cdot 10^{-15}$	$3 \cdot 10^{-14}$	0.08	[81]
	$E_C - 0.26$	$2,5 \cdot 10^{-15}$	$5,5 \cdot 10^{-15}$	0.45	[67]
	$E_C - 0.26$	$5 \cdot 10^{-15}$	$3 \cdot 10^{-15}$	1.7	[80]

Nous voyons clairement des valeurs discordantes du rapport de section efficace de capture des électrons et des trous k et le niveau de piège du défaut E_t , de deux impuretés.

Dans la figure II.9 le τ_{SRH} total, pour un échantillon de silicium de type p, est tracé en fonction de niveau d'injection Δn avec différentes fractions de fer interstitiel Fe_i , N_{Fe_i}/N_{Fe} (entre 0 et 1). Les courbes ont été tracées en utilisant l'équation de Shockley-Read Hall SRH [79, 80] (voir chapitre I) et les valeurs des rapports k de D. Macdonald et al [80], avec une concentration totale de fer $N_{Fe} = N_{Fe_i} + N_{FeB} = 10^{11} cm^{-3}$. Nous observons que le τ_{SRH} total change avec N_{Fe_i}/N_{Fe} . En plus, les courbes de τ_{SRH} se croisent à un Δn , $\Delta n_{Fe_i=FeB}$, ce qui indique que le τ_{SRH} dû au Fe_i et FeB sont égaux indépendamment de N_{Fe_i}/N_{Fe} . Cependant, comme le Fe_i a un rapport k supérieure à celui de FeB , lorsque Δn est supérieur ou inférieur à $\Delta n_{Fe_i=FeB}$, le τ_{SRH} augmente ou diminue avec une augmentation de N_{Fe_i}/N_{Fe} , respectivement [9]. Contrairement à la dégradation due à la LID liée au complexes BO [13], en comparaison, le τ_{SRH} ne changera pas à $\Delta n = \Delta n_{Fe_i=FeB}$. Par conséquent, une approche pour déterminer si le LID est dû aux défauts BO [13] ou au Fe [53] consiste à extraire τ_{SRH} à différents Δn pour voir si τ_{SRH} ne change pas ou n'augmente pas après l'éclairage.

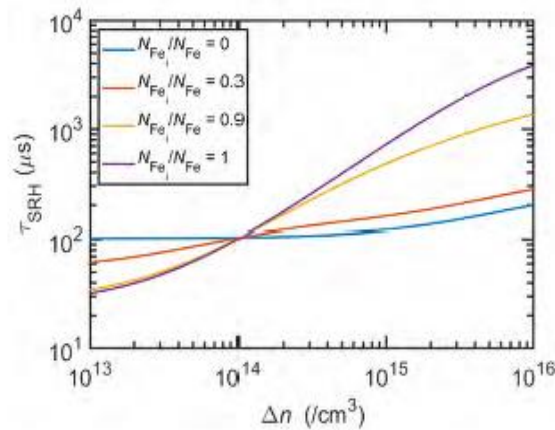


Figure II.9 : Le τ_{SRH} en fonction du niveau d'injection Δn , avec une densité de dopage de fond $N_A = 10^{16} cm^{-3}$ [9].

II.2.2.4. Quantification du défaut Fe

Comme il a été mentionné auparavant dans le tableau II.4, pour le silicium de type p l'activité de recombinaison SRH du fer interstitiel Fe_i est plus importante par rapport aux

paires FeB , cela nous amène à dire que la dissociation des paires FeB suite à l'illumination où injection du courant peut réduire considérablement la durée de vie effective τ_{eff} des porteurs de charges minoritaires dans l'échantillon. En se basant sur les propriétés SRH de Fe_i et FeB , la variation de τ_{eff} avant et après la dissociation des paires FeB a été utilisée par D. Macdonald et al [75] pour mesurer la concentration en fer N_{Fe} comme suit :

$$N_{Fe} = C_{Fe} \left(\frac{1}{\tau_{Fe_i}} - \frac{1}{\tau_{FeB}} \right) \quad \text{II.14}$$

Où :

τ_{FeB} : est le τ_{SRH} de Fe_i avant la dissociation complète des paires FeB .

τ_{Fe_i} : est le τ_{SRH} de Fe_i après la dissociation complète des paires FeB .

C_{Fe} : est un pré-facteur.

Le pré-facteur C_{Fe} peut être calculé en utilisant la relation suivante [9] :

$$\frac{1}{C_{Fe}} = \left((N_{dop} + \Delta n) \left(\frac{1}{\frac{n_1 + \Delta n}{\sigma_{p,Fe_i} \cdot v_{th,p}} + \frac{N_{dop} + p_1 + \Delta n}{\sigma_{n,Fe_i} \cdot v_{th,n}}} - \frac{1}{\frac{n_1 + \Delta n}{\sigma_{p,FeB} \cdot v_{th}} + \frac{N_{dop} + p_1 + \Delta n}{\sigma_{n,FeB} \cdot v_{th}}} \right) \right) \quad \text{II.15}$$

Où :

σ_{p,Fe_i} , σ_{n,Fe_i} : sont les sections efficaces de capture des trous, et des électrons pour Fe_i , respectivement.

$\sigma_{p,FeB}$, $\sigma_{n,FeB}$: sont les sections efficaces de capture des trous, et des électrons pour FeB , respectivement.

Dans la figure II.10, le pré-facteur C_{Fe} a été calculé en fonction de la densité de dopage N_A et le niveau d'injection Δn par M. Kim [9], en utilisant les propriétés SRH de Fe_i et FeB qui sont issues des travaux de D. Macdonald et al [80], et l'équation II.15. Il convient de noter que le calcul n'est valable que lorsque $\Delta n \neq \Delta n_{Fe_i=FeB}$ ou $\tau_{Fe_i} \neq \tau_{FeB}$.

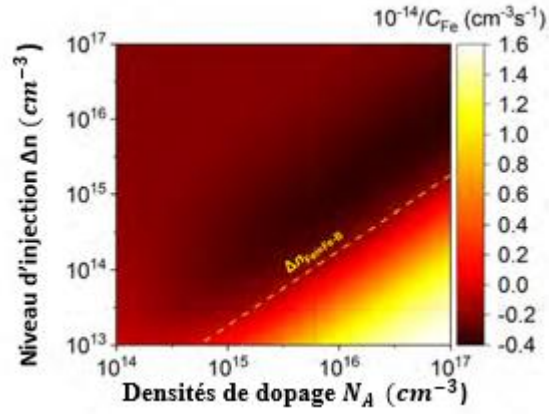


Figure II.10 : Tracé de contours de la constante de $1/C_{Fe}$ avec différentes densités de dopage N_A et niveau d'injection Δn . La ligne pointillée indique les points de croisement à

$$\Delta n = \Delta n_{Fe_i=Fe_B} [9].$$

L'étude de L.J. Geerligs et al [82] sur le taux de dissociation des paires FeB , k_{Fe_i} a montré que :

$$k_{Fe} = K_{Fe} \times \frac{G^2}{N_{FeB}^2} \quad \text{II.16}$$

Où : G est la génération de porteurs induite par la lumière et K_{Fe} est une constante.

La constante K_{Fe} a été rapportée comme : $5 \cdot 10^{-15}$ s [82] et $4,2 \cdot 10^{-17}$ s [83]. Cet écart entre ces études a été décrit comme le résultat d'une autre recombinaison $1/\tau_{other}$, qui se produit à cause de la qualité de l'échantillon. En plus, lorsque le rapport entre les deux taux de recombinaison τ_{other}/τ_{FeB} change, la constante K_{Fe} varie dans une plage allant de 10^{-15} s à 10^{-18} s [82]. Cette variation de K_{Fe} pourrait indiquer d'autres facteurs de dépendance que la génération G [9].

La constante de vitesse d'association des paires FeB , Γ_{FeB} a montré, dans le silicium de type p, une dépendance vis-à-vis de la densité de dopage N_A et la température T , comme suit [9] :

$$\Gamma_{FeB} = \frac{1}{k_{FeB}} = \frac{A_{FeB}T}{N_A} \exp \frac{-E_{gen,FeB}}{k_B T} \quad \text{II.17}$$

Où :

k_{FeB} : est le taux d'association des paires FeB . Il est proportionnel à la densité de dopage N_A et indépendant de la concentration en fer N_{Fe} .

A_{FeB} : est un pré-facteur. Il a été rapporté comme : $5 \cdot 10^5 \text{ s.cm}^{-3} \cdot \text{K}^{-1}$ [74] et $5,7 \cdot 10^5 \text{ s.cm}^{-3} \cdot \text{K}^{-1}$ [84].

$E_{gen,FeB}$: est l'énergie d'activation thermique de l'association des paires FeB . Elle a été rapportée comme : 0,66 eV [74] et 0,68 eV [84].

Dans les plaquettes de silicium Si-Cz dopées au bore à hauteur de ($\sim 10^{16} \text{ cm}^{-3}$), les LID liée au BO ou au Fe sont couramment présents avec des comportements et des échelles de temps similaires. Expérimentalement, il est important de s'assurer que l'une des impuretés soit éliminée, car cela peut affecter l'étude des autres défauts.

II.2.2.5. L'effet du gettering

Les impuretés dans le silicium, ont un impact négatif direct sur les performances de la cellule solaire. Toutefois, certains types d'impuretés peuvent être éliminés du volume de la plaquette par des procédés communément appelés « gettering » [51]. L'effet gettering est un processus qui consiste à extraire ces impuretés métalliques du volume du silicium [48, 52]. Il existe plusieurs techniques qui utilisent l'effet gettering. La différence principale entre ces techniques est la façon dont ils capturent les impuretés. Certaines se basent sur les précipitations au niveau des défauts, d'autres sur le changement de la solubilité et la diffusivité entre les différentes couches en fonction des températures, d'autres procédés plus complexes impliquant l'oxygène interstitiel ou les atomes de dopant. Toutefois, la caractéristique essentielle de tous les processus gettering est essentiellement les coefficients élevés de ségrégation obtenus entre la région de piégeage et le volume [85]. Pour des applications destinées à des cellules solaires, une étape de gettering peut-être délibérément incorporée dans un procédé de fabrication de la cellule, où peut se produire automatiquement lors d'une étape du procédé de fabrication, comme la formation de l'émetteur $n^+ p$ [51]. Les différentes études sur le gettering et son impact sur les plaquettes de silicium, montrent l'intérêt de ce phénomène pour l'amélioration des dispositifs électroniques et photovoltaïques. Un exemple des résultats de travaux de recherche effectués par D. Bouhafs [86] ont permis, l'amélioration de la qualité électrique des

plaquettes de silicium multi cristallin, obtenues par le procédé de tirage à échangeur thermique (HEM), par gettering au phosphore. Deux sources ont été utilisées pour effectuer le gettering ; une source préforme avec un gettering homogène et une source liquide de POCl_3 avec deux schémas : gettering homogène et étendu. L'application du gettering externe par source liquide de POCl_3 dans un four de diffusion conventionnel ainsi que par les sources préformes, ont conduit à une nette amélioration de la durée de vie des porteurs de charges. D'autres résultats [73] sur la base des travaux de D. Bouhafs [87], ont démontrés l'efficacité de la technique de gettering sur des impuretés bien spécifiques telles que le FeB nuisible à la qualité des cellules solaires.

II.2.3. Dégradation induite par la lumière et les températures élevées LeTID

LeTID est une forme relativement récente identifiée de CID dans le silicium, il a été observé pour la première fois en 2012 par K. Ramspeck et al [88], sur des cellules solaires PERC (pour : Passivated Emitter and Rear Cell) à base de silicium multicristallin Si-mc. Les taux de formation de ce défaut semblaient être beaucoup plus lents que la formation de LID liée au BO (généralement 48 heures à température ambiante) [1]. Il est présent non seulement dans les plaquettes de Si-mc [89], mais aussi dans presque tous les autres types de plaquettes, tels que le Si-FZ [90], Si-Cz de type p [91] et Si-Cz de type n [92]. En plus, il est connu pour être induit soit par illumination [88], soit par injection de porteurs [93]. En 2015, F. Kersten et al a démontré que cette forme de CID présente des étendues similaires soit par injection du courant dans des modules, soit avec l'éclairage [94]. En plus, Il a observé un effet, plus lent, de régénération qui se produit ultérieurement, en prolongeant la durée des tests [94]. La réaction de régénération dépend du mode de fonctionnement de sorte que les modules ou cellules solaires testés en circuit ouvert (mode V_{OC}) montrent des cinétiques de dégradation et de régénération plus rapides que ceux testés en court-circuit (mode I_{SC}) [1]. Cette disparité entre ces deux modes est dû à la corrélation linéaire entre le taux de dégradation et la densité excessive de porteurs minoritaires [93]. De plus, il a été constaté que l'augmentation de la température lors de l'exposition à la lumière des cellules solaires pouvait accélérer les effets de dégradation et de génération [94], et c'est pourquoi le terme LeTID (dégradation induite par la lumière et la température élevée) a été inventé pour décrire ce phénomène qui affecte les cellules solaires.

Depuis l'observation pour la première de cette dégradation, plusieurs auteurs se sont penchés à étudier les effets du LeTID sur les plaquettes, les cellules et les modules solaires. En 2016, K. Petter et al [95] a réalisé des tests sur des cellules Si-mc PERC de type p de hautes performance pendant 200 heures, en injectant du courant (l'équivalent d'un éclairage de : 1 Sun) à 75 °C. Ces résultats ont montré une dégradation relative de 16% de la performance de ces cellules. Une autre étude de F. Kersten et al en 2016, sur des modules installés à chypre et en Allemagne de Si-mc PERC, a montré que une dégradation de ces modules qui peut atteindre jusqu'à 7% de perte de puissance relative, après 3 ans d'installation sur le terrain [96].

II.2.3.1. L'influence de la température de cuisson maximal sur LeTID

La dépendance de l'étendue de la dégradation liée au LeTID en fonction de la température de cuisson maximale est une tendance fréquemment observée [94, 95, 96]. D. Bredemeier et al a fait cuire deux plaquettes de silicium multicristallin Si-mc à une température de 650°C et 900°C. Il a observé que aucune dégradation liée au LeTID ne se produit à 650°C, tandis qu'une dégradation grave et rapide est observée lors de la cuisson à 900°C (figure II.11.a) [97]. Dans une autre étude de C.E. Chan et al, les plaquettes ont été soumis à une plage de températures de cuisson plus large, comprise entre 415°C et 740°C (figure II.11.b). [98].

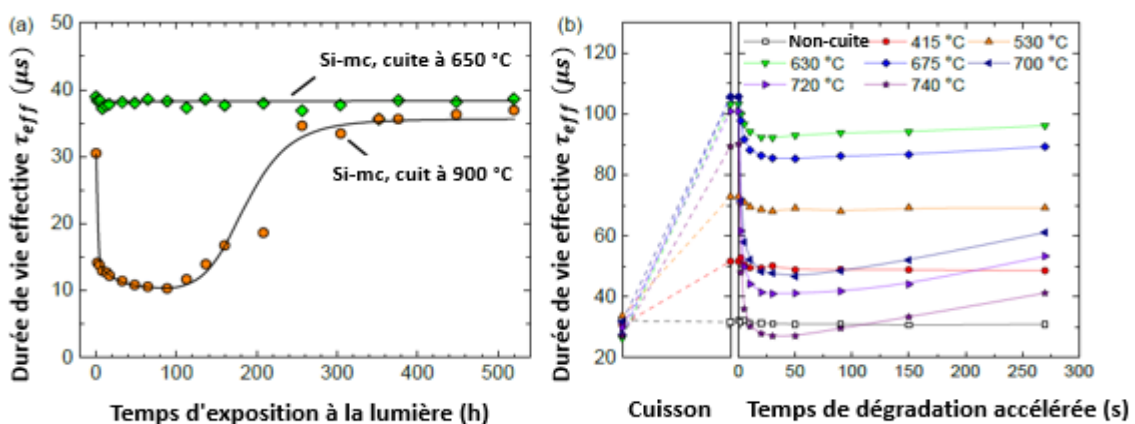


Figure II.11 : (a) Durée de vie effective τ_{eff} , mesurée à un niveau d'injection fixe $\Delta n = 10^{15} cm^{-3}$ par la technique QSSPC, en fonction du temps d'exposition à la lumière (1 Sun, 75 °C) [97], (b) durée de vie effective τ_{eff} , mesurée à $\Delta n = 9,1 \cdot 10^{14} cm^{-3}$, des plaquettes Si-mc après dépôt PECVD, après cuisson, puis en fonction du temps dans des conditions de dégradation accélérée (140°C, 44 KWm^{-2}) [98].

Ces résultats nous ont permis de faire les trois observations suivantes :

- L'étendue de la dégradation liée au défaut LeTID augmente avec l'augmentation de la température de cuisson maximale [98].
- Le processus de cuisson déclenche la dégradation liée au défaut LeTID [94, 95].
- La durée de vie de départ (avant dégradation) des plaquettes Si-mc augmente considérablement entre des températures de 415 °C et 630 °C, cependant, Elle diminue à mesure que la température augmente encore plus ($T > 630^{\circ}\text{C}$). Bien que nous pensions que l'amélioration initiale de la durée de vie initiale était attribuée à la passivation par l'hydrogène des défauts cristallographiques et des impuretés, la réduction ultérieure ($T > 630^{\circ}\text{C}$) était supposée être uniquement due à la dégradation de la surface [98]. Cependant, dans les travaux de D. Chen, cette réduction a été attribuée à la prés formation de défauts LeTID lors de la cuisson [1].

Une observation supplémentaire qui est associée à la cuisson est l'influence des couches de passivation. Depuis les premières observation du LeTID par K. Ramspeck et al [88], sur des cellules PERC à base de Si-mc, une question importante s'est imposée dans le milieu scientifique: pourquoi LeTID n'a-t-il pas été observé sur les cellules solaires conventionnelles Al-BSF (pour : Aluminum Back Surface Field) ?. Une première réponse à cette question a été donné par F. Fertig [100] et al et K. Krauss et al [101]. Ils ont soulevé la possibilité d'un effet de gettering des impuretés par la couche de l'aluminium, appliquée à l'arrière de la cellule solaire, qui s'est produit [97, 98]. Cependant, la durée au-dessus du point de fusion de l'aluminium pendant la co-cuisson est généralement très courte (<5 s), ce qui limiterait l'efficacité de de gettering des impuretés uniquement à celles qui diffusent très rapidement ou qui sont proches de la face arrière de la cellule [102]. Dans une autre étude de F. Kersten et al, il a observé que LeTID n'était présent que sur les plaquettes Si-mc de type p comportant des couche passivation, lors de la cuisson, suggérant donc une interaction entre la couche de passivation et la masse de Si-mc lors de la cuisson [103]. Nous notons ici que, dans cette étude, la dégradation la plus sévère a été observé dans les plaquettes de Si-mc, sans émetteur n^+ , passivées avec une couche de nitrure ($\text{SiNx} : H$).

II.2.3.2. L'importance du recuit sombre dans l'étude du LeTID

De nombreuses études, impliquant le recuit sombre (dark annealing), ont fourni des informations sur les propriétés et la cinétique du défaut liée au LeTID. Une étude de F. Kersten et al a montré une dégradation des plaquettes de Si-mc passivées avec une couche SiN_x :H lorsqu'elles étaient recuites dans l'obscurité, à 75°C pendant 1000 Heures [103]. En 2017, C. Chan et al a étudié l'influence du recuit à l'obscurité sur la cinétique du LeTID, afin de mieux comprendre la cinétique de ce défaut. Il a observé une évolution de la tension en circuit ouvert V_{OC} des cellules solaires PERC à base de Si-mc, dans l'obscurité [104]. Ainsi, l'auteur a montré que l'augmentation de la température du recuit (de 150°C à 250°C), a comme effet non seulement l'accélération du processus de dégradation, mais aussi le déclenchement d'un processus de récupération [104] (figure II.12.a). Le recuit à l'obscurité s'est présenté comme une méthode alternative pour la détection du LeTID, cela permet d'éviter l'activation d'autres défauts tels que le BO par la lumière [1]. En recuisant les cellules solaires PERC à base de Si-mc pendant 2,5 heures dans l'obscurité à différentes températures, puis en les exposant à un trempage ultérieur à la lumière, C. Chan et al a pu démontrer que le recuit à l'obscurité peut moduler la cinétique du LeTID qui se forme ultérieurement sous éclairage (figure II.12.b) [104].

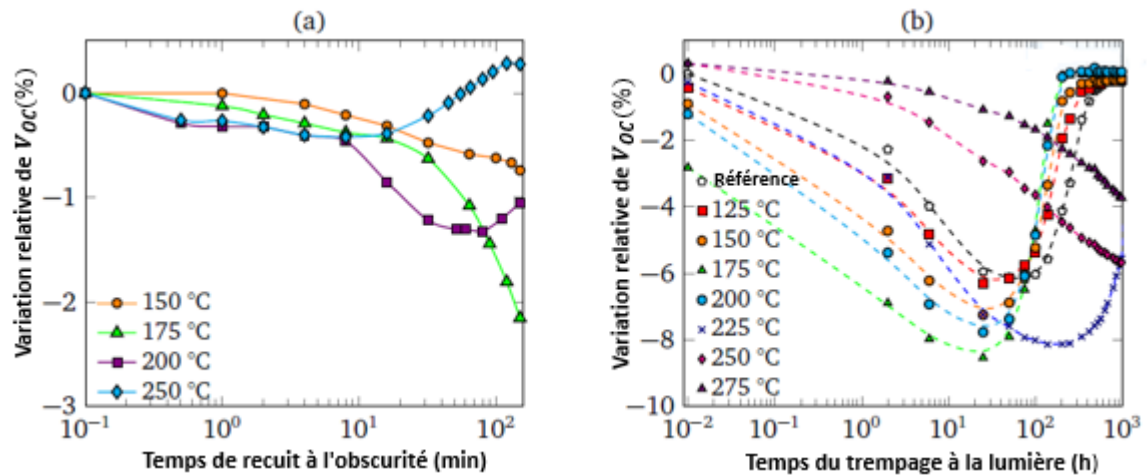


Figure II.12 : (a) Evolution de la tension en circuit ouvert V_{OC} , en fonction du temps de recuit à l'obscurité à différentes températures, (b) évolution de V_{OC} de huit cellules solaires sœurs en fonction du temps du trempage à la lumière (à une température de 75°C et sous une intensité de 1 KWm^{-2}) [104].

Suite à cette démonstration, quatre modes différents ont été identifiés :

- Pour l'échantillon référence : un comportement standard de dégradation et de régénération.

- Pour les échantillons qui ont été recuits à une température inférieure à 200°C : une dégradation accélérée suivie d'une régénération accélérée.
- Pour l'échantillon qui a été recuit à 225°C : Une dégradation accélérée, puis un processus de régénération extrêmement ralenti.
- Pour les échantillons qui ont été recuits à une température supérieure à 250°C : une absence de régénération et une dégradation considérablement ralentie après une durée de 1000 heures de trempage à la lumière [104].

Une autre étude similaire de S. Liu et al en 2018, a montré que en utilisant une température fixe pendant différentes durées, nous pouvons obtenir les quatre mêmes modes [105]. Dans une étude de T. H. Fung et al, il a pu démontrer à son tour que le recuit à l'obscurité peut accélérer la formation subséquente de défaut lors d'un processus secondaire d'exposition à la lumière, indépendamment du moment où le processus de recuit à l'obscurité est appliqué : 1 : avant l'exposition à la lumière, 2) : au point le plus dégradé, 3) : après la régénération (figure II.13.a) [106]. Nous notons ici que le recuit sombre et l'exposition à la lumière ont été réalisés à 232 °C et 122°C, respectivement. En outre, les échantillons ont été exposés à plusieurs itérations de recuit à l'obscurité et d'exposition à la lumière afin de démontrer la reproductibilité de ce processus. Cependant, et contrairement aux cycles réversibles de défauts BO (figure II.13.a), le cycle de LeTID ne semble pas être réversible (figure II.13-b). Après chaque cycle, une réduction de l'étendue maximale des défauts a été constatée, poussant ainsi les auteurs à suggérer l'existence d'un réservoir de précurseurs de défauts qui se vident progressivement grâce au recuit sombre [106].

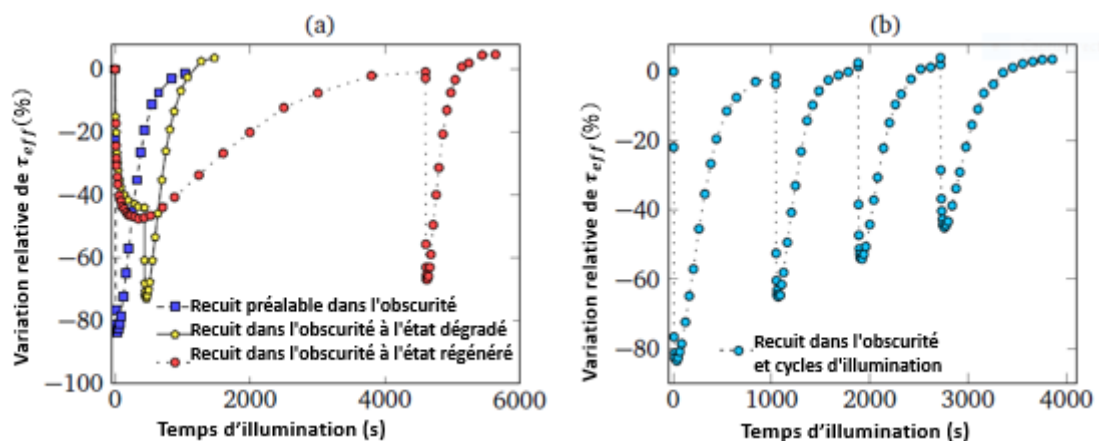


Figure II.13 : La durée de vie effective τ_{eff} en fonction de la durée d'illumination (a) pour des échantillons sœurs de Si-mc, (b) pour un échantillon de Si-mc soumis à des cycles de recuit à l'obscurité - exposition à la lumière [106].

II.2.3.3. À l'origine du LeTID

Les mécanismes sous-jacents de la dégradation induite par la lumière et la température élevée LeTID sont encore inconnus. Dans la littérature, une série de candidats et diverses théories ont été proposés.

II.2.3.3.1. Le rôle des métaux

D. Bredemeier et al a proposé un modèle de défaut constitué de précipités métalliques latents M_p qui sont présents dans le matériau durant sa croissance (figure II.14) [97]. Ces précipités se dissolvent lors des recuits à des températures suffisamment élevées (plus de 650°C), en atomes métalliques interstitiels M_i . Pendant le refroidissement après l'étape de cuisson, les atomes M_i se lient faiblement à une autre impureté X (par exemple : O_i , C_S , N_2 , H , etc.) et forment ainsi des complexes M_iX inactif de recombinaison. Au cours du recuit illuminé, il a été supposé que ce complexe modifie la configuration en un complexe légèrement plus actif de recombinaison M_iX^* [97]. L'observation d'un premier composant à dégradation rapide est alors considérée comme une conséquence de la reconfiguration des complexes M_iX [107], alors que la dégradation à long terme (avec un recuit illuminé continu) peut être causée par la dissolution du complexe, entraînant une forte recombinaison active de l'espèce métallique M_i , ce qui provoque ensuite la dégradation [97]. Le mécanisme de régénération serait alors lié à la diffusion de l'interstitiel mobile M_i au cours du temps à la surface de la plaquette ou à d'éventuels défauts cristallographiques où ils sont piégés et ne provoquent plus de recombinaison significative [97]. Dans une autre étude de D. Bredemeier et al en 2018, en utilisant des plaquettes d'épaisseurs différentes, il a confirmé que la régénération de défaut LeTID pouvait s'expliquer par la diffusion d'une espèce active de recombinaison M_i vers les surfaces des plaquettes [108]. Cela montre que l'épaisseur de l'échantillon a une forte influence sur la régénération car la migration des espèces métalliques vers la surface est plus rapide (Effet gettering efficace) [47]. Le coefficient de diffusion attendu était de l'ordre de $D = (5 \pm 2) \cdot 10^{-11} \text{cm}^2/\text{s}$, à une température de 75°C, correspondant étroitement à ceux du nickel, du cobalt et de l'hydrogène en tant qu'espèces diffusantes. Cependant, il a également été proposé que la diffusion d'hydrogène depuis la surface puisse également conduire à une passivation du défaut [108]. Cependant, dans cette étude un bon accord avec les données mesurées n'a été

obtenu qu'avec une quantité fortement décroissante de complexes M_iX en fonction de l'épaisseur. Une explication possible de ce comportement est le piégeage partiel des atomes M_i à la surface de l'échantillon lors du refroidissement après l'étape de recuit [47].

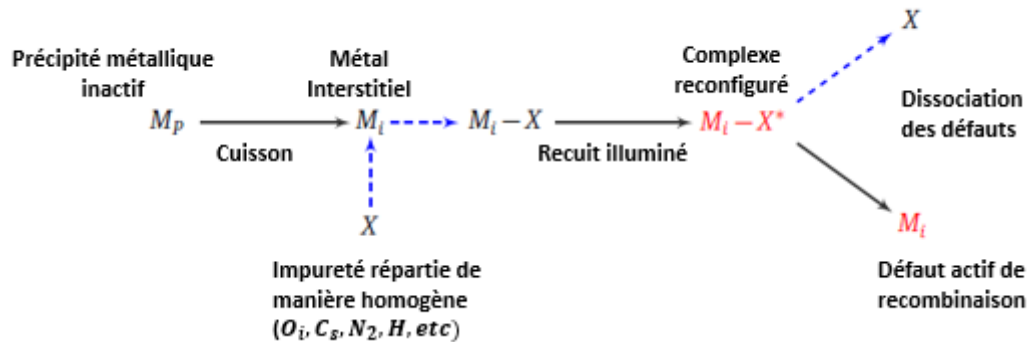


Figure II.14 : Un organigramme simplifié pour l'implication possible d'impuretés métalliques dans LeTID [97].

Dans une étude de W. Kwapil et al, Il a été constaté que la constante de vitesse de dégradation dépend presque linéairement de l'excès de densité de porteurs de charge, impliquant des électrons, durant l'étape de dégradation dans le silicium de type P [93]. Cela suggère un changement d'état de charge de l'un des composants contribuant à la formation des complexes responsables du LeTID. Dans le modèle de défaut précédemment discuté, la dissolution des complexes M_iX pourrait être provoquée par un changement d'état de charge de M_i ou X [47]. Des impuretés métalliques ont été observées dans des échantillons affectés par le LeTID. T Luka et al a signalé la présence de précipités de cuivre (Cu) localisés dans les joints de grains de plaquettes sensibles au LeTID [109]. Dans une autre étude, des précipités riches en nickel Ni ont été observés [110], qui ont par la suite été identifiés dans une étude de H. Deniz et al comme étant des dislocations ou des défauts d'empilement [111]. Cependant, ces observations ne peuvent pas expliquer la nature largement homogène de la dégradation observée à travers les grains de silicium multicristallin Si-mc [112]. Des observations ultérieures ont suggéré une corrélation entre la dégradation LeTID dans les cellules PERC et la distribution de l'aluminium dans un lingot de silicium Cz [113]. Néanmoins, les résultats présentés révèlent également des corrélations linéaires avec le carbone de substitution et une dépendance quadratique avec l'oxygène interstitiel.

II.2.3.3.2. Le rôle de l'hydrogène

Différentes études ont émis des hypothèses sur l'implication de l'hydrogène. Cependant, il existe un éventail d'opinions mitigées concernant le rôle exact de l'hydrogène dans le LeTID. La première hypothèse suggère que l'hydrogène pourrait jouer un rôle dans l'activation du défaut ou être une composante directe du défaut lui-même [95, 100]. À des températures de cuisson plus élevées, davantage d'hydrogène devrait être libéré des films diélectriques dans la masse de silicium, entraînant ainsi une concentration de défauts plus élevée [1]. C. Chan et al a soulevé une explication plausible selon laquelle l'hydrogène pourrait être à la fois la cause de la dégradation et de la régénération, où un atome d'hydrogène pourrait activer un défaut, tandis qu'un deuxième atome pourrait ensuite passiver le défaut [104]. Cependant, cela est en contradiction directe avec la conjecture de K. Nakayashiki et al, selon laquelle l'hydrogène réduit l'activité de recombinaison du défaut [114]. Sous l'éclairage, le changement de l'état de charge d'un défaut passivé par l'hydrogène provoque la dissociation de l'hydrogène, ramenant ainsi le défaut à son état actif de recombinaison. Dans l'obscurité, le retour des niveaux quasi-Fermi vers les bandes de valence ramène les atomes constitutifs à leur état de charge d'origine et l'hydrogène repassive le défaut [114]. Nous notons ici que cela ne prend pas en compte des observations de formation de défauts et de régénération dans des conditions identiques dans l'obscurité. Plusieurs études ont cherché à comprendre l'influence de la teneur en hydrogène dans les couches de passivation sur l'étendue du LeTID. Dans une étude de C. Vargas et al [115], la densité de liaisons (silicium-hydrogène (Si-H) et azote-hydrogène (N-H)) dans divers couches $\text{SiN}_x : \text{H}$, a été mesuré avant et après la cuisson à de nombreuses températures différentes. La fraction d'hydrogène libérée par la suite, reflétée par la diminution des densités de liaisons après la cuisson, a été corrélée à la densité de défauts LeTID [115] (figure II.15.a). Dans une étude similaire de U. Varshney et al [116], l'auteur a observé une augmentation des concentrations maximales de défauts avec l'augmentation des épaisseurs des couches $\text{SiN}_x : \text{H}$ (figure II.15.b), supposant ainsi que des concentrations d'hydrogène plus élevées dans les couches de passivation entraîneraient une introduction plus importante de l'hydrogène en volume [116].

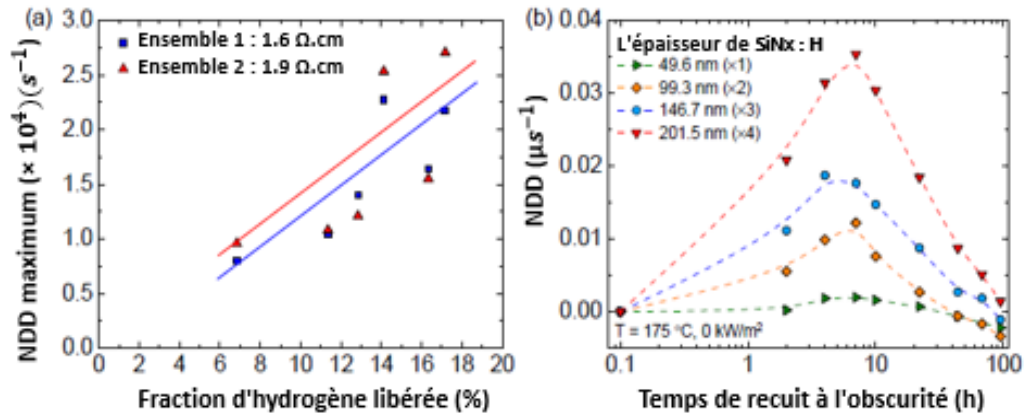


Figure II.15 : (a) La densité de défauts normalisée NDD maximum en fonction de la fraction d'hydrogène libérée pour une température de dépôt $\text{SiN}_x : \text{H}$ de $400 \text{ } ^\circ\text{C}$ sur deux groupes de matériaux Si-mc [115], (b) La densité de défauts normalisée NDD en fonction du temps de recuit à l'obscurité à $175 \text{ } ^\circ\text{C}$ pour des échantillons de Si-mc avec différentes épaisseurs de $\text{SiN}_x : \text{H}$ [116] .

Les hypothèses tirées dans [112] ont été réfutées plus tard dans d'autres études [113, 114]. D. C. Walter et al ont observé que des films ayant une teneur plus élevée en hydrogène ne conduisaient pas nécessairement à une diffusion accrue, en suggérant ainsi que d'autres propriétés des couches de SiN_x pourraient déterminer la quantité d'hydrogène introduite dans la plaquette de silicium [117]. D. Bredemeier et al a par la suite vérifié ces observations [118]. Il a montré que la densité atomique du SiN_x , et non seulement la concentration en hydrogène, influençait grandement l'incorporation d'hydrogène dans le volume et l'étendue de la dégradation LeTID ultérieure [118]. Les films riches en azote ont une structure dense qui interdit la diffusion de l'hydrogène atomique dans la masse de silicium [119]. En revanche, dans des films plus riches en silicium avec des densités de liaison Si-N plus faibles, le film présente une structure plus ouverte qui favorise la diffusion de l'hydrogène atomique [1]. Cependant, à des densités atomiques plus faibles, l'hydrogène a tendance à former des dimères, qui limitent à nouveau la diffusion globale, entraînant une baisse de la concentration globale [118].

II.2.3.3.3. L'implication direct de l'hydrogène

D'autres études ont révélé que l'hydrogène joue un rôle plus direct dans le déclenchement de la dégradation associée au LeTID. En utilisant un plasma d'hydrogène à

distance induit par micro-ondes (MIRHP pour : microwave-induced remote hydrogen plasma) sur des plaquettes de silicium multicristallin Si-mc comme une méthode d'introduction d'hydrogène, M. A. Jensen et al a montré que cela entraînait la formation d'un défaut LeTID [120]. Il a également démontré que la présence d'une source d'hydrogène était essentielle à la dégradation, cependant, le profil de cuisson temps-température n'était pas une nécessité [120]. A son tour, G. Bourret-Sicotte et al a montré une forme similaire de LID pourrait également avoir été activée par un processus de plasma d'hydrogène sur des plaquettes de silicium monocristallin Si-FZ de type p [121]. Cela confirme que pour les échantillons contenant une source alternative d'hydrogène, tel qu'une couche diélectrique hydrogénée $\text{SiN}_x : \text{H}$, le processus de cuisson sert uniquement à introduire l'hydrogène dans la masse, sans activer directement le LeTID [1]. La quantification de l'hydrogène dans le silicium est souvent un défi, principalement en raison des limites de détection des méthodes disponibles. Une approche a été proposée par D. C. Walter qui à utiliser la variation de la résistivité du silicium, causé par la neutralisation des atomes dopants (formation de paires B-H de type p) par l'hydrogène [118, 119], comme métrique pour la quantification de la concentration de l'hydrogène [117]. Cette approche a été utilisé par J. Schmidt et al, montrant ainsi une corrélation corrélations directes entre la concentration d'hydrogène et la concentration de défauts LeTID [124] (la figure II.16).

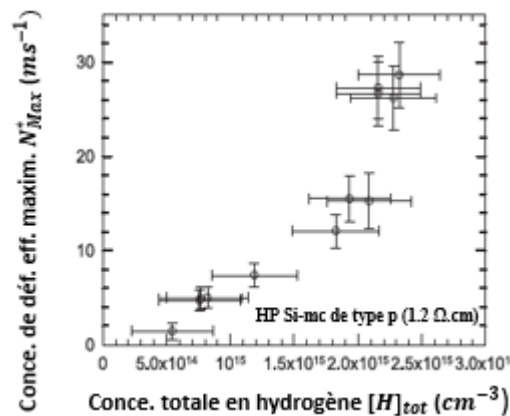


Figure II.16 : La concentrations de défauts effectives maximales N_{Max}^* mesurées sur des plaquettes sœurs en silicium multicristallin haute performance (HP Si-mc). Ces plaquettes étaient revêtues sur les deux surfaces avec des films SiN_x de différents rapports $\text{Si} : \text{N}$ et cuites à 900°C . N_{Max}^* est tracé en fonction de la teneur totale en hydrogène $[H]_{tot}$ mesurée sur des plaquettes de Si-FZ dopées au bore, qui ont été traitées en parallèle avec les tranches de Si-mc [124].

II.2.3.4. Recombinaison induite par l'hydrogène (HIR)

La perspective de l'hydrogène comme cause principale a donné lieu à de nombreuses théories concernant le centre de recombinaison lui-même. En 2018, A. Cisela et al a présenté une hypothèse intéressante, en se basant sur l'idée que des concentrations élevées d'hydrogène pourraient induire provoquer à elles seules une recombinaison [125]. Appelée la recombinaison induite par l'hydrogène (HIR), cette théorie s'appuie sur les travaux de C. Herring et al [126] et C. G. Van de Walle [127].

L'hydrogène présent dans divers semi-conducteurs, y compris le silicium, est de nature amphotère, ce qui signifie qu'il peut se trouver à la fois dans des états positifs et négatifs [128]. C'est un accepteur et un donneur dans le Si de type n et de type p, respectivement [129]. Dans un matériau de type p, l'hydrogène cède son électron et se stabilise sous forme de H^+ . Cependant, les impuretés dopantes qui confèrent au matériau sa nature de type p (par exemple : le bore dans le silicium de type p) sont des accepteurs après avoir créé un trou dans la bande de valence, et elles se trouvent sous forme négative (par exemple : B_5^-) [1]. En plus, le H^+ a tendance à se lier aux dopants de charge opposée et à les neutraliser par les forces d'attraction coulombienne, formant ainsi des complexes neutres tel que le BH^0 dans le cas d'un dopage au bore [130]. Ainsi, le comportement inhérent de l'hydrogène est de s'opposer à la conductivité dominante du matériau dans lequel il se trouve, ce processus est connu sous le nom de « contre-dopage » [1]. Le niveau de fermi E_F se situe en dessous du niveau d'énergie de mid-gap E_M dans le silicium de type p, où la majorité de l'hydrogène agit comme un donneur et occupe un état de charge positif H^+ [129]. Si la concentration en hydrogène augmente jusqu'à un niveau proche de de la concentration du dopage N_A , l'effet de la compensation du dopant devient profond avec un impact significatif sur les concentrations de n et p [1]. La réduction de N_A rapproche alors E_F de la bande de conduction. Lorsque le niveau de fermi E_F atteint et dépasse le niveau d'énergie de transition entre H^+ et H^- , qui se situe à 0,16 eV au-dessus de E_M [126], la probabilité que l'hydrogène se trouve dans l'état accepteur H^- augmente [127]. Se comportant comme un accepteur, le E_F est repoussé vers la bande de valence. L'hydrogène « fixe » ainsi efficacement le niveau de Fermi à l'énergie de transition [127]. À ce niveau d'énergie, la génération de l'hydrogène neutre H^0 est maximisée avec une probabilité égale de s'auto-ioniser en H^- ou H^+ en acceptant ou en donnant un électron, respectivement [126] (Figure II.17). L'hydrogène neutre H^0 est thermodynamiquement instable dans des conditions d'équilibre avec une durée de vie de l'ordre de la nanoseconde [126]. Par

conséquent, afin de maintenir la fraction d'équilibre des états de charge de l'hydrogène, les atomes H^+ et H^- doivent constamment gagner ou perdre des électrons, respectivement, et se transformer en H^0 . La perte simultanée d'un électron ($H^- - e^- \rightarrow H^0$) et d'un trou ($H^+ - h^+ \rightarrow H^0$) par H^- et H^+ fournit les éléments nécessaires à un cas de recombinaison [125]. Dans cette partie nous nous sommes juste intéressés au silicium de type p, qui est utilisé dans notre thèse. La théorie derrière la compensation des dopants par l'hydrogène et ses effets sur le niveau d'énergie de Fermi E_F dans divers matériaux semi-conducteurs est détaillée dans la référence [127].

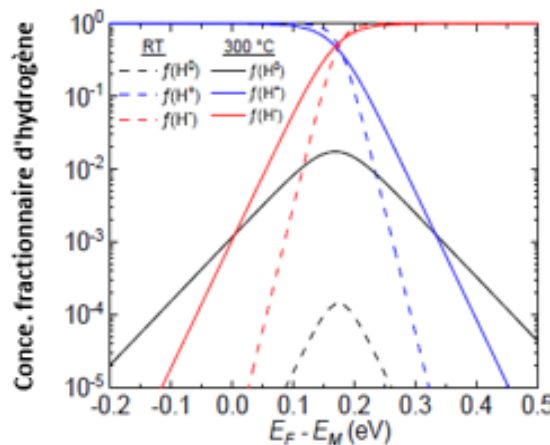


Figure II.17 : Concentration fractionnaire des états de charge d'hydrogène en fonction de la position du niveau de Fermi à température ambiante et à 300 °C [126].

II.2.3.5. Propriétés de recombinaison des défauts LeTID

L'identification d'un défaut spécifique dans le silicium cristallin peut parfois être délicate. Néanmoins, certains défauts peuvent être distinctement identifiés grâce à diverses techniques de caractérisation telles que la spectroscopie de durée de vie dépendante de l'injection (injection-dependent lifetime spectroscopy (IDLS)) ou la spectroscopie de durée de vie dépendante de la température et de l'injection (temperature- and injection-dependent lifetime spectroscopy (TIDLS)) [131]. En particulier, Un ajustement de la durée de vie liée au modèle de Shockley-Read-Hall (SRH), isolé des effets des composants intrinsèques et de surface, peut fournir le rapport des sections efficaces de capture k d'un défaut spécifique [1]. La capacité de corréler la durée de vie SRH à un défaut spécifique nécessite une base de données précise des propriétés des défauts [1], or le défaut LeTID n'a pas été caractérisé et ces mécanismes sous-jacents sont encore sujets à débat scientifique. Généralement, pour un défaut de niveau très profond, l'espace de solution forme un plateau sur une plage de

niveaux d'énergie qui englobe le niveau d'énergie du milieu de bande (midgap) [1]. Si le niveau d'énergie d'un tel défaut est inconnu, il est possible de supposer qu'une large gamme de niveaux d'énergie de défauts suffisamment éloignés des bords de bande se comportera collectivement comme un défaut situé au milieu de bande [1]. Dans ce cas, un niveau d'énergie situé au milieu de bande peut être une hypothèse raisonnable pour l'extraction de la valeur k du défaut [25]. En se basant sur cette compréhension, une méthode simple d'évaluation de la qualité d'ajustement en supposant un défaut au niveau du milieu de bande peut être utilisée, cela permet d'évaluer si des échantillons expérimentaux contiennent ou non du LeTID [25]. Au sein d'une plaquette de silicium, Le défaut LeTID présente un comportement inhomogène. Dans le multicristallin Si-mc, une variation de la dégradation entre les régions intra-grain et les joints de grains a été observée [112]. Cependant, une dégradation qui varie radialement a été observé dans plaquettes monocristallin Si-Fz [112]. Les valeurs des rapports de section efficace k et les niveaux d'énergie E_t pour le défaut LeTID, pour de différentes littératures utilisant différents types de plaquettes, sont rassemblés dans le tableau II.4.

Tableau II.4. Liste des rapports de sections efficaces de capture et des niveaux d'énergie des défauts mesurés pour LeTID sur divers matériaux Si.

k	E_t	Plaquette	Référence
28,5	$-0.26 \text{ eV} < E_t - E_i < 0.24 \text{ eV}$	Si-mc (type p)	[114]
$26 < k < 36$	$-0.27 \text{ eV} < E_t - E_i < 0.13 \text{ eV}$	Si-mc (type p)	[132]
26	$-0.31 \text{ eV} < E_t - E_i < 0.19 \text{ eV}$	Si-FZ (type p)	[133]
$18 < k < 22$	/	Si-FZ (type p)	[134]
$34 < k < 38$	/	Si-Cz (type p)	[135]

Le tableau II.5 résume les énergies d'activation thermique E_{gen} et d'annihilation E_{ann} du défaut LeTID. Les études ont révélé des valeurs d'énergie d'activation de dégradation différentes.

Tableau II.5. Liste des énergies d'activation et d'annihilation de réactions liées à la dégradation induite par la lumière et la température élevée (LeTID) dans différentes conditions d'essai.

$E_{gen, LeTID} \text{ (eV)}$	$E_{ann, LeTID} \text{ (eV)}$	Conditions d'essai	Référence
1.08 ± 0.05	1.11 ± 0.04	Pas d'illumination	[136]
0.89 ± 0.04	/	0.5 sun	[107]
0.78 ± 0.05	0.70 ± 0.04	14.6 Kw/m ²	[137]
0.62 ± 0.09	0.78 ± 0.08	74.5 Kw/m ²	[137]

De nombreuses études ont mené des expériences sur le LeTID dans différentes conditions. Bien que des tests dans une plage de basses températures, inférieures à 80 °C, puissent mieux refléter les conditions de fonctionnement réelles, la durée de dégradation peut dépasser 1 000 heures pour observer le cycle complet de dégradation et de récupération (annihilation) [104]. Tester dans de telles conditions à long terme n'est donc pas vraiment pratique. Afin d'accélérer les réactions LeTID, des températures plus élevées [138] et différentes intensités lumineuses [98] ont été appliquées. Dans ces conditions accélérées, la dégradation maximale peut se produire en seulement 10 secondes [9], permettant ainsi de comparer la dégradation entre différents échantillons ayant subi des pré-traitements variés, et ce, dans un délai beaucoup plus court que celui requis par l'approche standard de dégradation.

II.2.3.6. Stratégies d'atténuation du défaut LeTID

LeTID est problématique non seulement à cause de la perte d'efficacité de conversion, mais aussi à cause de ses longues durées de formation et de régénération dans des conditions standards. Par conséquent, l'industrie photovoltaïque s'est focalisée sur la recherche de méthodes pour atténuer, supprimer ou éviter ce défaut afin de réduire le coût de l'énergie.

Dans ces travaux, R. Eberle et al a observé que la réduction de la température de cuisson diminue proportionnellement la dégradation liée au LeTID [99]. Il a observé aussi une forte diminution du LeTID en utilisant un processeur thermique rapide (RTP) avec une vitesse de refroidissement plus lente, attribuant ce résultat soit à la fixation thermique d'impuretés, soit à un épanchement d'hydrogène [99]. Cependant, un tel procédé serait extrêmement difficile à mettre en œuvre étant donné les exigences plus strictes en matière de températures de métallisation par contact avec l'argent [1]. A son tour, C. E. Chan et al a proposé deux procédés supplémentaires [98]. Le premier consiste à appliquer un processus de recuisson sur des cellules solaires finies à des températures supérieures à 480 °C [98]. Dans cette étude, la température de recuisson de 660 °C a été identifiée comme la plus efficace pour réduire LeTID (diminuant la perte relative de - 12,6 % à - 4,3 %) [98]. Le deuxième procédé s'est appuyé sur les travaux de D. N. R. Payne et al [139], où les cellules solaires sont exposées à des températures relativement basses (140 °C – 320 °C) sous une illumination intense (44,8 kW/m²) à l'aide d'un laser, ce qui accélère efficacement le

processus de dégradation et de régénération [139]. Une combinaison des deux approches - recuisson et stabilisation par laser - a montré des résultats prometteurs avec une dégradation relative du V_{OC} de moins de 0,1 % observée après 480 heures de test [98]. Une autre étude de A. Zuschlag [140], qui se base sur les théories selon lesquelles les impuretés métalliques seraient à l'origine du LeTID, a montré une réduction de LeTID [140]. Dans cette étude, un processus de gettering par diffusion de phosphore (PDG) et d'élimination de l'émetteur a été appliqué, les plaquettes de Si-mc sont ensuite passivées et cuites [140].

Des méthodes nouvelles, qui se basent sur le rôle de l'hydrogène dans la dégradation, pour atténuer LeTID ont été développées. Une première méthode évidente consiste à réduire soit la concentration globale de l'hydrogène présente dans les couches de passivation, soit à réduire l'épanchement d'hydrogène de ces couches dans la masse de Silicium [1]. Pour cela, l'ajustement de la composition [115], de l'épaisseur [116] et de la stœchiométrie [118] de la couche $SiN_x:H$, peut être utilisé pour réduire la concentration de l'hydrogène dans la masse lors de la cuisson. D. Bredemeier et al a observé qu'un indice de réfraction (IR) de la couche SiN_x de 1,9 présentait le plus faible afflux d'hydrogène, tandis qu'un $IR > 3$ entraînait également une réduction du LeTID [118]. Cependant, en ajustant ces couches, un impact subséquent sur les performances électriques et optiques des cellules solaires pourrait avoir lieu. Les variations d'épaisseur du diélectrique peuvent réduire les comportements antireflets pour certaines longueurs d'onde de lumière [1]. Les couches riches en silicium SiN_x (indice de réfraction IR élevé), bien qu'elles puissent offrir une meilleure passivation de surface, elles sont généralement absorbantes dans les gammes de longueurs d'onde courtes et moyennes, entraînant des pertes parasites [141]. Une deuxième méthode, qui consiste à éviter d'ajuster les couches SiN_x , a été proposée par U. Varshney et al [142]. Dans cette étude, une couche mince de Al_2O_3 a été déposée par dépôt de couches atomiques (ALD) sous la couche de passivation SiN_x afin de l'utiliser comme une barrière à la diffusion de l'hydrogène dans la masse de silicium. Les résultats ont montré une réduction des concentrations de défauts liés au LeTID, suggérant ainsi que la couche Al_2O_3 empêchait l'hydrogène de pénétrer dans la masse de silicium [142]. Nous pourrions aussi interpréter cette réduction par les capacités de gettering de la couche Al_2O_3 [143], étant donné les résultats montrant que le gettering peut contribuer à réduire la dégradation due au LeTID [140].

En se basant sur les travaux de R. Eberle et al [99], C. Sen et al a observé que le budget thermique global joue un rôle crucial, surtout lors des traitements de recuit post-cuisson de longue durée [138]. Il a été supposé que le recuit permettrait soit d'améliorer la passivation des défauts en volume par l'hydrogène, soit faire migrer l'excès d'hydrogène responsable du LeTID hors du matériau [138]. Un traitement à température réduite a montré son efficacité sur des plaquettes Si-mc cuites avec différents profils de temps et de température ($350\text{ °C} < T < 500\text{ °C}$, $5\text{ s} < t < 600\text{ s}$), mais ces procédures pourraient nuire à la résistance de contact [133, 134]. C. Sen et al a proposé d'introduire un recuit avant la métallisation par contact pour remédier au problème, en utilisant des conditions de traitement thermique à 750 °C pendant 1 minute [138]. Les auteurs ont réussi à supprimer complètement le LeTID, même cela a entraîné une diminution de l'efficacité initiale [138]. Bien que des recherches soient nécessaires pour atténuer le LeTID en réduisant la concentration d'hydrogène dans le volume, il est important de noter les effets négatifs potentiels de ces méthodes. L'hydrogène est essentiel pour la passivation des défauts en volume, tels que le bore-oxygène BO. S. Wilking et al a montré que le taux de régénération du défaut BO dépendait de la concentration d'effusion d'hydrogène à partir des couches de passivation SiN_x [33]. En plus, S. Wilking et al a observé que en réduisant les températures de cuisson et donc la quantité d'hydrogène introduite dans le volume de silicium, cela allonge significativement la durée de régénération nécessaire pour le BO [146]. Une réduction de la concentration en hydrogène peut diminuer l'efficacité des techniques commerciales de prévention des LID tel que la LID liée au défaut BO, d'où la nécessité de trouver un équilibre entre des niveaux suffisants pour la passivation efficace et l'élimination de l'excès qui peut causer la LeTID.

I.3. Conclusion

Ce chapitre a présenté un état de l'art des mécanismes de dégradation du silicium dans les cellules photovoltaïques, mettant en lumière les principales recherches et avancées dans ce domaine. Les interactions entre les porteurs de charge, les défauts de bore et de fer, ainsi que les effets des températures élevées et de l'hydrogène, illustrent la complexité des phénomènes de dégradation. En synthétisant les connaissances actuelles sur ces mécanismes, ce chapitre offre un aperçu essentiel pour mieux appréhender les défis liés à la durabilité des technologies photovoltaïques et ouvre la voie à des solutions susceptibles d'améliorer leur fiabilité.

Références chapitre II

- [1] D. Chen, « Elucidating the Mechanics Behind Light- and Elevated Temperature Induced Degradation in Silicon Solar Cells », Unpublished, 2020. Consulté le: 27 janvier 2024. [En ligne]. Disponible sur: <http://rgdoi.net/10.13140/RG.2.2.10653.33762>
- [2] J. Broisch, J. Schmidt, J. Haunschild, et S. Rein, « UMG n-type Cz-silicon: Influencing Factors of the Light-induced Degradation and its Suitability for PV Production », *Energy Procedia*, vol. 55, p. 526-532, janv. 2014, doi: 10.1016/j.egypro.2014.08.019.
- [3] S. W. Glunz, S. Rein, J. Y. Lee, et W. Warta, « Minority carrier lifetime degradation in boron-doped Czochralski silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 90, n° 5, p. 2397-2404, 2001, Consulté le: 24 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/jap/article/90/5/2397/3155809>
- [4] D. N. Payne *et al.*, « Rapid passivation of carrier-induced defects in p-type multi-crystalline silicon », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 158, p. 102-106, 2016, Consulté le: 24 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927024816301234>
- [5] J. Schmidt, « Light-Induced Degradation in Crystalline Silicon Solar Cells », *Diffus. Defect Data PtB Solid State Phenom.*, vol. 95, p. 187, sept. 2003, doi: 10.4028/www.scientific.net/SSP.95-96.187.
- [6] H. Fischer, « Investigation of photon and thermal changes in silicon solar cells », in *Conference Record of the 10th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 1973*, 1973, Consulté le: 24 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://cir.nii.ac.jp/crid/1571417125128588416>
- [7] J. Schmidt, B. Lim, D. Walter, S. Gatz, T. Dullweber, et P. Altermatt, « Impurity-Related Limitations of Next-Generation Industrial Silicon Solar Cells », *IEEE J. Photovolt.*, vol. 3, p. 114, juin 2013, doi: 10.1109/JPHOTOV.2012.2210030.
- [8] A. Herguth, G. Schubert, M. Kaes, et G. Hahn, *A New Approach to Prevent the Negative Impact of the Metastable Defect in Boron Doped CZ Silicon Solar Cells*, vol. 1. 2006, p. 943. doi: 10.1109/WCPEC.2006.279611.
- [9] M. Kim, « Understanding the mechanisms of light-induced degradation in crystalline silicon », 2020.
- [10] J. Schmidt, A. G. Aberle, et R. Hezel, « Investigation of carrier lifetime instabilities in Cz-grown silicon », in *Conference Record of the Twenty Sixth IEEE Photovoltaic Specialists Conference-1997*, IEEE, 1997, p. 13-18. Consulté le: 24 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://ieeexplore.ieee.org/abstract/document/653914/>
- [11] M. Kim, M. Abbott, N. Nampalli, S. Wenham, B. Stefani, et B. Hallam, « Modulating the extent of fast and slow boron-oxygen related degradation in Czochralski silicon by thermal annealing: Evidence of a single defect », *J. Appl. Phys.*, vol. 121, n° 5, p. 053106, févr. 2017, doi: 10.1063/1.4975685.
- [12] B. J. Hallam *et al.*, « Advanced Hydrogenation of Dislocation Clusters and Boron-oxygen Defects in Silicon Solar Cells », *Energy Procedia*, vol. 77, p. 799-809, août 2015, doi: 10.1016/j.egypro.2015.07.113.
- [13] K. Bothe et J. Schmidt, « Electronically activated boron-oxygen-related recombination centers in crystalline silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 99, n° 1, 2006, Consulté le: 25 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/jap/article-abstract/99/1/013701/922881>
- [14] J. D. Murphy, K. Bothe, R. Krain, V. V. Voronkov, et R. J. Falster, « Parameterisation of injection-dependent lifetime measurements in semiconductors in terms of Shockley-Read-Hall statistics: An application to oxide precipitates in silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 111, n° 11, 2012, Consulté le: 25 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/jap/article/111/11/113709/897173>
- [15] V. V. Voronkov, R. J. Falster, B. Lim, et J. Schmidt, « (Invited) Boron-Oxygen Related Lifetime Degradation in p-type and n-type Silicon », *ECS Trans.*, vol. 50, n° 5, p. 123, mars 2013, doi: 10.1149/05005.0123ecst.
- [16] V. V. Voronkov et R. Falster, « Light-Induced Boron-Oxygen Recombination Centres in Silicon: Understanding their Formation and Elimination », *Solid State Phenom.*, vol. 205-206, p. 3-14, 2014, doi: 10.4028/www.scientific.net/SSP.205-206.3.
- [17] V. V. Voronkov et R. Falster, « Latent complexes of interstitial boron and oxygen dimers as a reason for degradation of silicon-based solar cells », *J. Appl. Phys.*, vol. 107, n° 5, 2010, Consulté le: 25 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/jap/article/107/5/053509/905891>
- [18] D. Walter, B. Lim, V. Voronkov, R. Falster, et J. Schmidt, « Effect of rapid thermal annealing on recombination centres in boron-doped Czochralski-grown silicon », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 104, p. 042111, janv. 2014, doi: 10.1063/1.4863674].

- [19] N. Nampalli *et al.*, « Multiple pathways for permanent deactivation of boron-oxygen defects in p-type silicon », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 173, p. 12-17, déc. 2017, doi: 10.1016/j.solmat.2017.06.041.
- [20] B. Hallam, M. Abbott, T. Nærland, et S. Wenham, « Fast and slow lifetime degradation in boron-doped Czochralski silicon described by a single defect », *Phys. Status Solidi RRL – Rapid Res. Lett.*, vol. 10, n° 7, p. 520-524, 2016, doi: 10.1002/pssr.201600096.
- [21] B. Hallam *et al.*, « Recent insights into boron-oxygen related degradation: Evidence of a single defect », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 173, juill. 2017, doi: 10.1016/j.solmat.2017.06.038.
- [22] T. Niewelt, S. Mägdefessel, et M. Schubert, « Fast in-situ photoluminescence analysis for a recombination parameterization of the fast BO defect component in silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 120, p. 085705, août 2016, doi: 10.1063/1.4961423.
- [23] V. Voronkov et R. Falster, « The nature of boron-oxygen lifetime-degrading centres in silicon », *Phys. Status Solidi C*, vol. 13, n° 10-12, p. 712-717, 2016, doi: 10.1002/pssc.201600016.
- [24] T. Niewelt, J. Schön, J. Broisch, W. Warta, et M. Schubert, « Electrical characterization of the slow boron oxygen defect component in Czochralski silicon », *Phys. Status Solidi RRL – Rapid Res. Lett.*, vol. 9, n° 12, p. 692-696, 2015, doi: 10.1002/pssr.201510357.
- [25] N. Nampalli, T. H. Fung, S. Wenham, B. Hallam, et M. Abbott, « Statistical analysis of recombination properties of the boron-oxygen defect in p-type Czochralski silicon », *Front. Energy*, vol. 11, n° 1, p. 4-22, mars 2017, doi: 10.1007/s11708-016-0442-6.
- [26] V. Voronkov et R. Falster, « Permanent deactivation of boron-oxygen recombination centres in silicon: Permanent deactivation of B-O recombination centres in Si », *Phys. Status Solidi B*, vol. 253, n° 9, p. 1721-1728, sept. 2016, doi: 10.1002/pssb.201600082.
- [27] V. V. Voronkov, R. Falster, K. Bothe, B. Lim, et J. Schmidt, « Lifetime-degrading boron-oxygen centres in p-type and n-type compensated silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 110, n° 6, 2011, Consulté le: 26 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/jap/article-abstract/110/6/063515/151104>
- [28] N. Nampalli, B. Hallam, C. Chan, M. Abbott, et S. Wenham, « Evidence for the role of hydrogen in the stabilization of minority carrier lifetime in boron-doped Czochralski silicon », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 106, p. 173501, avr. 2015, doi: 10.1063/1.4919385.
- [29] B. Hallam *et al.*, « Hydrogen Passivation of B-O Defects in Czochralski Silicon », *Energy Procedia*, vol. 38, p. 561-570, déc. 2013, doi: 10.1016/j.egypro.2013.07.317.
- [30] S. Wilking, A. Herguth, et G. Hahn, « Influence of hydrogenated passivation layers on the regeneration of boron-oxygen related defects », *Energy Procedia*, vol. 38, p. 642-648, 2013, Consulté le: 26 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1876610213014148>
- [31] S. Wilking, C. Beckh, S. Ebert, A. Herguth, et G. Hahn, « Influence of bound hydrogen states on BO-regeneration kinetics and consequences for high-speed regeneration processes », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 131, p. 2-8, 2014, Consulté le: 26 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927024814003365>
- [32] K. A. Münzer, « Hydrogenated silicon nitride for regeneration of light induced degradation », in *Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference*, 2009, p. 1558-1561.
- [33] S. Wilking, S. Ebert, A. Herguth, et G. Hahn, « Influence of hydrogen effusion from hydrogenated silicon nitride layers on the regeneration of boron-oxygen related defects in crystalline silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 114, n° 19, p. 194512, nov. 2013, doi: 10.1063/1.4833243.
- [34] S. Wilking, J. Engelhardt, S. Ebert, C. Beckh, A. Herguth, et G. Hahn, « High Speed Regeneration of BO-Defects : Improving Long-Term Solar Cell Performance within Seconds », 2014, Consulté le: 26 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <http://kops.uni-konstanz.de/handle/123456789/29813>
- [35] V. Steckenreiter, D. C. Walter, et J. Schmidt, « Two-stage permanent deactivation of the boron-oxygen-related recombination center in crystalline silicon », *Energy Procedia*, vol. 124, p. 799-805, 2017, Consulté le: 26 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1876610217343333>
- [36] L. Helmich, D. C. Walter, D. Bredemeier, R. Falster, V. V. Voronkov, et J. Schmidt, « In-situ characterization of electron-assisted regeneration of Cz-Si solar cells », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 185, p. 283-286, 2018, Consulté le: 26 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927024818302423>
- [37] D. Walter, L. Helmich, D. Bredemeier, R. Falster, V. Voronkov, et J. Schmidt, *Lifetime evolution during regeneration in boron-doped Czochralski-silicon*. 2018. doi: 10.4229/35thEUPVSEC20182018-2AV.1.29.
- [38] B. Hallam *et al.*, « Rapid mitigation of carrier-induced degradation in commercial silicon solar cells », *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 56, p. 08MB13, août 2017, doi: 10.7567/JJAP.56.08MB13.

- [39] P. Hamer, B. Hallam, S. Wenham, et M. Abbott, « Manipulation of hydrogen charge states for passivation of P-type wafers in photovoltaics », *IEEE J. Photovolt.*, vol. 4, n° 5, p. 1252-1260, 2014, Consulté le: 26 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://ieeexplore.ieee.org/abstract/document/6871274/>
- [40] M. Gläser et D. Lausch, « Towards a quantitative model for BO regeneration by means of charge state control of hydrogen », *Energy Procedia*, vol. 77, p. 592-598, 2015, Consulté le: 26 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S187661021500853X>
- [41] P. Hamer, B. Hallam, M. Abbott, et S. Wenham, « Accelerated formation of the boron–oxygen complex in p-type Czochralski silicon », *Phys. Status Solidi RRL – Rapid Res. Lett.*, vol. 9, n° 5, p. 297-300, mai 2015, doi: 10.1002/pssr.201510064.
- [42] B. Hallam, M. Abbott, N. Nampalli, P. Hamer, et S. Wenham, « Influence of the formation-and passivation rate of boron-oxygen defects for mitigating carrier-induced degradation in silicon within a hydrogen-based model », *J. Appl. Phys.*, vol. 119, n° 6, 2016, Consulté le: 26 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/jap/article-abstract/119/6/065701/142609>
- [43] S. M. Kim *et al.*, « Light-induced degradation and metastable-state recovery with reaction kinetics modeling in boron-doped Czochralski silicon solar cells », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 105, n° 8, 2014, Consulté le: 26 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/apl/article/105/8/083509/1078123>
- [44] B. Hallam *et al.*, « Direct transitions between states A and C in the boron-oxygen defect system—Fact or fiction? », in *2016 IEEE 43rd Photovoltaic Specialists Conference (PVSC)*, IEEE, 2016, p. 2430-2433. Consulté le: 26 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://ieeexplore.ieee.org/abstract/document/7750078/>
- [45] A. Herguth et B. Hallam, « A generalized model for boron-oxygen related light-induced degradation in crystalline silicon », in *AIP Conference Proceedings*, AIP Publishing, 2018. Consulté le: 27 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/acp/article-abstract/1999/1/130006/727591>
- [46] D. C. Walter, R. Falster, V. V. Voronkov, et J. Schmidt, « On the equilibrium concentration of boron-oxygen defects in crystalline silicon », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 173, p. 33-36, 2017, Consulté le: 27 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927024817303483>
- [47] A. MOHAMMED KRARROUBI, « Effet du gettering sur les mécanismes de dégradation/régénération induite par injection de porteurs de charges sur les performances des cellules solaires à base de silicium type-p », Centre de Recherche en Technologie des Semi-conducteurs pour l’Énergétique CRTSE, Alger, rapport de confirmation, oct. 2021.
- [48] J. Schmidt et A. Cuevas, « Electronic properties of light-induced recombination centers in boron-doped Czochralski silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 86, n° 6, p. 3175-3180, 1999, Consulté le: 27 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/jap/article-abstract/86/6/3175/179850>
- [49] J. Schmidt, K. Bothe, et R. Hezel, « Oxygen-related minority-carrier trapping centers in p-type Czochralski silicon », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 80, n° 23, p. 4395-4397, 2002, Consulté le: 27 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/apl/article-abstract/80/23/4395/511986>
- [50] J. Lindroos et H. Savin, « Review of light-induced degradation in crystalline silicon solar cells », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 147, p. 115-126, 2016.
- [51] Y. Kouhlane, « Effet du traitement thermique rapide sur les complexes Bore Oxygène et leurs défauts reliés dans le silicium Cz type p », Centre de Recherche en Technologie des Semi-conducteurs pour l’Énergétique CRTSE, Alger, mai 2015.
- [52] B. Lim, A. Liu, F. Rougieux, D. Macdonald, et J. Schmidt, *BORON-OXYGEN-RELATED RECOMBINATION CENTERS IN COMPENSATED SILICON*. 2010.
- [53] A. A. Istratov, H. Hieslmair, et E. R. Weber, « Iron and its complexes in silicon », *Appl. Phys. A*, vol. 69, n° 1, p. 13-44, juill. 1999, doi: 10.1007/s003390050968.
- [54] B. Lim, K. Bothe, et J. Schmidt, « Impact of oxygen on the permanent deactivation of boron–oxygen-related recombination centers in crystalline silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 107, n° 12, 2010, Consulté le: 27 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/jap/article/107/12/123707/146844>
- [55] A. M. Ciesla *et al.*, « Modeling Boron–Oxygen Degradation and Self-Repairing Silicon PV Modules in the Field », *IEEE J. Photovolt.*, vol. 10, n° 1, p. 28-40, janv. 2020, doi: 10.1109/JPHOTOV.2019.2945161.
- [56] P. Hamer *et al.*, « Boron-Oxygen Defect Formation Rates and Activity at Elevated Temperatures », *Energy Procedia*, vol. 92, p. 791-800, août 2016, doi: 10.1016/j.egypro.2016.07.070.
- [57] A. Graf, A. Herguth, et G. Hahn, « Investigation on the dependence of degradation rate on hole concentration during boron-oxygen related light-induced degradation in crystalline silicon », *AIP Adv.*, vol. 8, n° 8, p. 085219, août 2018, doi: 10.1063/1.5047084.

- [58] B. Hallam *et al.*, « Modelling Kinetics of the Boron-Oxygen Defect System », *Energy Procedia*, vol. 92, p. 42-51, août 2016, doi: 10.1016/j.egypro.2016.07.008.
- [59] Y. Wu, X. Yu, P. Chen, X. Chen, et D. Yang, « Generation kinetics of boron-oxygen complexes in p-type compensated c-Si », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 104, n° 10, 2014, Consulté le: 28 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/apl/article-abstract/104/10/102108/130207>
- [60] M. Abbott *et al.*, *Iron contamination in silicon solar cell production environments*. 2014, p. 3484. doi: 10.1109/PVSC.2014.6925681.
- [61] A. A. Istratov, H. Hieslmair, et E. R. Weber, « Iron contamination in silicon technology », *Appl. Phys. A*, vol. 70, n° 5, p. 489-534, mai 2000, doi: 10.1007/s003390051074.
- [62] B. Hallam *et al.*, « The role of hydrogenation and gettering in enhancing the efficiency of next-generation Si solar cells: An industrial perspective », *Phys. Status Solidi A*, vol. 214, juin 2017, doi: 10.1002/pssa.201700305.
- [63] A. Istratov *et al.*, « Metal Content of Multicrystalline Silicon for Solar Cells and its Impact on Minority Carrier Diffusion Length », *J. Appl. Phys.*, vol. 94, p. 6552-6559, nov. 2003, doi: 10.1063/1.1618912.
- [64] J. H. Reiss, R. R. King, et K. W. Mitchell, « Characterization of diffusion length degradation in Czochralski silicon solar cells », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 68, n° 23, p. 3302-3304, 1996, Consulté le: 28 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/apl/article-abstract/68/23/3302/65539>
- [65] J. E. Birkholz, K. Bothe, D. Macdonald, et J. Schmidt, « Electronic properties of iron-boron pairs in crystalline silicon by temperature- and injection-level-dependent lifetime measurements », *J. Appl. Phys.*, vol. 97, n° 10, p. 103708, mai 2005, doi: 10.1063/1.1897489.
- [66] M. Green, « The Path to 25% Silicon Solar Cell Efficiency: History of Silicon Cell Evolution », *Prog. Photovolt. Res.*, vol. 17, p. 183-189, mai 2009, doi: 10.1002/pip.892.
- [67] S. Rein et S. W. Glunz, « Electronic properties of interstitial iron and iron-boron pairs determined by means of advanced lifetime spectroscopy », *J. Appl. Phys.*, vol. 98, n° 11, p. 113711, déc. 2005, doi: 10.1063/1.2106017.
- [68] M. Suezawa et K. Sumino, « Generation and Dissociation of Iron-Boron Pairs in Silicon », *MRS Online Proc. Libr.*, vol. 163, n° 1, p. 233-238, déc. 1989, doi: 10.1557/PROC-163-233.
- [69] G. Zoth et W. Bergholz, « A fast, preparation-free method to detect iron in silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 67, n° 11, p. 6764-6771, juin 1990, doi: 10.1063/1.345063.
- [70] X. Zhu, X. Yu, X. Li, P. Wang, et D. Yang, « Quantification of characteristic parameters for the dissociation kinetics of iron-boron pairs in Czochralski silicon », *Scr. Mater.*, vol. 64, n° 3, p. 217-220, févr. 2011, doi: 10.1016/j.scriptamat.2010.10.021.
- [71] C. S. T. P. IEC, « Modules—Design Qualification and Type Approval ». IEC, Geneva, 2005.
- [72] B. M. Damiani, *Investigation of light induced degradation in promising photovoltaic grade silicon and development of porous silicon anti-reflection coating for silicon solar cells*. Georgia Institute of Technology, 2004. Consulté le: 28 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://search.proquest.com/openview/264b303471fce3c164ba8e1f7cfbcb22/1?pq-origsite=gscholar&cbl=18750&diss=y>
- [73] N. Khelifati, « Etude expérimentale et théorique du getting étendu du chrome (Cr) et du fer (Fe) par source liquide POCl₃ sur le silicium multicristallin », Centre de Recherche en Technologie des Semi-conducteurs pour l'Energétique CRTSE, Alger, rapport de confirmation, 2010.
- [74] D. Macdonald, T. Roth, P. Deenapanray, P. Pohl, et J. Schmidt, « Formation rates of iron-acceptor pairs in crystalline silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 98, p. 083509, oct. 2005, doi: 10.1063/1.2102071.
- [75] D. H. Macdonald, L. J. Geerligs, et A. Azzizi, « Iron detection in crystalline silicon by carrier lifetime measurements for arbitrary injection and doping », *J. Appl. Phys.*, vol. 95, n° 3, p. 1021-1028, févr. 2004, doi: 10.1063/1.1637136.
- [76] L. C. Kimerling et J. L. Benton, « Electronically controlled reactions of interstitial iron in silicon », *Phys. BC*, vol. 116, n° 1, p. 297-300, févr. 1983, doi: 10.1016/0378-4363(83)90263-2.
- [77] K. Lauer, C. Möller, D. Debbih, M. Auge, et D. Schulze, « Determination of Activation Energy of the Iron Acceptor Pair Association and Dissociation Reaction », *Solid State Phenom.*, vol. 242, p. 230-235, 2016, doi: 10.4028/www.scientific.net/SSP.242.230.
- [78] R. N. Hall, « Electron-Hole Recombination in Germanium », *Phys. Rev.*, vol. 87, n° 2, p. 387-387, juill. 1952, doi: 10.1103/PhysRev.87.387.
- [79] W. Shockley et W. T. Read, « Statistics of the Recombinations of Holes and Electrons », *Phys. Rev.*, vol. 87, n° 5, p. 835-842, sept. 1952, doi: 10.1103/PhysRev.87.835.

- [80] D. Macdonald, T. Roth, P. N. K. Deenapanray, T. Trupke, et R. A. Bardos, « Doping dependence of the carrier lifetime crossover point upon dissociation of iron-boron pairs in crystalline silicon », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 89, n° 14, p. 142107, oct. 2006, doi: 10.1063/1.2358126.
- [81] D. Walz, J.-P. My, et G. Kamarinos, « On the recombination behaviour of iron in moderately boron-doped p-type silicon », *Appl. Phys. A*, vol. 62, n° 4, p. 345-353, avr. 1996, doi: 10.1007/BF01594232.
- [82] L. J. Geerligs et D. Macdonald, « Dynamics of light-induced FeB pair dissociation in crystalline silicon », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 85, n° 22, p. 5227-5229, nov. 2004, doi: 10.1063/1.1823587.
- [83] C. Möller, T. Bartel, F. Gibaja, et K. Lauer, « Iron-boron pairing kinetics in illuminated p-type and in boron/phosphorus co-doped n-type silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 116, n° 2, p. 024503, juill. 2014, doi: 10.1063/1.4889817.
- [84] J. Tan, D. Macdonald, F. Rougieux, et A. Cuevas, « Accurate measurement of the formation rate of iron–boron pairs in silicon », *Semicond. Sci. Technol.*, vol. 26, n° 5, p. 055019, mars 2011, doi: 10.1088/0268-1242/26/5/055019.
- [85] D. Macdonald, « Recombination and trapping in multicrystalline silicon solar cells », Thèse de Doctorat, The Australian National University, Australie, 2001.
- [86] D. Bouhafs, « Mesure de la durée de vie des porteurs de charges électriques dans le silicium », Centre de Recherche en Technologie des Semi-conducteurs pour l’Energétique CRTSE, Alger, Rapport interne.
- [87] D. Bouhafs, « Contribution au développement de cellules solaires au silicium multicristallin par gettering au phosphore et atomisation d’émulsions dopantes », Thèse de Doctorat, Université M’hamed Bougara-Boumerdes, Algerie, 2009.
- [88] K. Ramspeck *et al.*, « Light Induced Degradation of Rear Passivated mc-Si Solar Cells », *Proc 27th Eur Photovolt. Sol. Energy Conf*, p. 861-865, janv. 2012, doi: 10.4229/27thEUPVSEC2012-2DO.3.4.
- [89] D. Bredemeier, D. Walter, S. Herlufsen, et J. Schmidt, « Understanding the Light-induced Lifetime Degradation and Regeneration in Multicrystalline Silicon », *Energy Procedia*, vol. 92, p. 773-778, août 2016, doi: 10.1016/j.egypro.2016.07.060.
- [90] T. Niewelt, M. Selinger, N. E. Grant, W. Kwapil, J. D. Murphy, et M. C. Schubert, « Light-induced activation and deactivation of bulk defects in boron-doped float-zone silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 121, n° 18, 2017, Consulté le: 18 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/jap/article/121/18/185702/948116>
- [91] D. Chen *et al.*, « Evidence of an identical firing-activated carrier-induced defect in monocrystalline and multicrystalline silicon », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 172, p. 293-300, 2017, Consulté le: 18 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927024817304403>
- [92] D. Chen *et al.*, « Hydrogen induced degradation: A possible mechanism for light-and elevated temperature-induced degradation in n-type silicon », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 185, p. 174-182, 2018, Consulté le: 18 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927024818302617>
- [93] W. Kwapil, T. Niewelt, et M. C. Schubert, « Kinetics of carrier-induced degradation at elevated temperature in multicrystalline silicon solar cells », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 173, p. 80-84, déc. 2017, doi: 10.1016/j.solmat.2017.05.066.
- [94] F. Kersten *et al.*, « Degradation of multicrystalline silicon solar cells and modules after illumination at elevated temperature », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 142, p. 83-86, nov. 2015, doi: 10.1016/j.solmat.2015.06.015.
- [95] K. Petter *et al.*, « Dependence of LeTID on brick height for different wafer suppliers with several resistivities and dopants », *9th Int Work Cryst Silicon Sol Cells*, vol. 6, n° 4, p. 1-17, 2016.
- [96] F. Kersten *et al.*, « System performance loss due to LeTID », *Energy Procedia*, vol. 124, p. 540-546, sept. 2017, doi: 10.1016/j.egypro.2017.09.260.
- [97] D. Bredemeier, D. Walter, S. Herlufsen, et J. Schmidt, « Lifetime degradation and regeneration in multicrystalline silicon under illumination at elevated temperature », *AIP Adv.*, vol. 6, n° 3, p. 035119, mars 2016, doi: 10.1063/1.4944839.
- [98] C. E. Chan *et al.*, « Rapid Stabilization of High-Performance Multicrystalline P-type Silicon PERC Cells », *IEEE J. Photovolt.*, vol. 6, n° 6, p. 1473-1479, nov. 2016, doi: 10.1109/JPHOTOV.2016.2606704.
- [99] R. Eberle, W. Kwapil, F. Schindler, M. C. Schubert, et S. W. Glunz, « Impact of the firing temperature profile on light induced degradation of multicrystalline silicon », *Phys. Status Solidi RRL – Rapid Res. Lett.*, vol. 10, n° 12, p. 861-865, 2016, doi: 10.1002/pssr.201600272.

- [100] F. Fertig, K. Krauß, et S. Rein, « Light-induced degradation of PECVD aluminium oxide passivated silicon solar cells », *Phys. Status Solidi RRL – Rapid Res. Lett.*, vol. 9, n° 1, p. 41-46, 2015, doi: 10.1002/pssr.201409424.
- [101] K. Krauss, F. Fertig, D. Menzel, et S. Rein, « Light-induced Degradation of Silicon Solar Cells with Aluminiumoxide Passivated Rear Side », *Energy Procedia*, vol. 77, p. 599-606, août 2015, doi: 10.1016/j.egypro.2015.07.086.
- [102] S. P. Phang et D. Macdonald, « Direct comparison of boron, phosphorus, and aluminum gettering of iron in crystalline silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 109, n° 7, p. 073521, avr. 2011, doi: 10.1063/1.3569890.
- [103] F. Kersten, J. Heitmann, et J. W. Müller, « Influence of Al₂O₃ and SiN_x passivation layers on LeTID », *Energy Procedia*, vol. 92, p. 828-832, 2016, Consulté le: 5 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1876610216305069>
- [104] C. Chan *et al.*, « Modulation of Carrier-Induced Defect Kinetics in Multi-Crystalline Silicon PERC Cells Through Dark Annealing », *Sol. RRL*, vol. 1, n° 2, p. 1600028, févr. 2017, doi: 10.1002/solr.201600028.
- [105] S. Liu *et al.*, « Impact of Dark Annealing on the Kinetics of Light- and Elevated-Temperature-Induced Degradation », *IEEE J. Photovolt.*, vol. 8, n° 6, p. 1494-1502, nov. 2018, doi: 10.1109/JPHOTOV.2018.2866325.
- [106] T. H. Fung, C. E. Chan, B. J. Hallam, D. N. Payne, M. D. Abbott, et S. R. Wenham, « Impact of annealing on the formation and mitigation of carrier-induced defects in multi-crystalline silicon », *Energy Procedia*, vol. 124, p. 726-733, 2017, Consulté le: 6 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1876610217339310>
- [107] D. Bredemeier, D. Walter, et J. Schmidt, « Light-induced lifetime degradation in high-performance multicrystalline silicon: Detailed kinetics of the defect activation », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 173, p. 2-5, 2017, Consulté le: 6 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927024817304452>
- [108] D. Bredemeier, D. C. Walter, et J. Schmidt, « Possible Candidates for Impurities in mc-Si Wafers Responsible for Light-Induced Lifetime Degradation and Regeneration », *Sol. RRL*, vol. 2, n° 1, p. 1700159, 2018, doi: 10.1002/solr.201700159.
- [109] T. Luka, M. Turek, C. Kranert, S. Großer, et C. Hagendorf, « Microstructural investigation of LID sensitive mc-PERC solar cells », *Energy Procedia*, vol. 124, p. 759-766, sept. 2017, doi: 10.1016/j.egypro.2017.09.080.
- [110] M. A. Jensen *et al.*, « Do grain boundaries matter? Electrical and elemental identification at grain boundaries in LeTID-affected p^+n -type multicrystalline silicon », in *2017 IEEE 44th Photovoltaic Specialist Conference (PVSC)*, Washington, DC: IEEE, juin 2017, p. 3300-3303. doi: 10.1109/PVSC.2017.8366779.
- [111] H. Deniz, J. Bauer, et O. Breitenstein, « Nickel Precipitation in Light and Elevated Temperature Degraded Multicrystalline Silicon Solar Cells », *Sol. RRL*, vol. 2, n° 9, p. 1800170, sept. 2018, doi: 10.1002/solr.201800170.
- [112] T. Niewelt, F. Schindler, W. Kwapil, R. Eberle, J. Schön, et M. C. Schubert, « Understanding the light-induced degradation at elevated temperatures: Similarities between multicrystalline and floatzone p-type silicon », *Prog. Photovolt. Res. Appl.*, vol. 26, n° 8, p. 533-542, août 2018, doi: 10.1002/pip.2954.
- [113] M. Wagner *et al.*, « Correlation of the LeTID amplitude to the Aluminium bulk concentration and Oxygen precipitation in PERC solar cells », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 187, p. 176-188, 2018, Consulté le: 12 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S092702481830299X>
- [114] K. Nakayashiki *et al.*, « Engineering Solutions and Root-Cause Analysis for Light-Induced Degradation in p-Type Multicrystalline Silicon PERC Modules », *IEEE J. Photovolt.*, vol. 6, n° 4, p. 860-868, juill. 2016, doi: 10.1109/JPHOTOV.2016.2556981.
- [115] C. Vargas *et al.*, « Carrier-Induced Degradation in Multicrystalline Silicon: Dependence on the Silicon Nitride Passivation Layer and Hydrogen Released During Firing », *IEEE J. Photovolt.*, vol. 8, n° 2, p. 413-420, mars 2018, doi: 10.1109/JPHOTOV.2017.2783851.
- [116] U. Varshney *et al.*, « Evaluating the Impact of SiN_x Thickness on Lifetime Degradation in Silicon », *IEEE J. Photovolt.*, vol. 9, n° 3, p. 601-607, mai 2019, doi: 10.1109/JPHOTOV.2019.2896671.
- [117] D. C. Walter, D. Bredemeier, R. Falster, V. V. Voronkov, et J. Schmidt, « Easy-to-apply methodology to measure the hydrogen concentration in boron-doped crystalline silicon », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 200, p. 109970, 2019, Consulté le: 12 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927024819302995>

- [118] D. Bredemeier, D. C. Walter, R. Heller, et J. Schmidt, « Impact of Hydrogen-Rich Silicon Nitride Material Properties on Light-Induced Lifetime Degradation in Multicrystalline Silicon », *Phys. Status Solidi RRL – Rapid Res. Lett.*, vol. 13, n° 8, p. 1900201, août 2019, doi: 10.1002/pssr.201900201.
- [119] H. Dekkers, L. Carnel, G. Beaucarne, et W. Beyer, « Diffusion mechanism of hydrogen through PECVD SiNx: H for a fast defect passivation of mc-Si solar cells », 2005. Consulté le: 12 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://imec-publications.be/handle/20.500.12860/10364>
- [120] M. A. Jensen *et al.*, « Assessing the defect responsible for LeTID: temperature- and injection-dependent lifetime spectroscopy », in *2017 IEEE 44th Photovoltaic Specialist Conference (PVSC)*, Washington, DC: IEEE, juin 2017, p. 3290-3294. doi: 10.1109/PVSC.2017.8366132.
- [121] G. Bourret-Sicotte, P. G. Hamer, D. Tweddle, R. S. Bonilla, et P. R. Wilshaw, « Hydrogen related defects in float zone silicon investigated using a shielded hydrogen plasma », in *2018 IEEE 7th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (WCPEC)(A Joint Conference of 45th IEEE PVSC, 28th PVSEC & 34th EU PVSEC)*, IEEE, 2018, p. 0298-0302. Consulté le: 13 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://ieeexplore.ieee.org/abstract/document/8547713/>
- [122] T. Zundel, A. Mesli, J. C. Muller, et P. Siffert, « Boron neutralization and hydrogen diffusion in silicon subjected to low-energy hydrogen implantation », *Appl. Phys. A*, vol. 48, n° 1, p. 31-40, janv. 1989, doi: 10.1007/BF00617761.
- [123] C.-T. Sah, J. Y.-C. Sun, et J. J.-T. Tzou, « Deactivation of the boron acceptor in silicon by hydrogen », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 43, n° 2, p. 204-206, 1983, Consulté le: 13 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/apl/article/43/2/204/2982666>
- [124] J. Schmidt, D. Bredemeier, et D. C. Walter, « On the defect physics behind light and elevated temperature-induced degradation (LeTID) of multicrystalline silicon solar cells », *IEEE J. Photovolt.*, vol. 9, n° 6, p. 1497-1503, 2019, Consulté le: 13 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://ieeexplore.ieee.org/abstract/document/8827708/>
- [125] A. C. N. Wenham *et al.*, « Hydrogen-Induced Degradation », in *2018 IEEE 7th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (WCPEC) (A Joint Conference of 45th IEEE PVSC, 28th PVSEC & 34th EU PVSEC)*, Waikoloa Village, HI: IEEE, juin 2018, p. 0001-0008. doi: 10.1109/PVSC.2018.8548100.
- [126] C. Herring, N. M. Johnson, et C. G. Van de Walle, « Energy levels of isolated interstitial hydrogen in silicon », *Phys. Rev. B*, vol. 64, n° 12, p. 125209, sept. 2001, doi: 10.1103/PhysRevB.64.125209.
- [127] C. G. V. de Walle et J. Neugebauer, « Hydrogen in Semiconductors », *Annu. Rev. Mater. Res.*, vol. 36, n° Volume 36, 2006, p. 179-198, août 2006, doi: 10.1146/annurev.matsci.36.010705.155428.
- [128] L. Song, Z. Hu, D. Lin, D. Yang, et X. Yu, « Progress of hydrogenation engineering in crystalline silicon solar cells: A review », *J. Phys. Appl. Phys.*, 2022, Consulté le: 5 janvier 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1361-6463/ac9066/meta>
- [129] J. Coutinho, D. Gomes, V. J. B. Torres, T. O. A. Fattah, V. P. Markevich, et A. R. Peaker, « Hydrogen Reactions with Dopants and Impurities in Solar Silicon from First Principles », *Sol. RRL*, vol. n/a, n° n/a, p. 2300639, doi: 10.1002/solr.202300639.
- [130] Y. Acker, J. Simon, et A. Herguth, « Formation Dynamics of BH and GaH-Pairs in Crystalline Silicon During Dark Annealing », *Phys. Status Solidi A*, vol. 219, n° 17, p. 2200142, 2022, doi: 10.1002/pssa.202200142.
- [131] J. Schmidt, « Temperature- and injection-dependent lifetime spectroscopy for the characterization of defect centers in semiconductors », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 82, n° 13, p. 2178-2180, mars 2003, doi: 10.1063/1.1563830.
- [132] A. E. Morishige *et al.*, « Lifetime spectroscopy investigation of light-induced degradation in p-type multicrystalline silicon PERC », *IEEE J. Photovolt.*, vol. 6, n° 6, p. 1466-1472, 2016, Consulté le: 2 septembre 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://ieeexplore.ieee.org/abstract/document/7576623/>
- [133] N. E. Grant, F. E. Rougieux, D. Macdonald, J. Bullock, et Y. Wan, « Grown-in defects limiting the bulk lifetime of p-type float-zone silicon wafers », *J. Appl. Phys.*, vol. 117, n° 5, 2015, Consulté le: 2 septembre 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/jap/article/117/5/055711/384213>
- [134] D. Sperber, A. Herguth, et G. Hahn, « A 3-state defect model for light-induced degradation in boron-doped float-zone silicon », *Phys. Status Solidi RRL - Rapid Res. Lett.*, vol. 11, n° 3, p. 1600408, mars 2017, doi: 10.1002/pssr.201600408.
- [135] M. Kim, D. Chen, M. Abbott, S. Wenham, et B. Hallam, « Role of hydrogen: Formation and passivation of meta-stable defects due to hydrogen in silicon », in *AIP Conference Proceedings*, AIP Publishing, 2018. Consulté le: 2 septembre 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/acp/article-abstract/1999/1/130010/727724>

- [136] C. Vargas, G. Coletti, C. Chan, D. Payne, et Z. Hameiri, « On the impact of dark annealing and room temperature illumination on p-type multicrystalline silicon wafers », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 189, p. 166-174, 2019, Consulté le: 3 septembre 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927024818304616>
- [137] S. Liu *et al.*, « Investigation of temperature and illumination dependencies of carrier-induced degradation in p-type multi-crystalline silicon », in *AIP Conference Proceedings*, AIP Publishing, 2018. Consulté le: 3 septembre 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/acp/article-abstract/1999/1/130014/727828>
- [138] C. Sen *et al.*, « Assessing the impact of thermal profiles on the elimination of light-and elevated-temperature-induced degradation », *IEEE J. Photovolt.*, vol. 9, n° 1, p. 40-48, 2018, Consulté le: 14 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://ieeexplore.ieee.org/abstract/document/8509113/>
- [139] D. N. R. Payne *et al.*, « Acceleration and mitigation of carrier-induced degradation in p-type multi-crystalline silicon », *Phys. Status Solidi RRL - Rapid Res. Lett.*, vol. 10, n° 3, p. 237-241, mars 2016, doi: 10.1002/pssr.201510437.
- [140] A. Zuschlag, D. Skorka, et G. Hahn, « Degradation and regeneration analysis in mc-Si », in *2016 IEEE 43rd Photovoltaic Specialists Conference (PVSC)*, IEEE, 2016, p. 1051-1054. Consulté le: 14 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://ieeexplore.ieee.org/abstract/document/7749772/>
- [141] M. H. Kang, K. Ryu, A. Upadhyaya, et A. Rohatgi, « Optimization of SiN AR coating for Si solar cells and modules through quantitative assessment of optical and efficiency loss mechanism », *Prog. Photovolt. Res. Appl.*, vol. 19, n° 8, p. 983-990, déc. 2011, doi: 10.1002/pip.1095.
- [142] U. Varshney *et al.*, « Controlling light-and elevated-temperature-induced degradation with thin film barrier layers », *IEEE J. Photovolt.*, vol. 10, n° 1, p. 19-27, 2019, Consulté le: 14 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://ieeexplore.ieee.org/abstract/document/8868184/>
- [143] A. Liu et D. Macdonald, « Impurity Gettering by Atomic-Layer-Deposited Aluminium Oxide Films on Silicon at Contact Firing Temperatures », *Phys. Status Solidi RRL – Rapid Res. Lett.*, vol. 12, n° 3, p. 1700430, mars 2018, doi: 10.1002/pssr.201700430.
- [144] P. Hamer *et al.*, « Hydrogen induced contact resistance in PERC solar cells », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 184, p. 91-97, 2018, Consulté le: 14 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927024818302113>
- [145] C. Chan *et al.*, « Instability of Increased Contact Resistance in Silicon Solar Cells Following Post-Firing Thermal Processes », *Sol. RRL*, vol. 1, n° 11, p. 1700129, nov. 2017, doi: 10.1002/solr.201700129.
- [146] S. Wilking, A. Herguth, et G. Hahn, « Influence of hydrogen on the regeneration of boron-oxygen related defects in crystalline silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 113, n° 19, p. 194503, mai 2013, doi: 10.1063/1.4804310.

Chapitre III :

Dynamique des défauts déclenchés par
la lumière dans les plaquettes de
silicium (Si-Cz) : compréhension des
mécanismes de dégradation.

III.1. Introduction

Le silicium est le matériau prédominant dans la production de cellules solaires, grâce à son abondance, son coût faible et l'innovation rapide dans le secteur [1-9]. Environ 95 % de la production photovoltaïque mondiale est constituée de cellules solaires à base de plaquettes de silicium [7]. Les plaquettes de silicium dopées au bore de type p, produites par la méthode Czochralski, conservent une part significative du marché et devraient demeurer dominantes au cours de la prochaine décennie [6]. Les cellules solaires en silicium cristallin sont largement utilisées à travers le monde comme dispositifs photovoltaïques stables. Depuis qu'elles sont devenues une source d'énergie propre, les chercheurs travaillent activement à améliorer leur efficacité afin d'en faire une alternative intéressante aux sources d'énergie conventionnelles [10]. Ce travail a conduit à une réduction spectaculaire des coûts des systèmes photovoltaïques, grâce à une diminution des coûts de fabrication et à une augmentation de l'efficacité des dispositifs [4, 11-13]. Les plaquettes de silicium constituent une part substantielle du coût total, et la qualité de ce matériau est l'un des principaux facteurs déterminant l'efficacité globale du dispositif [14]. Cependant, les cellules solaires en silicium sous l'illumination solaire, sont sujettes à une baisse de performance. Cette diminution est due à divers mécanismes de dégradation en volume [14-16] et de surface [17, 18], souvent accélérés par la température et l'injection de porteurs de charge minoritaires [19]. Ces modes de dégradation peuvent entraîner des pertes de puissance importantes, représentant un défi pour les fabricants de cellules solaires en silicium. Au cours des dernières décennies, la recherche s'est concentrée sur la dégradation en masse [20]. Une attention particulière a été portée, tant par les universités que par l'industrie, à la dégradation induite par la lumière (LID) [21-23] ainsi qu'à celle causée par la lumière et les températures élevées (LeTID) [24, 25]. Pour les cellules solaires en silicium dopé au bore, la dégradation induite par la lumière a pris de l'importance [5, 12, 15, 26-28]. L'effet de la LID est étroitement lié à la durée de vie des porteurs de charge dans le matériau en silicium. Lorsque la lumière du soleil interagit avec la cellule solaire, cela déclenche une interaction complexe de formation de défauts [27, 29, 30] qui affecte la dynamique des porteurs de charge et, par conséquent, l'efficacité de conversion de la cellule solaire [31].

Dans ce cadre, ce chapitre se consacre à l'analyse de l'impact de la LID sur des plaquettes de silicium monocristallin de type p, soumises à un procédé thermique rapide (RTP). Nous

examinons systématiquement la durée de vie des porteurs de charge (τ) dans diverses conditions de test, en utilisant la méthode de photoconductance quasi-statique (QSSPC). De plus, nous intégrons des techniques d'analyse telles que la spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR) et la spectroscopie de photoluminescence (PL) pour mieux comprendre la relation entre la formation de défauts et l'historique thermique des matériaux, en mettant l'accent sur les couches de passivation. Par ailleurs, nous utilisons des simulations basées sur des modèles cinétiques afin de valider les théories existantes et d'évaluer l'influence de l'étape de cuisson sur la formation de défauts. Enfin, nous explorons l'interaction potentielle entre les espèces d'hydrogène (H) et les atomes dopants, ce qui apporte une nouvelle dimension à la compréhension des variations des propriétés cinétiques électriques induites par la LID.

Ce chapitre est basé sur notre article intitulé "**Light-triggered defect dynamics in silicon wafers : understanding degradation mechanisms**". Il a été publié en avril 2024 dans la revue scientifique "Applied Physics A : Materials Science and Processing"[32].

III.2. Le protocole expérimental

Dans notre travail, nous avons utilisé un lot de plaquettes (Wafers as-Cut) en silicium monocristallin dopées au bore cultivé par la méthode Czochralski (Si-Cz), commercialement disponibles chez Siltronic (figure III.1.a). Ces plaquettes sont de forme circulaire avec un diamètre de 10 cm (4 inches), et une épaisseur de $360 \mu\text{m}$, avec une densité de dopage de $N_A = 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ et une résistivité ρ égale à $2,7 \Omega/\text{cm}$. La mesure de la résistivité ρ des plaquettes utilisées dans notre travail a été effectuée au Centre de Recherche en Technologie des Semi-Conducteurs (CRTSE), en utilisant un résistivimètre de modèle : *CMT series SR 2000 N* (figure III.1.b). Cet instrument est essentiel pour analyser les propriétés électriques des plaquettes de silicium (Si-Cz). Il permet de mesurer la résistivité avec précision, souvent en utilisant des configurations spécifiques telles que la méthode de la sonde à quatre pointes (expliquée en détail dans le chapitre 1), qui est la plus couramment utilisée pour les matériaux semi-conducteurs.

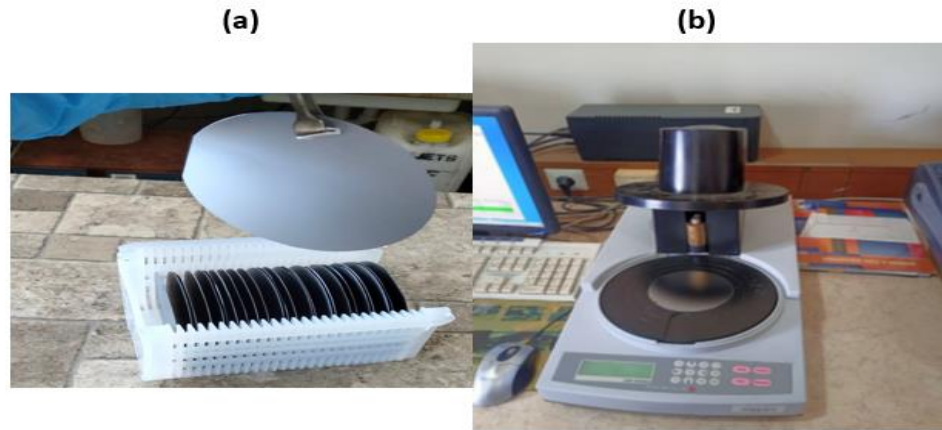


Figure III.1 : Photographies : (a) d'un lot de plaquettes (Wafers as-Cut) de Si-Cz et, (b) d'un résistivimètre : *CMT series SR 2000 N*.

Le protocole expérimental avec les différentes étapes est illustré dans le schéma ci-dessous (figure III.2) :

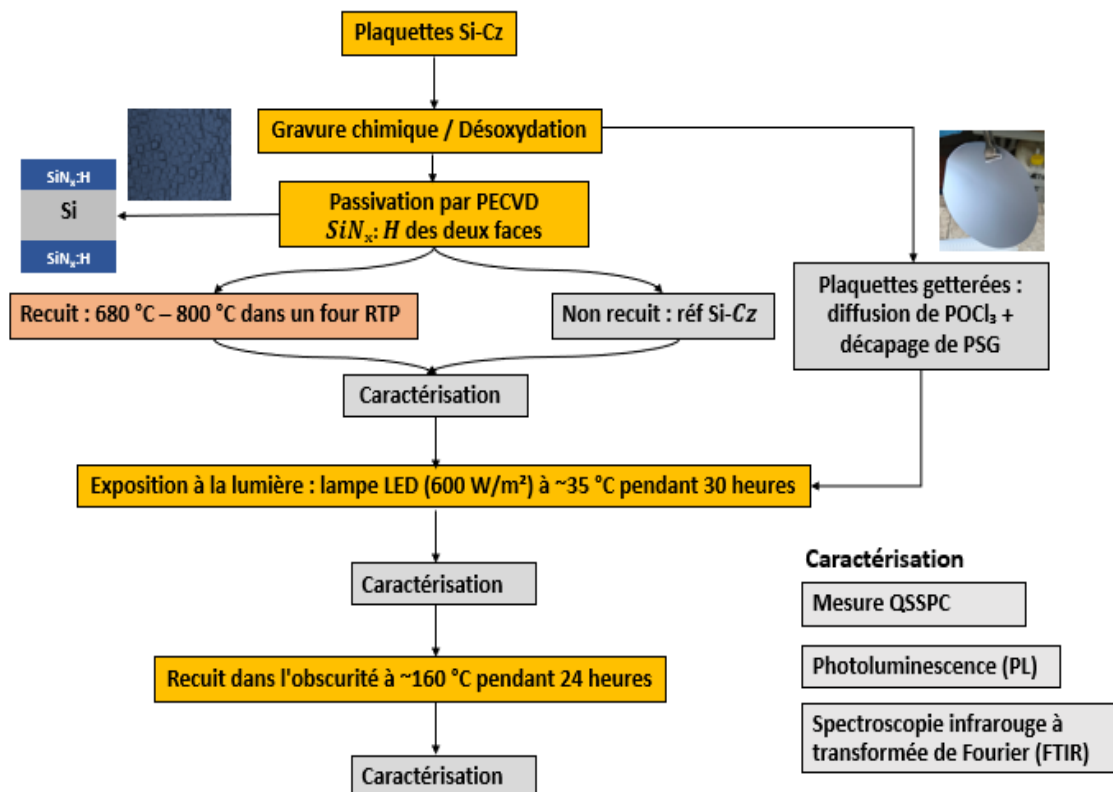


Figure III.2. Diagramme de Flux de Processus

III.3. Traitement chimique de surface des plaquettes de silicium monocristallin (Si-Cz)

La surface de chaque plaquette Si-Cz doit être nettoyée avant chaque procédé dans plusieurs bains chimiques afin d'éliminer les impuretés et particules indésirables, telles que les poussières, les résines et les huiles, ainsi que les défauts cristallins induits par le stress mécanique lors de la découpe des plaquettes [33]. Nos plaquettes de silicium ont subi trois étapes de traitement chimique : un dégraissage, un amincissement, suivi d'un décapage de la couche d'oxyde de silicium (SiO_2).

III.3.1. Le dégraissage

Le dégraissage a pour but d'éliminer les matières organiques telles que les graisses, les résidus de cire et les particules de poussière présentes sur la surface de la plaquette de silicium. Pour réaliser cette étape (figure III.3), nous avons suivi la chronologie suivante :

- Un bain de trichloroéthylène (TCE), pendant 10 minutes, à une température de 80 °C.
- Un bain d'acétone, pendant 2 minutes, à la température ambiante.
- Un bain d'alcool isopropylique, pendant 1 minutes, à la température ambiante.
- Un rinçage EDI (Eau Déionisée de très haute résistivité 18 $M\Omega$)
- Un séchage sous flux d'azote sec en utilisant un spin-dryer.

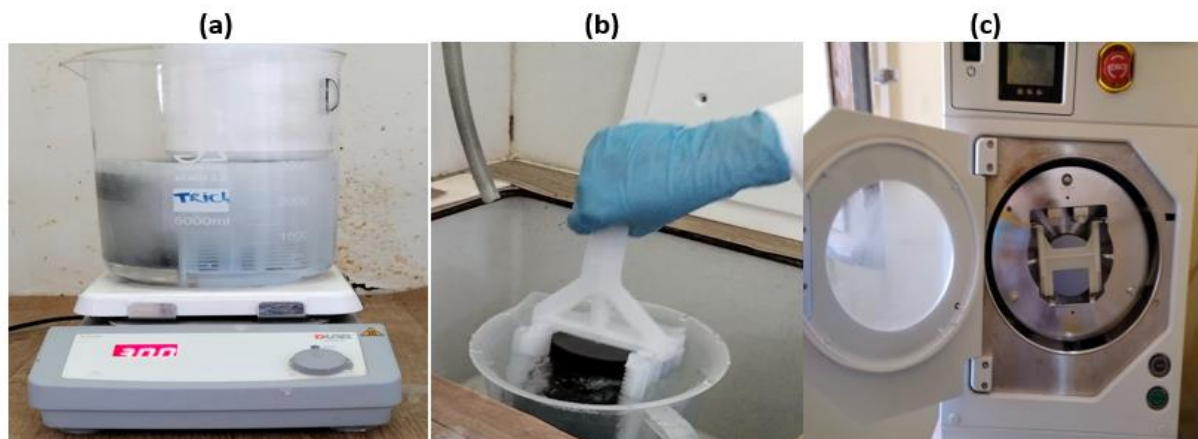


Figure III.3 : Photographies d'un : (a) bain de TCE, b) un rinçage EDI, c) séchage avec un spin-dryer.

III.3.2. Amincissement

Comme mentionné précédemment, les plaquettes de silicium utilisées dans notre travail ont une épaisseur de $360\ \mu\text{m}$. L'objectif de cette étape est de réduire l'épaisseur d'environ $20\ \mu\text{m}$, soit $10\ \mu\text{m}$ sur chaque face des plaquettes. Pour procéder à cet amincissement, nous avons suivi la chronologie suivante :

- Mesure de l'épaisseur des plaquettes en utilisant un palmer digital (figure III.4).
- Un bain *KOH* (30%) pendant une durée de 10 minutes, à une température de $80\ ^\circ\text{C}$.
- Un rinçage EDI (Eau Déionisée de très haute résistivité $18\ \text{M}\Omega$).
- Un séchage sous flux d'azote sec en utilisant un spin-dryer.
- Une nouvelle mesure de l'épaisseur des plaquettes en utilisant un palmer digital (les épaisseurs finales mesurées sont de l'ordre de $340\ \mu\text{m}$).



Figure III.4 : Photographies d'une mesure de l'épaisseur d'une plaquette de silicium Si-Cz en utilisant un palmer digital.

A l'issue de cette étape, des ions K^+ se trouvent au niveau de la surface des plaquettes. Ces ions sont néfastes à cause de leur activité de recombinaison en surface [34]. Il est donc à noter que l'étape d'amincissement a été suivie d'une neutralisation pour éliminer les ions K^+ à la surface de nos plaquettes, dans un bain de *HCl* (98 %) et ce pendant 20 minutes à la température ambiante. Ensuite, un autre rinçage à l'eau déionisée a été effectué, suivi d'un séchage à l'azote sec.

III.3.3. Le décapage de l'oxyde natif (SiO_2)

La dernière étape de traitement chimique des plaquettes de silicium avant d'entamer le protocole expérimental consiste à enlever la couche de l'oxyde natif SiO_2 . Le but de cette étape est de rendre les surfaces de ces plaquettes hydrophobes [35]. Pour réaliser cette étape, nous avons suivi la chronologie suivante :

- Un bain de d'acide fluorhydrique HF (10%), pendant 3 minutes, à la température ambiante.
- Un rinçage EDI (Eau Déionisée de très haute résistivité 18 M Ω)
- Un séchage sous flux d'azote sec en utilisant un spin-dryer.

III.4. Passivation de surface des plaquettes de silicium (Si-Cz)

La passivation de surface des plaquettes de silicium vise à améliorer la qualité électronique à la surface et en volume en neutralisant les sites actifs responsables des recombinaisons. L'un des mécanismes de passivation de surface permettant de réduire ces recombinaisons est la formation d'une fine couche de nitrure de silicium ($SiNx:H$) riche en hydrogène en surface [36].

La couche du nitrure de silicium hydrogéné ($SiNx:H$) déposée sert à la fois de couche antireflet et de passivation. Elle offre une excellente passivation de surface pour le silicium de type p, notamment pour les niveaux de dopage faibles et modérés. De plus, cette couche agit comme une barrière de diffusion contre les impuretés, réduisant ainsi le risque de contamination lors des étapes de traitement ultérieures [36].

III.4.1. Appareillage expérimental

La passivation par couche de nitrure de silicium hydrogéné $SiNx:H$ de nos plaquettes de silicium mono cristallin (Si-Cz) a été effectuée au niveau de la salle blanche au Centre de Recherche en Technologie des Semi-Conducteurs pour l'Energétique (CRTSE). Nous avons utilisé le four “*SEMCO Engineering LYDOP DF5200+*” qui est souvent utilisé pour les procédés de dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD) dans l'industrie des semi-conducteurs (figure III.5). Ce four se distingue par quelques caractéristiques et avantages notables, parmi lesquels :

- Il permet un dépôt uniforme de couches minces de matériaux tels que le nitrure de silicium, l'oxyde de silicium et d'autres composés, qui sont essentiels pour la passivation de surface, l'isolation électrique ou d'autres traitements spécifiques.
- La température peut être contrôlée avec précision (dans notre cas à 380 °C pour le dépôt de la couche de nitrure de silicium), cela garantit un dépôt précis et uniforme, essentiel pour la qualité du matériau.
- Le four permet un réglage précis des gaz, des pressions, et des températures, optimisant ainsi la qualité des films déposés en fonction des besoins spécifiques de chaque application.



Figure III.5 : Photographie d'un SEMCO Engineering LYDOP DF5200+.

III.4.2. Le dépôt d'une couche de nitrure de silicium ($SiNx:H$)

Les plaquettes de silicium monocristallin (Si-Cz) ont été recouvertes d'une couche de nitrure de silicium $SiNx:H$ sur les deux faces, à l'aide d'un four (SEMCO Engineering LYDOP DF5200+) de dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma (PECVD).

Nous avons suivi une recette standard de dépôt (tableau III.1) à une température de 380 °C.

Tableau III.1 : La recette de dépôt PECVD.

Paramètre	Plage permise (sccm)
Débit NH_3	2200 (sccm)
Débit SiH_4	700 (sccm)
Température de dépôt	380 °C
Temps de dépôt	162 secondes
Puissance RF	4,5 kW
Pression de travail	1700 mTorr

Cette couche de passivation $SiNx:H$ est obtenue à partir d'un mélange de gaz comprenant de silane (SiH_4) et d'ammoniac (NH_3). Le silane sert de source de silicium et d'hydrogène, tandis que l'ammoniac, qui fournit également de l'azote, a tendance à produire des films riches en hydrogène [37].

Les plaquettes de Si-Cz ont été soigneusement positionnées dans un tube en quartz avant d'être lentement introduites dans la chambre de réaction afin d'éviter tout choc thermique (figure III.6). Une fois en place, le flux du mélange gazeux de silane (SiH_4) et d'ammoniac (NH_3) a été initié, déclenchant ainsi le fonctionnement du réacteur. Ce processus génère plusieurs espèces réactives (Si , SiH , SiH_2 , SiH_3 , N , NH , NH_2 , H), qui se déposent progressivement sur la surface des plaquettes [37]. L'épaisseur de la couche obtenue après ce dépôt est de 80 nm.

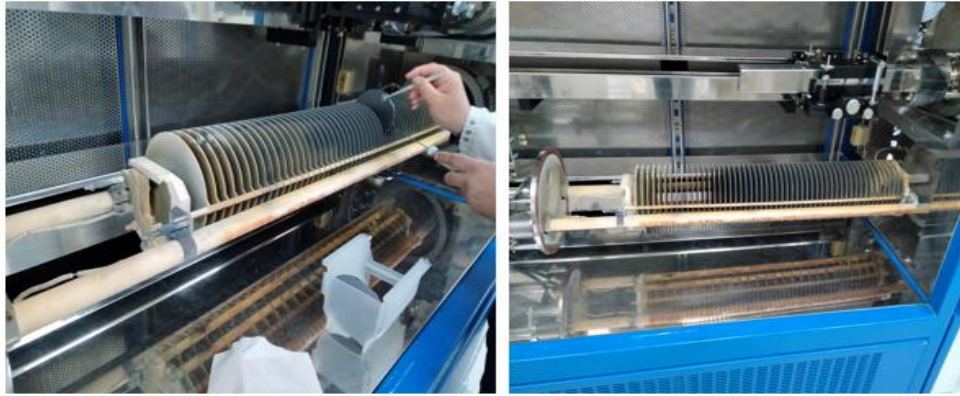


Figure III.6 : Photographies montrant la manière dont les plaquettes Si-Cz ont été positionnées.

III.5. Cycle de traitement thermique rapide (RTP)

Pour étudier l'impact du traitement thermique sur la durée de vie des porteurs minoritaires (τ), un sous-ensemble de plaquettes Si-Cz a subi un traitement thermique rapide (RTP) à des températures de pic variées (680, 730, 750 et 800 °C) en utilisant un four RTP. Les plaquettes avaient été préalablement passivées par une couche $SiNx$ déposée sur les deux faces.

III.5.1. Appareillage expérimental

Le procédé du recuit thermique rapide de nos plaquettes de silicium monocristallin (Si-Cz) a été effectuée au niveau de la salle blanche au Centre de Recherche en Technologie des Semi-Conducteurs pour l'Energétique (CRTSE), en utilisant le four : *AccuThermo AW610*.

L'*AccuThermo AW610* est un four de traitement thermique rapide (RTP) qui chauffe des plaquettes de semi-conducteurs par rayonnement visible de haute intensité (figure III.7.a). Il permet des traitements de courte durée généralement d'une 1 à 600 secondes, avec un maximum de 9999 secondes. La plaquette destinée au traitement est placée manuellement sur une plaque de quartz qui se glisse dans un tube d'isolation, à l'emplacement spécifique du four. Le four contient quatre bancs de lampes, dont deux placés au-dessus du tube de quartz et deux en dessous, qui servent de source d'énergie pour le chauffage des plaquettes (figure III.7.b) [38, 39].

(a)



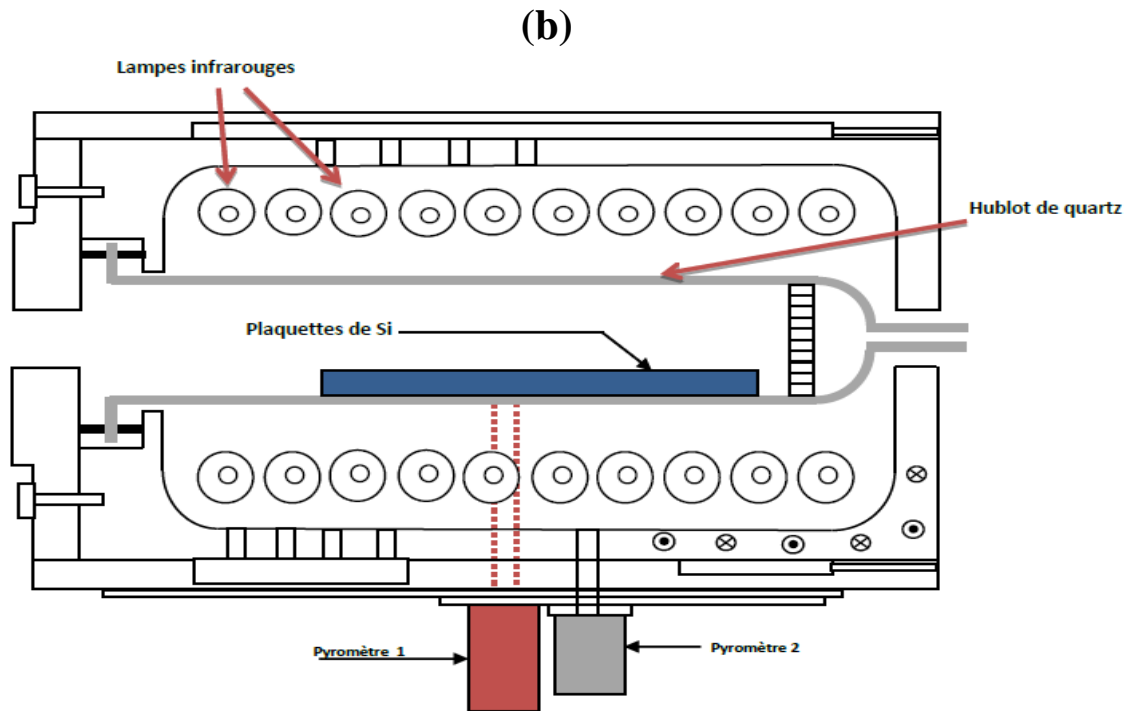


Figure III.7 : (a) Photographie du four RTP *AccuThermo AW 610*, b) schéma descriptif du four RTP [38].

Le système de recuit rapide *AccuThermo RTP AW610* est constitué d'un four, contrôlé par un ordinateur utilisant le logiciel *Allwin21 RTAPRO*. Ce logiciel offre un contrôle total ainsi qu'un diagnostic complet du système. En outre, il autorise la création de recettes par la commande des températures et du temps, ainsi que le contrôle du débit des gaz au cours du traitement. L'opérateur utilise alors le logiciel pour sélectionner et exécuter les paramètres du procédé (température de l'état d'équilibre, le temps de traitement, les taux de rampe). Le logiciel *Allwin21 RTAPRO* est également utilisé pour créer, supprimer, copier, modifier et stocker les recettes et d'exécuter des diagnostics du système [38, 39].

III.5.2. Mise en place du cycle de traitement rapide (RTP)

De nombreuses études ont été réalisées afin de diminuer l'effet LID par le biais du traitement RTP. La comparaison des différentes techniques antérieures met en évidence un schéma en quatre étapes essentielles à l'optimisation, qui sont : échauffement (burn out), (firing) ou/et plateau de température (selon : courte ou longue durée de temps) et enfin, refroidissement [40-44].

Pour obtenir un résultat qui répond aux exigences d'une amélioration de la durée de vie stabilisée des plaquettes, plusieurs étapes d'optimisation doivent être franchies. Dans ses travaux Y. Kouhlane a apporté des modifications aux paramètres du traitement RTP, afin qu'ils s'adaptent parfaitement aux différents processus [38].

Dans notre travail, nous nous sommes basés sur le travail de Y. Kouhlane [38]. pour la mise en place du cycle de traitement rapide (figure III.8). Le cycle de recuit appliqué comprend les étapes suivantes :

- **La première étape :** Un dégazage ou purification à basse température est effectuée. Suivie d'échauffement dans une atmosphère d'azote N_2 jusqu'à une température de 500 °C où nous entamons un firing.
- **La deuxième étape :** Un firing pour quatre différents pics de températures : 680, 730, 750 et 800 °C a été effectuée sur un sous-ensemble de plaquettes Si-Cz. L'augmentation brutale de la température provoque un stress dans la structure atomique de la plaquette de silicium, ce qui entraîne la formation de sites ou d'agrégats de lacunes. Ces lacunes sont comblées par des atomes d'oxygène. De plus, des précipités d'oxygène se forment, ou plus précisément, des sites de nucléation de précipités apparaissent à ce stade. Il est important de noter que le phénomène de recombinaison et de dissociation des complexes métastables se produit simultanément durant l'élévation de la température. Cela s'explique par la création de complexes métastables en raison du flux de photons émis par les lampes et de la dissolution des complexes provoquée par l'augmentation de la température [45].
- **La troisième étape :** Suite au firing, la température est fixée à 560 °C pour une durée de 120 s. Cette étape peut provoquer un effet de gettering interne lié à la présence d'oxygène même si la durée de traitement est très courte [46].
- **La quatrième étape :** Un refroidissement rapide permet de conserver la concentration des précipités ou d'empêcher leur dissolution dans la plage température de 560 à 300 °C. Il aurait été bénéfique d'accélérer le refroidissement à des températures plus basses, mais les limitations techniques du four ne le permettent pas.

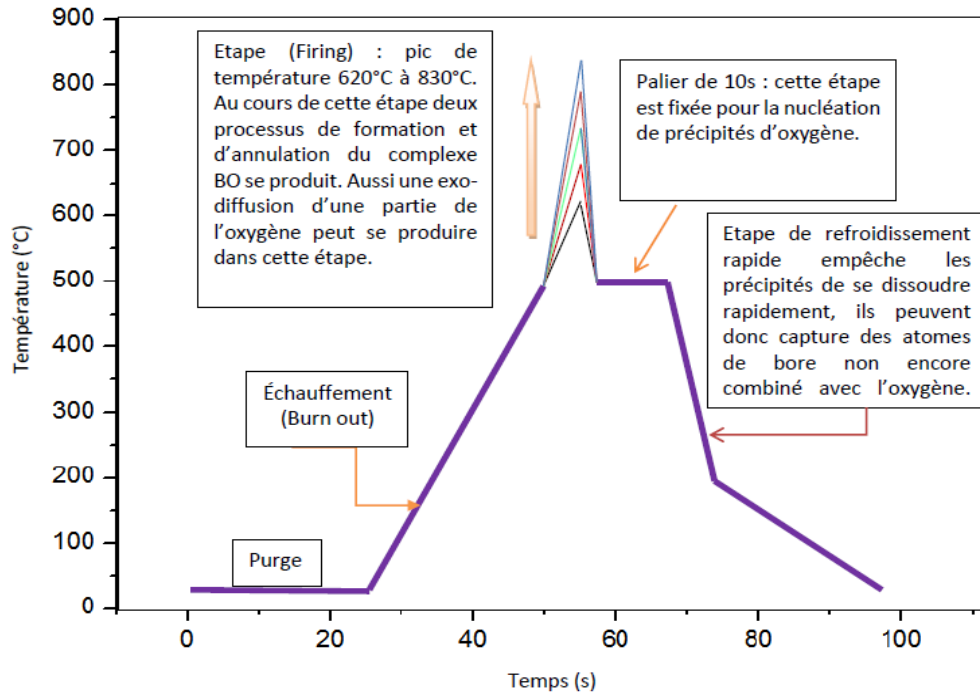


Figure III.8 : Schéma du cycle de traitement rapide (RTP) appliqué aux plaquettes de silicium monocristallin (Si-Cz) [38].

III.5.3. Le profil réel de cycle RTP

Les plaquettes Si-Cz prévues pour le traitement ont été positionnées une par une sur la plaque de quartz du four *AccuThermo AW610* (figure III.9). Puis, nous avons utilisé le logiciel *Allwin21 RTAPRO* pour définir et mettre en œuvre les paramètres du processus RTP (voir tableau III.2).

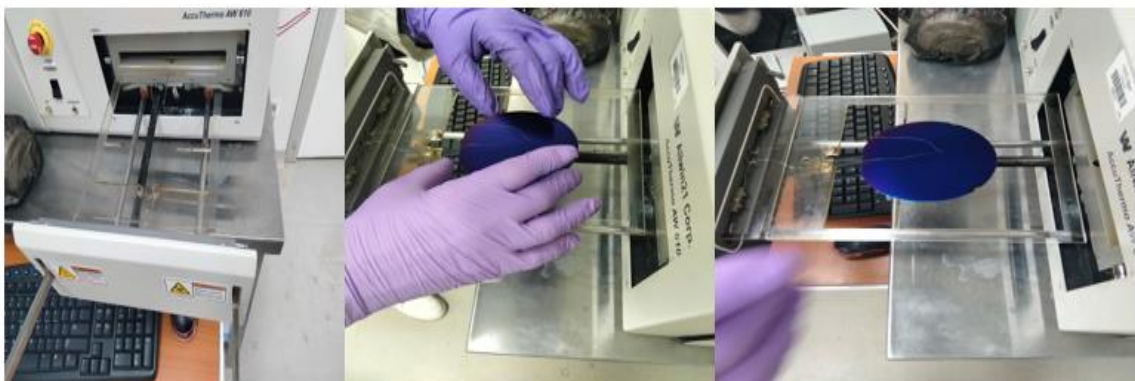


Figure III.9 : Photographies montrant la manière dont les plaquettes Si-Cz ont été positionnées dans le four *AccuThermo AW610*.

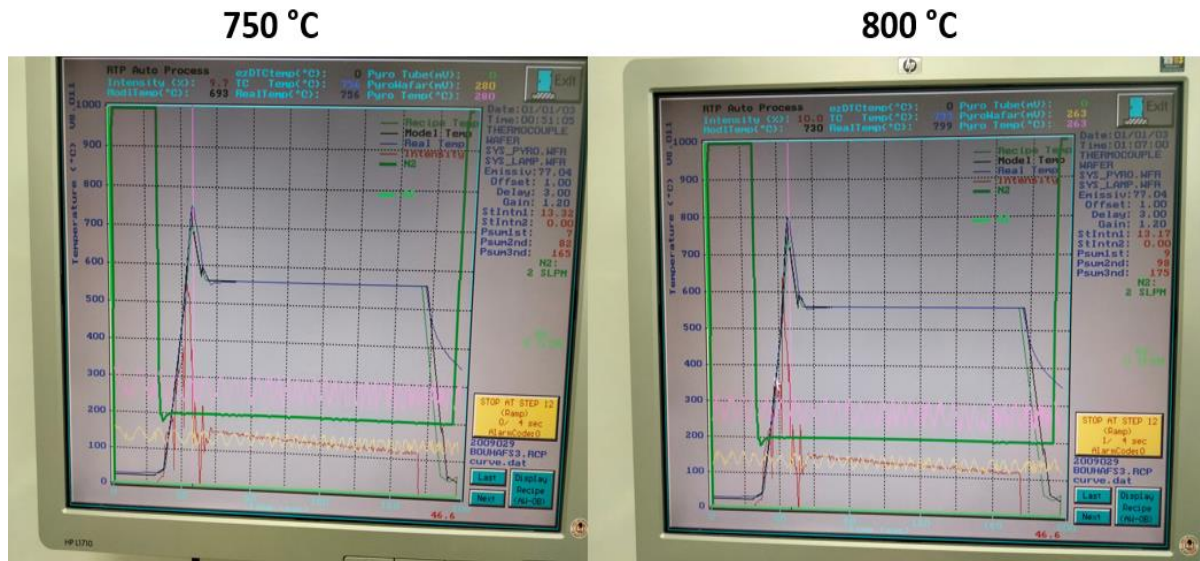


Figure III.10 : Profile réel de température (°C) en fonction du temps (s) avec les différents pics de température.

III.6. Gettering par diffusion de phosphore des plaquettes de silicium (Si-Cz)

Après le traitement chimique, un sous-ensemble a été soumis à un protocole spécifique de gettering [14, 33], qui consiste à extraire des impuretés métalliques du volume du silicium, telles que le fer (*Fe*), le cuivre (*Cu*), et le nickel (*Ni*) qui sont des contaminants typiques [14]. Le gettering par diffusion de phosphore se fait par la formation, sur les deux faces de la plaquette Si-Cz, d'un émetteur n^+p [33]. La diffusion a été effectuée dans un four à tube en quartz (four *SEMCO Engineering LYDOP DF5200+*), en utilisant une source liquide d'oxychlorure de phosphore ($POCl_3$) à une température d'environ 800 à 900 °C.

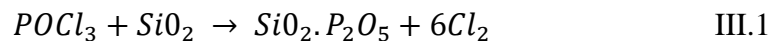
III.6.1. Appareillage expérimental

Le processus de gettering par diffusion de phosphore sur nos plaquettes de silicium monocristallin (Si-Cz) a été effectuée au niveau de la salle blanche au Centre de Recherche en Technologie des Semi-Conducteurs pour l'Energétique (CRTSE). Pour cette étape, nous avons utilisé le four "*SEMCO Engineering LYDOP DF5200+*" (voir figure III.5). Ce même four, utilisé pour le dépôt par PEVCD, a déjà été décrit dans la section II.4.1.

III.6.2. Mécanisme de Gettering par Diffusion de Phosphore

Le mécanisme de gettering par diffusion de phosphore consiste en plusieurs étapes clés permettant d'extraire les impuretés métalliques des plaquettes de silicium et d'améliorer leurs performances électriques [14]. Les étapes principales de ce processus sont les suivantes :

- **La première étape :** Cette étape se déroule dans une ambiance d'oxygène O_2 et d'azote N_2 et à une température d'environ 800 à 900 °C. Durant cette étape, une couche de dioxyde de silicium (SiO_2), fortement dopé en phosphore, se forme à la surface du silicium. Ensuite, un prés dépôt se forme en surface à partir de la source d'oxychlorure de phosphore ($POCl_3$). Il s'agit de la formation du verre de silicate de phosphore (PSG : Phosphorous Surface Glass) [33, 37]. Le PSG est principalement constitué d'oxyde de silicium (SiO_2) et d'oxyde de phosphore (P_2O_5), il se forme selon l'équation chimique suivante :



- **La deuxième étape :** Cette étape, qui s'appelle la redistribution (Drive in), se déroule sous flux d'azote N_2 et à une température d'environ 800 à 900 °C. Durant cette phase, le phosphore présent dans le verre de silicate de phosphore (PSG) se diffuse et s'incorpore dans le volume du silicium [37]. Cela forme une couche dopée de type n^+ sur la surface du silicium (un émetteur n^+p).
- **La troisième étape :** Grâce à la forte concentration de phosphore dans la couche n^+ , un gradient de concentration se crée, ce qui provoque la migration des impuretés métalliques vers cette région. Ces impuretés y sont ainsi piégées, les éloignant des zones actives du dispositif. Ce processus améliore donc les propriétés électriques du silicium [14].
- **La quatrième étape :** Après la diffusion du phosphore, la couche PSG, contenant les impuretés piégées, est éliminée par une attaque chimique. Les plaquettes de silicium sont plongées dans un bain d'acide fluorhydrique (HF), qui dissout le PSG et permet d'éliminer les impuretés piégées [37].

III.6.3. Mise en Place du Processus de Gettering

Pour entamer ce processus, nous avons placé les plaquettes Si-Cz dans une nacelle en quartz, conçue pour résister à des températures élevées, puis nous l'avons introduite automatiquement au centre du tube. La charge de plaquettes de silicium se trouve dans une zone de chauffe d'un appareillage approprié (four *SEMCO Engineering LYDOP DF5200+*), où la température est maintenue entre 800 et 900 °C, contrôlée à l'aide des thermocouples.

De plus, des gaz réactifs (N_2 , O_2 , $POCl_3$) sont injectés dans le tube où la pression est régulée jusqu'à 150 mbar grâce à un système de jauge de pression et de pompe à vide [37]. Le schéma illustrant le processus de gettering par diffusion de phosphore est présenté à la figure III.11.

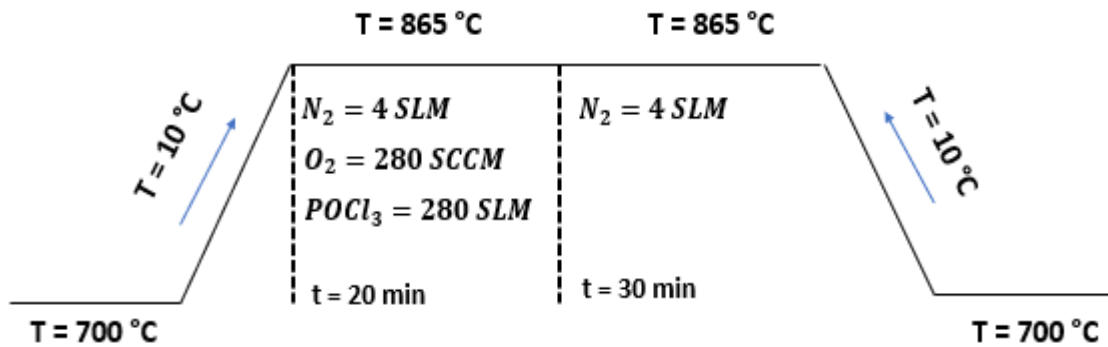


Figure III.11 : Schéma du gettering homogène (à un seul palier) par diffusion de phosphore.

À la fin du processus, nous retirons la nacelle très lentement afin d'éviter tout choc thermique éventuel. Ensuite, la couche de verre de silicate de phosphore (PSG) formée est éliminée en plongeant les plaquettes de silicium dans un bain d'acide fluorhydrique HF (10%), pendant une durée de 3 minutes à la température ambiante. Après le décapage de cette couche, la nouvelle épaisseur des plaquettes gettérées est d'environ 300 μm .

III.7. Expérience de Dégradation des Performances Électriques par Illumination Prolongée sur les Plaquettes de Silicium Si-Cz

L'objectif de cette expérience est d'étudier l'impact de l'illumination prolongée sur les performances électriques des plaquettes de silicium monocristallin de type p (Si-Cz), en tenant compte de deux types de traitements : le gettering après un traitement chimique et la

passivation suivie d'un recuit thermique rapide (RTP) à différents pics de température après le traitement chimique. L'expérience vise à comparer les performances de ces échantillons pour comprendre l'impact de chaque processus sur la stabilité des propriétés électriques, notamment la durée de vie des porteurs minoritaires.

III.7.1. Préparation des plaquettes Si-Cz

Les plaquettes passivées avec une couche de $SiNx$, puis soumises à un recuit thermique rapide (RTP), ont bénéficié d'une préparation supplémentaire pour l'expérience de dégradation. Ainsi, avant l'illumination prolongée, ces plaquettes ont été soumises à un recuit sombre à 200 °C pendant 20 minutes. Cette étape a pour objectif de dissocier les paires bore-oxygène (BO) présentes éventuellement dans le volume des plaquettes de silicium après le recuit thermique rapide (RTP). Par la suite, nous avons laissé les échantillons dans l'obscurité pendant 24 heures afin que les paires fer-bore (FeB), dissociées durant le recuit sombre, puissent se réassocier. La figure III.12 illustre les différentes étapes du protocole suivi :

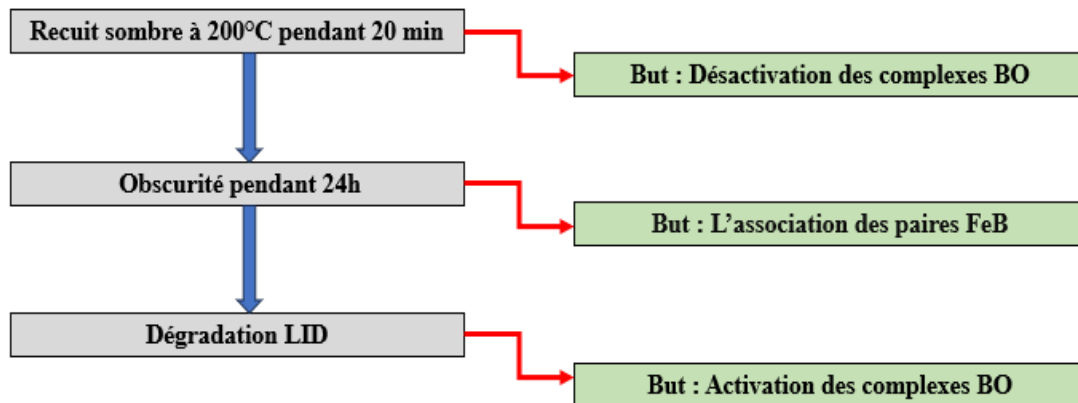


Figure III.12 : Protocole expérimental suivi pour la préparation des plaquettes Si-Cz pour l'étude de la dégradation induit par lumière (LID).

Le but de cette préparation est de maximiser la fiabilité des mesures concernant la dégradation induite par la lumière (LID) sur les plaquettes de silicium monocristallin.

III.7.2. Description du banc de dégradation induite par la lumière (LID)

La description du banc de dégradation induite par la lumière (LID) se concentre sur l'équipement utilisé pour étudier les effets de l'illumination prolongée sur les performances électriques des plaquettes de silicium Si-Cz

Après le traitement chimique de surface des plaquettes de silicium, deux sous-ensembles distincts de plaquettes de silicium de type p (Si-Cz) ont été préparés :

- **Sous-ensemble 1 (passivé et traité RTP) :** Ces plaquettes ont été passivées avec une couche de $SiNx$, puis ont subi un recuit thermique rapide (RTP) à différents pics de température (680 °C, 730 °C, 750 °C, 800 °C).
- **Sous-ensemble 2 (gettéré) :** Ces plaquettes ont subi un traitement chimique suivi d'un protocole de gettering par diffusion de phosphore. Ce processus vise à extraire les impuretés métalliques, notamment le fer.

Tous les échantillons ont été exposés à une source lumineuse artificielle intense (une lampe LED), avec une intensité de $600 W/m^2$ (mesurée à l'aide d'un luxmètre), pendant une durée prolongée de 30 heures (figure III.13). La température des plaquettes Si-Cz était d'environ 35 °C et a été régulièrement surveillée et mesurée à l'aide d'un thermocouple. L'évolution des performances électriques a été surveillée à intervalles réguliers pendant l'illumination.



Figure III.13 : Photographie de l'exposition des plaquettes Si-Cz à la lumière.

Pour mesurer l'ampleur de dégradation induite par la lumière (LID) sur les plaquettes, nous avons choisi la durée de vie τ des porteurs minoritaires comme indicateur. Celle-ci a été mesurée systématiquement avant, pendant et après l'illumination à l'aide de la technique

QSSPC (Quasi-Steady-State Photo-Conductance) [47]. Les valeurs de la durée de vie ont été prise à un niveau d'injection fixe de $\Delta n = 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ tout au long du travail. Le model QSSPC utilisé dans notre travail est : *Le Sinton Instruments WCT-120* (figure III.14), disponible au Centre de Recherche en Technologie des Semi-Conducteurs pour l'Énergétique (CRTSE).

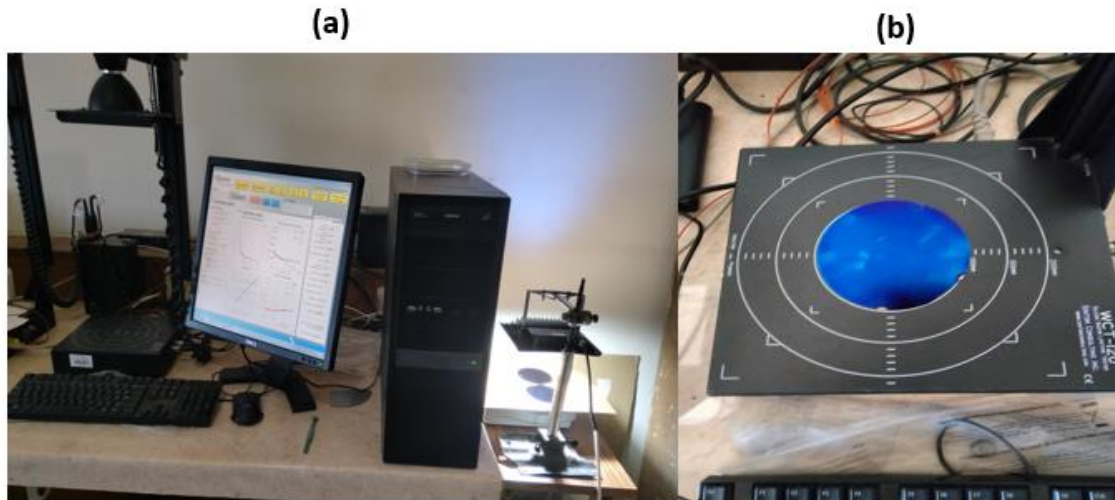


Figure III.14 : Photographie de : (a) l'instrument de mesure de la durée de vie par la technique QSSPC (*Sinton Instruments WCT-120*), b) la manière dont la plaquette Si-Cz est placée sur le porte-échantillon de l'instrument pour la mesure systématique de la durée de vie des porteurs minoritaires τ .

Une remarque importante concerne les plaquettes ayant subi un protocole de gettering par diffusion de phosphore (sous-ensemble 2). Bien que nous puissions obtenir des mesures de la durée de vie avec la technique QSSPC sur ces plaquettes gettérées sans passivation, ces mesures pourraient être moins fiables en raison des effets de recombinaison en surface. Pour réduire la vitesse de recombinaison en surface, une passivation instantanée sur les deux faces dans une solution d'iode-éthanol (IE) est utilisée avant chaque mesure de la durée de vie effective par QSSPC [48]. Les plaquettes sont ensuite placées dans un contenant en polyester fin et transparent de $30 \mu\text{m}$ d'épaisseur avant d'être mises dans le porte-échantillon pour la mesure (figure III.15).

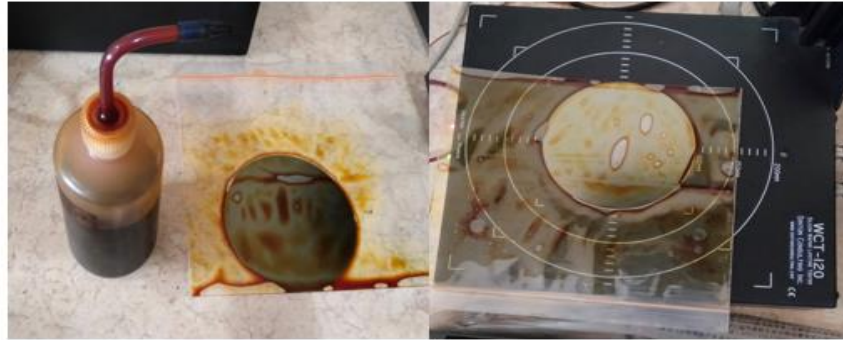


Figure III.15 : Passivation des deux faces des plaquettes Si-Cz à l'aide d'une solution d'iode-éthanol (IE).

III.7.3. Résultats des Mesures et Discussions

Cette section présente les résultats de l'étude sur l'évolution de la durée de vie des porteurs minoritaires dans des plaquettes de silicium Si-Cz, exposées à une illumination prolongée. Nous analysons l'effet de différents traitements thermiques rapides (RTP) et du processus de gettering sur la durée de vie. La figure III.16 illustre l'évolution de la durée de vie des porteurs minoritaires (τ) en fonction du temps d'illumination dans des plaquettes Si-Cz passivées $SiNx$ traités à différents pics de température lors du recuit thermique rapide (RTP).

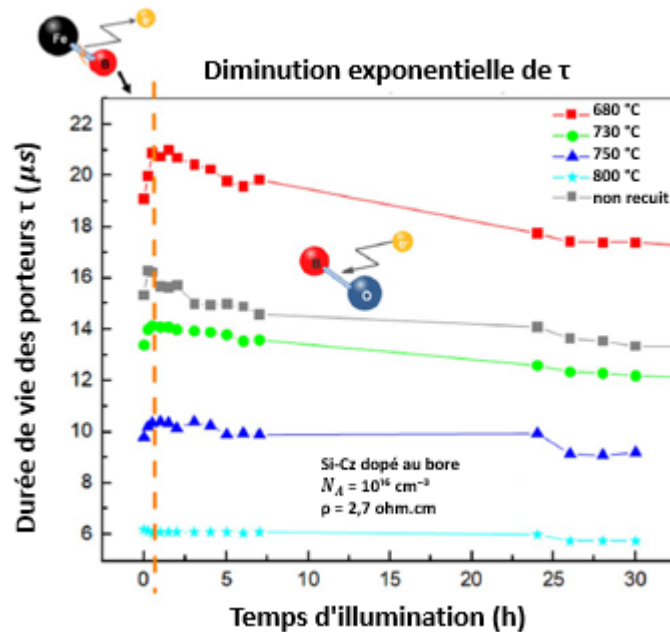


Figure III.16 : La durée de vie des porteurs minoritaires (τ) des plaquettes Si-Cz passivées $SiNx$, traités à différents pics de température (de 680 à 800 °C) et non traités en fonction du temps d'illumination.

La durée de vie (τ) présente une décroissance exponentielle prononcée en fonction du temps d'illumination [5, 15, 26, 27, 49]. L'augmentation initiale de τ , observée durant la première heure d'illumination, peut être attribuée à l'activité du complexe fer-bore (FeB) [50-53]. La dissociation de ces complexes élimine efficacement les centres de recombinaison qui leur sont associés, améliorant ainsi la durée de vie des porteurs minoritaires [54-56].

De plus, les plaquettes de silicium Si-Cz traitées à 680 °C présentent les meilleures valeurs de durée de vie des porteurs minoritaires (Figure III.16). Cela peut être attribué à l'interaction complexe entre la diffusion de l'hydrogène et la passivation produite par la couche $SiNx$ sur les deux surfaces de la plaquette de silicium [57]. Cependant, l'augmentation de la température réduit la durée de vie des porteurs, ce qui suggère une possible formation de défauts au sein de la couche $SiNx$ en raison du processus RTP [58]. En outre, des températures supérieures à 680 °C entraînent une diminution significative de la durée de vie des porteurs, ce qui indique des dommages sévères à la couche $SiNx$, probablement dus à la formation de fissures [59]. Les résultats indiquent que le traitement thermique rapide (RTP) est plus efficace à un pic de 680 °C pour optimiser la durée de vie des porteurs dans les échantillons passivés par des couches de $SiNx$, ce qui est en accord avec la littérature existante [60].

La figure III.17 illustre l'évolution de la durée de vie des porteurs minoritaires (τ) dans des plaquettes Si-Cz, soumises à un processus de gettering par diffusion de phosphore et non soumises, en fonction du temps d'illumination.

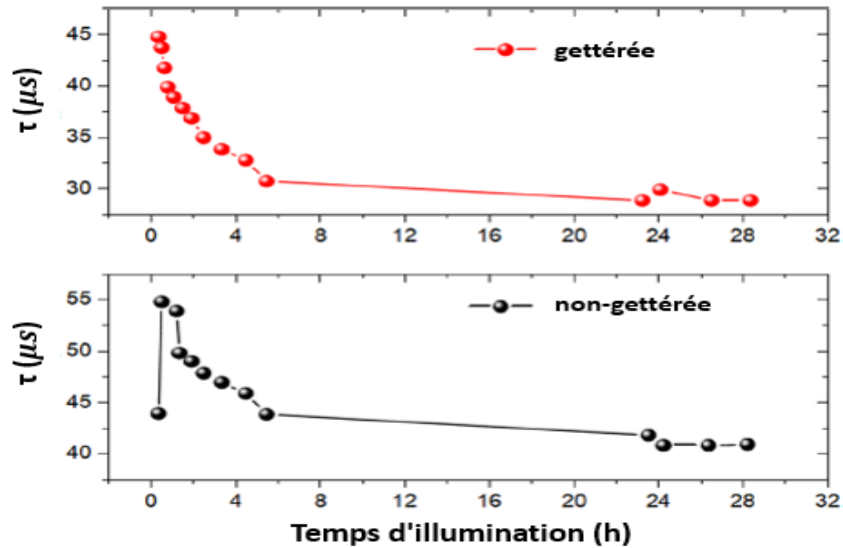


Figure III.17 : La durée de vie des porteurs minoritaires (τ) dans des plaquettes Si-Cz, soumises à un gettering par diffusion de phosphore et non soumises, en fonction du temps d'illumination.

Les plaquettes Si-Cz non-gettérées montrent une augmentation initiale notable de la durée de vie (τ) durant les premières phases d'illumination, suivie d'une décroissance exponentielle (figure III.17). Cette hausse initiale de τ peut être liée à la dissociation des paires. La dissociation des paires FeB dans un semi-conducteur à base de silicium cristallin s'accompagne d'un changement de la durée de vie des porteurs minoritaires [56]. Les complexes *FeB* sont des défauts qui résultent de la liaison des impuretés de fer et de bore [51, 61-63]. Ces complexes fonctionnent comme des centres de recombinaison. L'activation de processus de régénération par l'exposition à la lumière entraîne la dissociation de ces paires *FeB*, ce qui supprime leur activité de recombinaison et, par conséquent, accroît la durée de vie τ .

En revanche, les plaquettes ayant subi un traitement de gettering par diffusion de phosphore pour diminuer la concentration de fer affichent une densité de paires *FeB* considérablement réduite par rapport aux échantillons non-gettérés [4, 14, 33]. L'effet de dissociation du complexe *FeB* pendant le processus d'illumination n'est pas observé dans la durée de vie initiale des échantillons gettérés. En règle générale, les métaux agissent comme des centres de recombinaison puissants dans les plaquettes de silicium, ce qui nuit à l'efficacité des cellules solaires. Le gettering améliore l'efficacité de la cellule, en

déplaçant les métaux vers des zones du dispositif où leur impact sur les performances globales est minimisé [4].

III.7.1. Caractérisation optique des plaquettes Si-Cz

Nous avons employé des techniques d'analyse optique pour étudier la relation entre la formation de défauts et l'historique thermique des matériaux, en nous focalisant sur les couches de passivation. Ces analyses ont permis d'examiner les liaisons chimiques dans les couches de $SiNx$ déposées sur des plaquettes de silicium Si-Cz, et de suivre leur transformation après un traitement thermique rapide (RTP).

III.7.1. Appareillage expérimental

Les plaquettes de silicium monocristallin (Si-Cz) ont été caractérisées optiquement au Centre de Recherche en Technologie des Semi-Conducteurs pour l'Énergétique (CRTSE), en utilisant deux techniques distinctes : la spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR) et la spectroscopie de photoluminescence (PL).

III.7.1. La spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR)

Pour cette analyse, nous avons utilisé l'instrument *FTIR Thermo Nicolet NEXUS 670* (figure III.18). Cet appareil permet d'obtenir des spectres infrarouges d'absorption ou d'émission d'un échantillon, offrant des analyses spectroscopiques précises dans une large gamme d'applications, telles que la caractérisation des couches minces, comme les films de nitrure de silicium ($SiNx$), ainsi que l'analyse des défauts, impuretés et propriétés de surface dans les semi-conducteurs. En ce qui concerne les caractéristiques spécifiques de cet instrument, voici quelques informations clés associées à son utilisation :

- **Large gamme spectrale** : Il peut couvrir une large plage spectrale allant de l'infrarouge proche (4000 cm^{-1}) à l'infrarouge lointain (400 cm^{-1}), ce qui permet d'analyser une grande variété de matériaux [37].
- **Sensibilité et résolution** : Il est capable de détecter des signaux très faibles, permettant d'analyser même de petites quantités de matière ou des couches très fines comme les

films de nitrure de silicium (SiN_x), et est ainsi parfaitement adapté pour des analyses précises des liaisons chimiques dans les matériaux.

- **Mode ATR (Attenuated Total Reflectance) :** Cet accessoire permet une analyse rapide des surfaces solides et des couches minces sans préparation compliquée de l'échantillon.



Figure III.18 : Photographie de l'équipement FTIR : l'instrument *FTIR Thermo Nicolet NEXUS 670*.

III.7.2. La spectroscopie de photoluminescence (PL)

Pour cette analyse, nous avons utilisé le banc de Photoluminescence *FL3-DFX-iHR320* (figure III.19). Cet équipement dispose de trois sources d'excitation différentes : (1) une lampe Xénon continue, (2) une lampe pulsée, et (3) un laser He-Cd émettant dans l'UV à 325 nm [64]. Ces sources permettent d'explorer une large gamme de longueurs d'onde (UV, visible, proche infrarouge) et d'adapter les conditions d'excitation en fonction des besoins spécifiques des échantillons analysés (liquides, poudres, couches minces), optimisant ainsi les mesures de photoluminescence. Cette fonctionnalité permet une analyse approfondie des niveaux d'énergie et des défauts, rendant l'instrument particulièrement utile pour la recherche et le développement dans le domaine des semi-conducteurs. D'autres caractéristiques spécifiques de cet équipement sont citées ci-après :

- **Spectromètre iHR320 :** L'instrument est conçu pour offrir une résolution spectrale élevée et une configuration flexible, permettant ainsi de mesurer avec précision les spectres de photoluminescence des échantillons.

- **Détecteurs sensibles** : L'instrument utilise des détecteurs haute sensibilité pour capturer les signaux de photoluminescence, garantissant des mesures précises même pour des échantillons présentant des signaux faibles.
- **Un cryostat** : Il permet de réaliser des mesures à des températures très basses, pouvant descendre jusqu'à 10 K. Cela est essentiel pour étudier le comportement des matériaux semi-conducteurs sous des conditions thermiques spécifiques [64].
- **Un microscope intégré** : Il permet des mesures de mapping, soit à température ambiante avec une table xy , soit avec une table régulée en température (Linkam) jusqu'à environ 870 K. Cette fonctionnalité est utile pour analyser les variations de photoluminescence à travers la surface des échantillons, offrant une vue d'ensemble de leurs propriétés optiques [64].
- **Mesure adaptée** : Le banc offre la possibilité de mesurer des spectres d'excitation et d'émission en mode fluorescence. Ces spectres peuvent être aussi mesurés en mode phosphorescence et faire ensuite des mesures de durée de vie [64].



Figure III.19 : Photographie du banc de Photoluminescence *FL3-DFX-iHR320*.

III.7.2. Résultats de Caractérisation et Discussions

La figure III.20 présente les résultats des spectres FTIR des plaquettes de silicium recouvertes de couches de nitrure de silicium ($SiNx$), obtenus après le processus de recuit thermique rapide (RTP) à diverses températures.

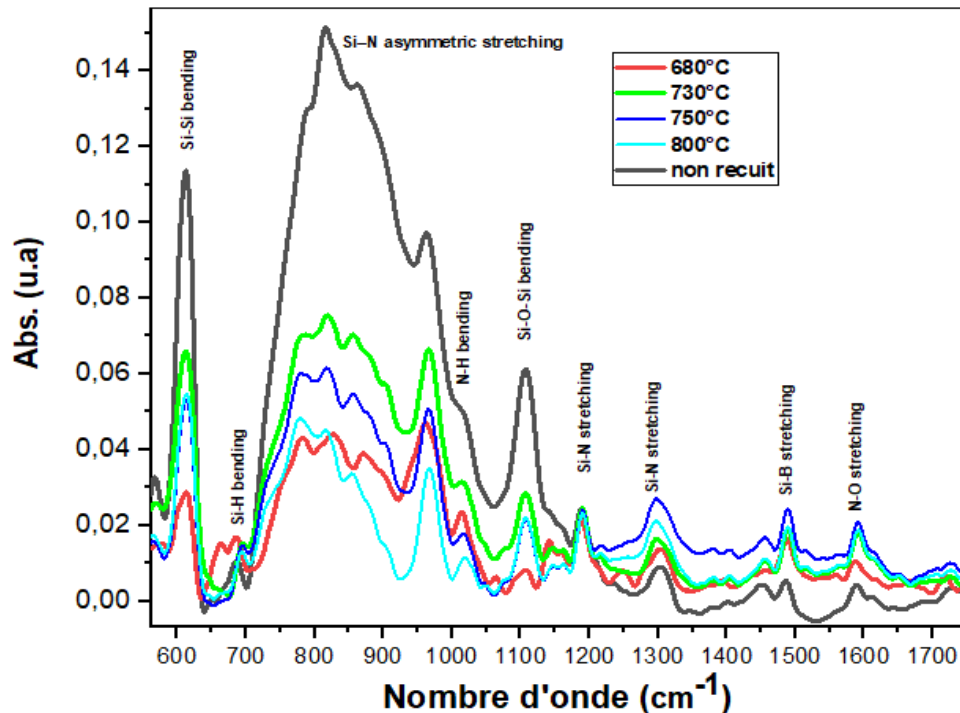


Figure III.20 : Des spectres FTIR des films de nitrure de silicium ($SiNx$) déposés sur des plaquettes de silicium (Si-Cz) et ayant été soumis à un recuit thermique rapide (RTP) à différentes températures.

La courbe grise représente la plaquette Si-Cz de référence qui n'a pas été traitée thermiquement (figure III.20). À mesure que la température de recuit augmente, nous constatons une diminution progressive de l'intensité des pics d'absorption, notamment pour les liaisons : De nitrure de silicium (Si-N), de silicium-silicium (Si-Si), d'oxygène-silicium-oxygène (Si-O-Si) et de nitrure-hydrogène (N-H), en comparaison avec le spectre de la plaquette de référence. Cette tendance indique une réduction de la force de ces liaisons altérées par le processus de recuit [60], impliquant une dégradation de la structure atomique au sein des couches de $SiNx$ [65, 66]. Dans des cas extrêmes, à des températures suffisamment élevées, le processus de recuit peut même induire la formation de liaisons cristallines au sein de la couche amorphe de $SiNx$ [67].

La figure III.21 présente les résultats des spectres de photoluminescence (PL) des plaquettes de silicium recouvertes de couches de ($SiNx$), obtenus après le processus de recuit thermique rapide (RTP) à diverses températures. Toutes les plaquettes Si-Cz ont été excités à une longueur d'onde de 532 nm. Dans la figure III.21.a, le pic à 583 nm (2,13 eV) est associé aux niveaux d'énergie des défauts présents dans le gap des couches amorphes

de nitrure de silicium de taille nanométrique [68, 69]. En outre, une émission infrarouge, avec un pic à 800 nm (1,55 eV), met en évidence une luminescence à l'interface entre le silicium et la couche de passivation ($Si/SiNx:H$) [69, 70]. Nous supposons que le traitement RTP à haute température entraîne la rupture et la reconfiguration de certaines liaisons atomiques à l'interface $Si/SiNx:H$.

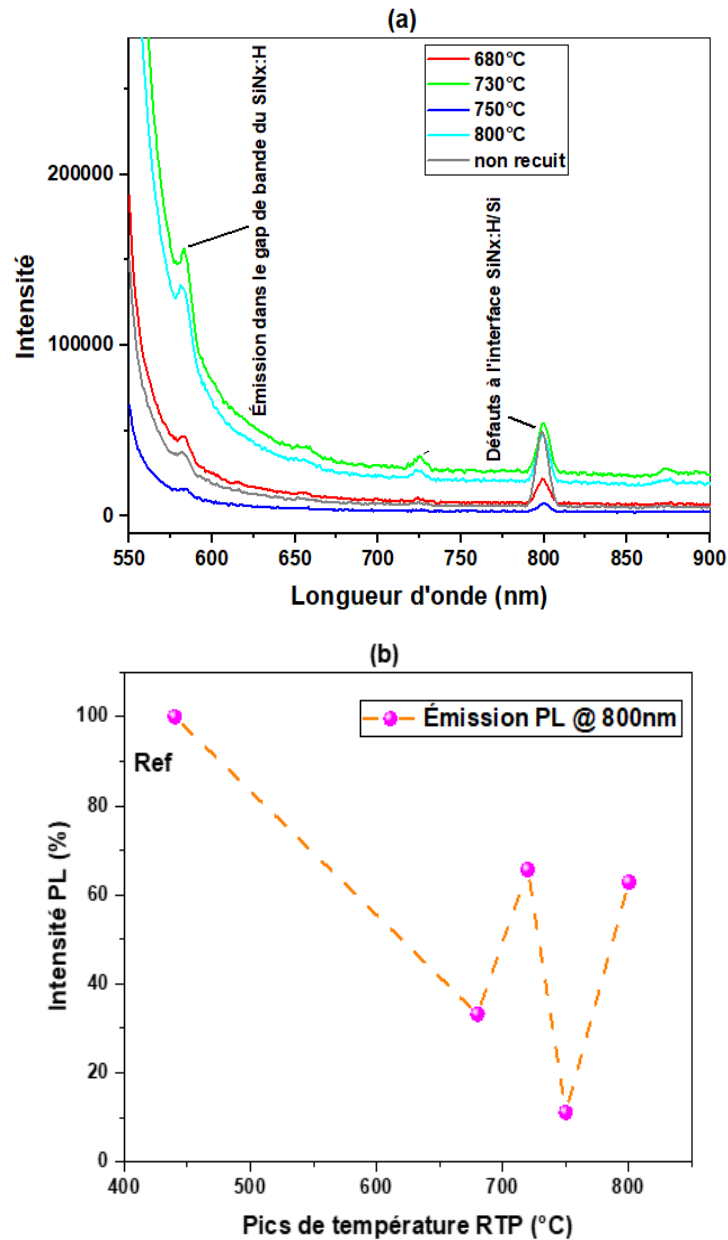


Figure III.21 : (a) Des spectres de photoluminescence (PL) sous excitation à 532 nm des films de $SiNx$ déposés sur des plaquettes de silicium (Si-Cz), (b) La comparaison de l'intensité d'émission PL à 800 °C entre les plaquettes Si-Cz traités et non traités thermiquement.

III.8. Analyse comparative des courbes de durée de vie dans les plaquettes Si-Cz, en conditions de recuit à la lumière et dans l'obscurité

Dans cette section, nous analysons la dégradation de la durée de vie (τ) des plaquettes de silicium monocristallin (Si-Cz) traités dans deux conditions distinctes : (1) l'illumination prolongée à 35 °C (LS : Light Soaking) et (2) le recuit dans l'obscurité à 160 °C (DA : Dark Annealing), pendant une durée de 30 h. L'analyse met en lumière l'importance de l'hydrogène dans la dégradation des échantillons suite au traitement thermique.

III.8.1. Description du recuit à l'obscurité (DA)

Les plaquettes de silicium monocristallin (Si-Cz) ont subi un recuit dans l'obscurité (DA) à 160 °C. Une plaque chauffante standard, réglée à 160 °C et placée dans l'obscurité, a été utilisée pour étudier la dégradation des plaquettes Si-Cz sur une période de 24 heures. La durée de vie (τ) des porteurs minoritaires a été utilisée comme indicateur, et elle a été mesurée systématiquement avant, pendant et après le recuit DA, à l'aide de la technique QSSPC (Quasi-Steady-State Photo-Conductance). Les valeurs de la durée de vie ont été prise à un niveau d'injection fixe de $\Delta n = 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ tout au long de l'étude. Le model QSSPC utilisé dans notre travail est : *Le Sinton Instruments WCT-120* (figure III.14), disponible au niveau du Centre de Recherche en Technologie des Semi-Conducteurs pour l'Énergétique (CRTSE).

Nous notons que les résultats concernant la dégradation de la durée de vie des porteurs minoritaires (τ) sous condition d'illumination prolongée à 35 °C (LS) sont issus de la section III.7.

III.8.2. Résultats des Mesures et Discussions

La figure III.22 montre l'évolution des courbes de durée de vie (τ) des plaquettes de silicium monocristallin (Si-Cz) traitées dans des conditions d'illumination prolongée (LS) et de recuit dans l'obscurité (DA).

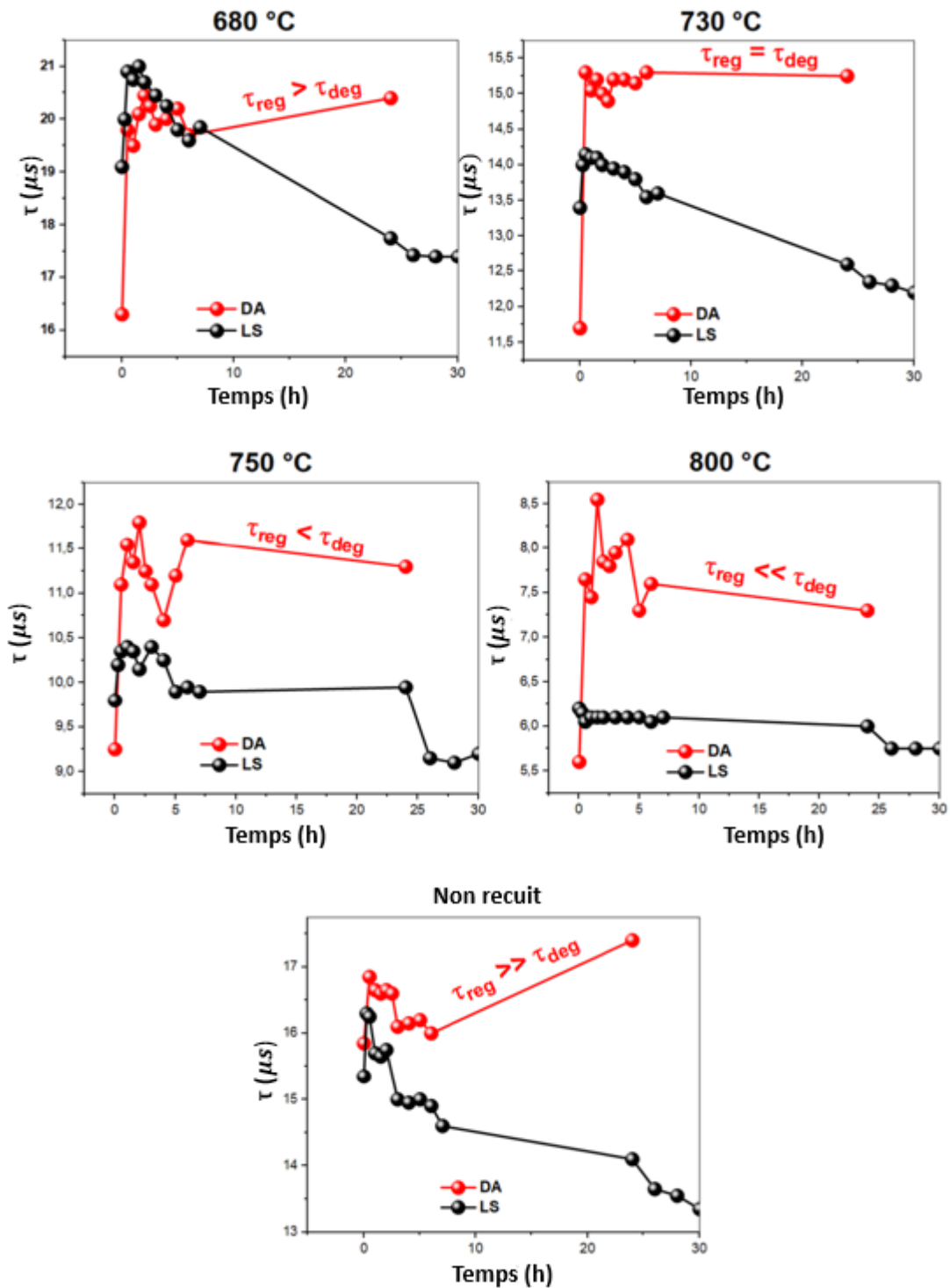


Figure III.22 : Évolution de la durée de vie des porteurs minoritaires (τ) en fonction du temps pour les plaquettes (Si-Cz) traitées par RTP (de 680 à 800 °C) et pour celles non traitées, durant une période de 30 h. La courbe (1) en rouge illustre le test de recuit dans l'obscurité (DA) à 160 °C, tandis que la courbe (2) en noir montre le test d'illumination prolongée (LS) à 35 °C.

La durée de vie générée lors du test de recuit dans l'obscurité est habituellement supérieure à celle enregistrée lors du test d'illumination prolongée. En plus, l'écart entre les valeurs des deux tests tend à augmenter avec la température de recuit. Pendant la phase initiale (environ 0 à 5 heures), la variation du taux pour les tests d'illumination prolongée et de recuit dans l'obscurité présente un comportement similaire, comme le montrent les études antérieures [71]. Néanmoins, après cette phase initiale, la durée de vie lors du recuit dans l'obscurité (DA) évolue d'une régénération pour la plaquette de référence à une dégradation progressive, en fonction de la température de pic du recuit RTP. Dans une étude récente, D. Lin et al ont démontré que les taux de régénération et de dégradation (τ_{reg} et τ_{deg} , respectivement) sont influencés par la température de pic [22]. F. Kersten et al ont constaté que les échantillons passivés avec une couche de nitrure de silicium ($SiNx$) et ensuite soumis à un traitement thermique présentaient des signes de dégradation après 1000 heures de recuit dans l'obscurité (DA) à 75 °C [71]. La figure III.22 montre que des températures de recuit élevées entraînent une dégradation accrue de la durée de vie (τ), et cet effet ne peut pas être expliqué par la présence de paires fer-bore (FeB) ou même de défauts bore-oxygène (BO). Récemment, plusieurs recherches ont rapporté que l'hydrogène est impliqué dans la formation et l'activation de certains défauts dans le silicium cristallin [22, 72, 73]. Dans leurs recherches, D. Lin et al. [22] ainsi que A. Wenham et al. [74] montrent que des niveaux élevés d'hydrogène peuvent provoquer l'initiation de défauts de manière indépendante. Plusieurs études récentes [75-78] ont examiné le comportement de l'hydrogène dans le silicium dopé au bore. Il semble y avoir un consensus sur le fait que l'hydrogène joue un rôle dans cette dégradation [75, 79-83]. Cette théorie introduit le concept de la recombinaison induite par l'hydrogène (HIR : Hydrogen-Induced recombination) [84], où l'hydrogène présente un comportement amphotère dans différents semi-conducteurs, y compris le silicium, où il peut être trouvé sous forme d'état positif (H^+) et négatif (H^-) [3, 13, 85]. Il est un accepteur et un donneur dans le Si de type n et p, respectivement [12]. C. Sun et al. [86] ont décrit les populations fractionnelles des états de charge H libres en fonction de la température.

En raison de la rampe de refroidissement rapide et de la diminution rapide de la solubilité, l'hydrogène atomique forme principalement des dimères, ce qui conduit également à la formation, dans une certaine mesure, de paires dopant-hydrogène [87]. Les atomes d'hydrogène tendent alors à s'associer avec les dopants, ce qui entraîne la formation de

nouveaux complexes tels que les complexes HB [22, 85, 88-90]. Le dopant, qui est le bore, aurait agi comme un catalyseur pour la rupture des dimères d'hydrogène et facilité la formation de paires HB [91, 92]. L'étape de cuisson conduit à l'incorporation d'hydrogène depuis la couche superficielle du nitrure riche en hydrogène [93], la concentration d'hydrogène incorporé peut atteindre $3 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ [76]. La couche de $SiNx$ est généralement utilisée comme source d'hydrogène pour les cellules solaires en silicium [13]. La dégradation de la durée de vie observée lors du test de recuit dans l'obscurité (DA) (figure III.22) a été liée à la fraction d'hydrogène libérée par la couche de $SiNx$, comme l'ont révélé les analyses FTIR et PL réalisées après le recuit.

III.9. Simulation de la dégradation induite par la lumière (LID) basée sur un modèle à deux états de défauts indépendants

Dans cette section, nous utilisons une simulation basée sur des modèles cinétiques pour valider les théories existantes et évaluer l'influence de l'étape de cuisson sur la formation de défauts.

III.9.1. Description de la simulation

Afin de mieux comprendre la variation de la combinaison rapide et lente des atomes de bore et d'oxygène dans les plaquettes de silicium, qui constituent la principale source de défauts de recombinaison actifs à l'origine de la dégradation induite par la lumière (LID-BO) observée lors des tests d'illumination [5, 15, 26-28, 49], un modèle cinétique a été développé en utilisant un code Python basé sur des équations différentielles ordinaires (ODE) [54]. Ce modèle s'appuie sur la théorie des deux défauts distincts [49]. La figure III.23 illustre ce modèle cinétique BO-LID, fondé sur cette théorie des deux types de défauts.

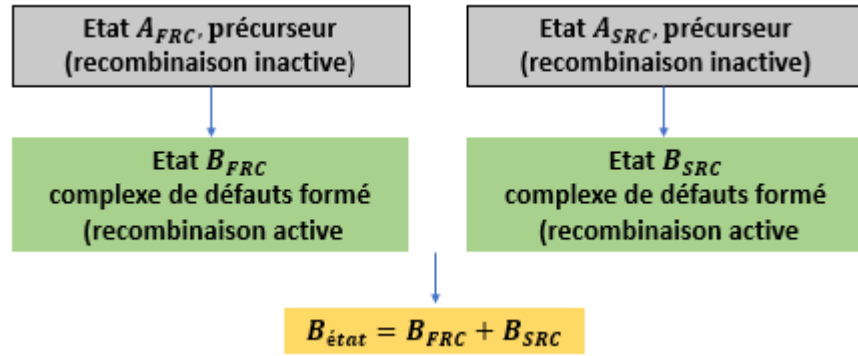


Figure III.23 : Diagramme des états et des transitions associés aux défauts BO, basé sur la théorie des deux défauts distincts.

La théorie des deux défauts suggère qu'il existe deux états précurseurs distincts, A_{FRC} et A_{SRC} , associés aux centres de recombinaison rapide (FRC) et lente (SRC), respectivement, ainsi que deux états de défaut indépendants correspondants, B_{FRC} et B_{SRC} . La concentration de défauts dans chaque état est notée N_i , où i fait référence à l'état particulier, qu'il s'agisse d' A_{FRC} , A_{SRC} , B_{FRC} ou B_{SRC} . L'évolution au cours du temps de la concentration de chaque espèce est régie par un système d'équations différentielles linéaires.

$$\frac{dN_{A_{FRC}}}{dt} = -k_{AB_{FRC}} \cdot N_{A_{FRC}} + k_{BA_{FRC}} \cdot N_{B_{FRC}} + k_{FeB} \cdot N_{FeB} \quad \text{III.2}$$

$$\frac{dN_{A_{SRC}}}{dt} = -k_{AB_{SRC}} \cdot N_{A_{SRC}} + k_{BA_{SRC}} \cdot N_{B_{SRC}} + k_{FeB} \cdot N_{FeB} \quad \text{III.3}$$

$$\frac{dN_{B_{FRC}}}{dt} = -\frac{dN_{A_{FRC}}}{dt} \quad \text{III.4}$$

$$\frac{dN_{B_{SRC}}}{dt} = -\frac{dN_{A_{SRC}}}{dt} \quad \text{III.5}$$

Le modèle prend également en compte l'effet de la dissociation des complexes fer-bore (FeB) sur le processus de dégradation et sur la formation de nouveaux atomes de bore libres. Cette dissociation [94] est exprimée par l'équation chimique suivante :



La variation de la concentration de complexes FeB est décrite par :

$$\frac{dN_{FeB}}{dt} = -k_{FeB} \cdot N_{FeB} \quad \text{III.7}$$

Où :

$N_{A_{FRC}}$: concentration du précurseur A_{FRC} .

$N_{A_{SRC}}$: concentration du précurseur A_{SRC} .

$N_{B_{FRC}}$: concentration du défaut B_{FRC} .

$N_{B_{SRC}}$: concentration du défaut B_{SRC} .

N_{FeB} : concentration du complexe FeB.

$k_{AB_{FRC}}$: constante de vitesse pour la transition du précurseur A_{FRC} au défaut B_{FRC} .

$k_{AB_{SRC}}$: constante de vitesse pour la transition du précurseur A_{SRC} au défaut B_{SRC} .

$k_{BA_{FRC}}$: constante de vitesse pour la transition du défaut B_{FRC} au précurseur A_{FRC} .

$k_{BA_{SRC}}$: constante de vitesse pour la transition du défaut B_{SRC} au précurseur A_{SRC} .

k_{FeB} : constante de vitesse pour la dissociation de FeB.

Nous précisons ici que les équations (III.2 et III.3) expriment le taux de variation des concentrations des états précurseurs A_{FRC} et A_{SRC} , tandis que les équations (III.4 et III.5) sont des équations de conservation, assurant que la concentration totale des états de défaut B_{FRC} et B_{SRC} , désignés B, reste constante. Enfin, l'équation (III.7) décrit le taux de variation de la concentration du complexe FeB au fil du temps.

III.9.2. Résultats de la simulation et discussion

La figure III.24 présente les concentrations prévues dans les divers états en fonction du temps, selon la théorie des deux défauts distincts. Nous observons des tendances similaires entre la concentration normalisée des défauts, tant dans les résultats simulés qu'expérimentaux, en fonction de la durée d'exposition à la lumière. La théorie de la dégradation en deux phases explique efficacement l'évolution de la durée de vie des porteurs sous illumination.

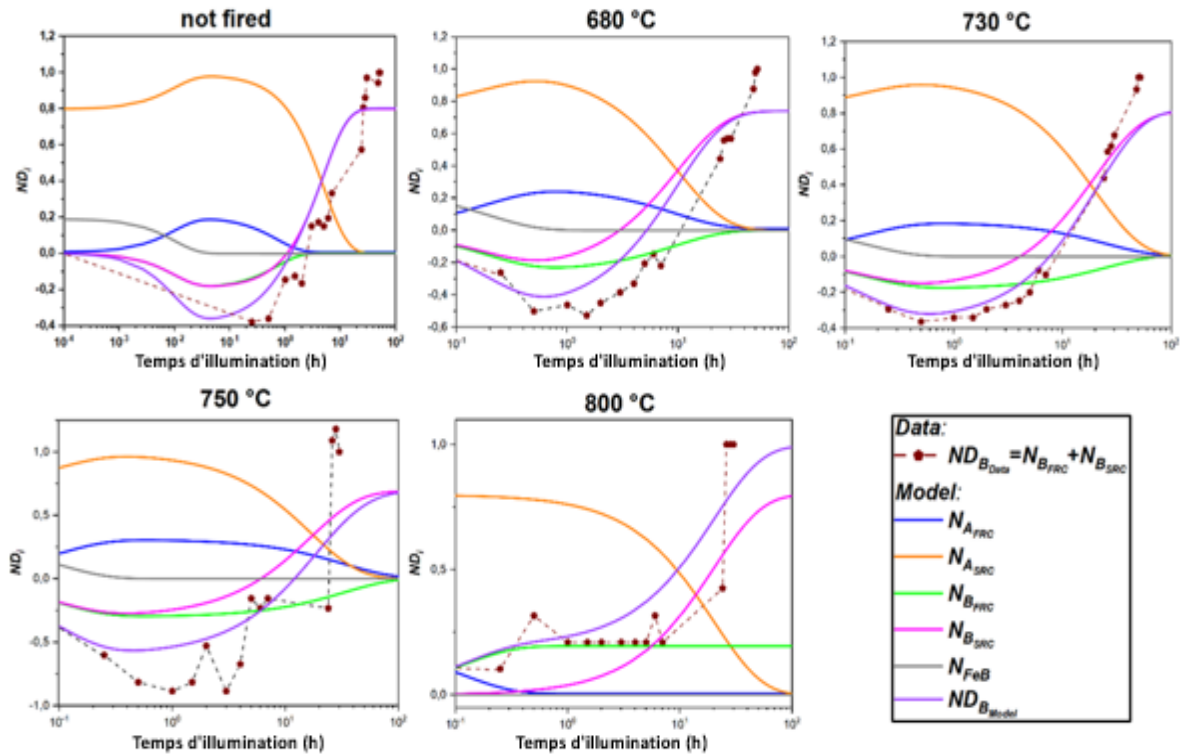


Figure III.24 : Concentration normalisée des divers états $ND_i = (N_i/N_{dop})$ en fonction du temps, utilisant les constantes de vitesse de réaction, expérimentales et simulées, selon la théorie des deux défauts.

Pour examiner l'impact de la température sur la génération de défauts, les résultats expérimentaux (Données) et ceux issus de la simulation (Modèle) ont été représentés graphiquement afin de visualiser l'évolution de la concentration normalisée des défauts ND_B en fonction de l'augmentation de la température de pic du traitement thermique rapide (RTP) (figure 25.a). En complément, la méthode de l'erreur quadratique moyenne (MSE) a été utilisée pour quantifier l'écart entre les données et le modèle à une température de pic RTP donnée (figure 25.b). Comme illustré sur la figure 25.b, la simulation révèle une corrélation directe entre la température de pic RTP et ND_B . De plus, le modèle prédit une augmentation progressive de la concentration totale de défauts avec l'élévation de la température RTP.

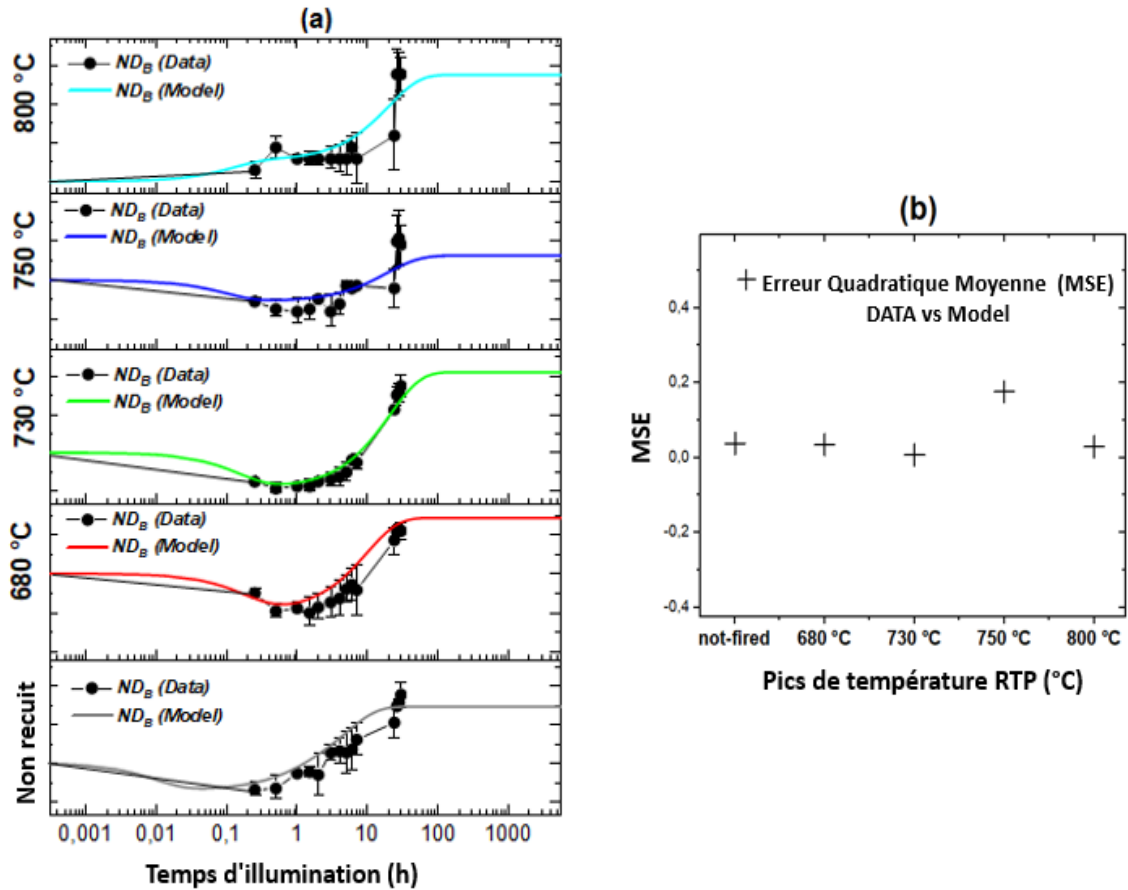


Figure III.25 : (a) La concentration normalisée du défaut ND_B : résultats expérimentaux (Données) et simulations (Modèle) en fonction du temps d'illumination, (b) l'erreur quadratique moyenne (MSE) entre les Données et le Modèle, en fonction de la température de pic du traitement thermique rapide (RTP).

Dans cette partie, nous proposons une analyse détaillée des constantes de vitesse associées à la formation de divers défauts liés à l'interaction entre le bore et l'oxygène dans les plaquettes de silicium. La figure III.26 met en évidence les variations des constantes de vitesse en fonction de la température de pic du traitement thermique rapide (RTP), en particulier celles associées à la formation du défaut rapide ($k_{AB_{FRC}}$), et du défaut lent ($k_{AB_{SRC}}$), ainsi qu'à celle associée la dissociation du complexe fer-bore (k_{FeB}).

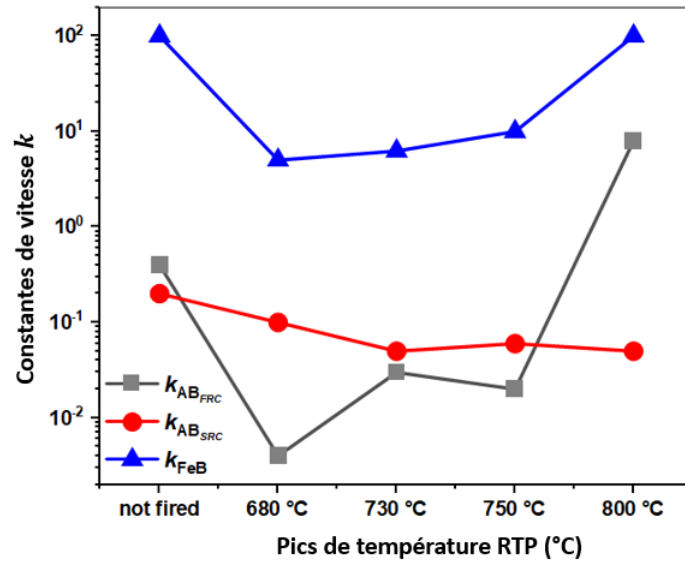


Figure III.26 : Les constantes de vitesse en fonction de la température de pic du RTP, incluant celles de la formation du défaut rapide ($k_{AB_{FRC}}$) (en gris), de formation du défaut lent ($k_{AB_{SRC}}$) (en rouge), et de la dissociation du complexe fer- bore (k_{FeB}) (en bleu).

La simulation révèle une forte corrélation entre les comportements de ($k_{AB_{FRC}}$) et ($k_{AB_{SRC}}$), qui diminuent ensemble rapidement jusqu'à atteindre une valeur minimale à une température de pic de 680 °C pendant le processus RTP. Par la suite, les réactions cinétiques montrent une tendance ascendante, proportionnelle à l'augmentation de la température de pic au cours du processus RTP. D. Kim et al soulignent que la valeur apparemment plus élevée de k_{FRC} associée à la dégradation des FRC pourrait être due à la combinaison des défauts Fe et BO [95], ce qui s'aligne bien avec les résultats de notre modèle. En revanche, la constante de vitesse responsable de la formation des défauts lents, $k_{AB_{SRC}}$, semble ne pas dépendre de la libération d'atomes de bore libres résultant de la dissociation des complexes FeB. De plus, $k_{AB_{SRC}}$ diminue avec l'élévation des températures de pic lors du processus RTP. Une explication possible réside dans la présence d'hydrogène dans la couche $SiNx:H$, qui peut passiver le volume des plaquettes de silicium après le traitement RTP grâce à un processus de diffusion [13, 14, 22, 76, 93, 96-99] et en s'associant aux atomes de bore [29, 46, 85, 87-92, 100]. En outre, les résultats suggèrent que le comportement des défauts rapides (FRC) est influencé par la concentration d'atomes de bore libres issus de la rupture des liaisons des complexes FeB. Les défauts B_{FRC} rivalisent directement avec la charge libérée lors de la dissociation des complexes fer-bore (FeB), ce qui provoque une régénération de la durée de vie des

porteurs durant la phase initiale d'illumination du test de dégradation induite par la lumière (LID). Ce phénomène a été constaté dans des simulations de différentes espèces, où la concentration de défauts de l'état B_{FRC} est surpassée par charge émise lors de la dissociation de FeB (figure III.25). En revanche, les plaquettes de silicium soumises à des traitements thermiques rapides (RTP) à des températures élevées (800 °C) ne présentent pas une augmentation similaire de la durée de vie des porteurs lors de la phase initiale du test LS, contrairement aux autres plaquettes. L'éventuelle formation de nouveaux défauts thermiques [101, 102] et la dégradation de la couche de passivation $SiNx:H$ [102] pour les échantillons traités RTP à des températures élevées de 800 °C, pourraient expliquer cette différence. Il est important de souligner que la durée d'exposition à la lumière lors du test LS n'a pas d'influence sur ces défauts thermiquement induits. Par conséquent, ces défauts thermiques piègent efficacement les charges excédentaires issues de la dissociation des complexes fer-bore (FeB), ce qui favorise la prévalence de l'état FRC au cours des premières phases d'illumination, comme l'illustre l'augmentation rapide des constantes de vitesse pour $k_{AB_{FRC}}$ aux températures maximales de 800 °C (figure III.26).

III.10. Conclusion

Ce chapitre a permis d'approfondir notre compréhension des facteurs influençant la durée de vie des porteurs minoritaires dans les plaquettes de silicium dopées au bore (Si-Cz), passivées avec des couches de $SiNx:H$. En mettant en place un protocole expérimental rigoureux, incluant des traitements chimiques de surface, la passivation par dépôt de nitrure de silicium, et un cycle de traitement thermique rapide (RTP) à divers pics de température, tout en combinant ces traitements au gettering par diffusion de phosphore, nous avons pu examiner de manière systématique l'impact de ces facteurs sur les performances des plaquettes. De plus, un modèle cinétique a été utilisé pour analyser les interactions des défauts dans les plaquettes Si-Cz.

L'analyse des résultats a révélé que la durée de vie des porteurs minoritaire (τ) est fortement affectée par l'illumination, la formation de défauts et la température. La dissociation des complexes FeB a montré une influence significative au début du processus d'illumination, tandis que le taux de formation de défauts, plus lent, semble être peu influencé par ce facteur, mais diminue à des températures de RTP plus élevées. Ces

observations suggèrent que des mécanismes tels que la diffusion de l'hydrogène et son association avec les atomes de bore jouent un rôle crucial dans la dynamique des porteurs. De plus, les différences notables dans les valeurs de durée de vie révélées par les tests DA par rapport aux tests LS ont conduit à la proposition du concept de recombinaison induite par l'hydrogène. Cette compréhension approfondie des mécanismes de dégradation, notamment la dégradation induite par la lumière (LID), est essentielle pour améliorer la fiabilité et l'efficacité des cellules solaires à base de silicium.

En somme, ce chapitre apporte des éclairages précieux sur la relation complexe entre les traitements thermiques, la passivation et les performances des plaquettes de silicium, contribuant ainsi à l'optimisation de ces matériaux dans le domaine photovoltaïque. Les résultats obtenus ouvrent également des pistes de recherche pour mieux cerner les interactions entre les différents éléments, visant à réduire les pertes de performance et à favoriser le développement de cellules solaires plus efficaces et durables.

Références chapitre III

- [1] « ITRPV, International Technology Roadmap for Photovoltaic (ITRPV), (10th ed) 2019, pp. 1–38. <https://pv-manufacturing.org/wp-content/uploads/2019/03/ITRPV-2019.pdf> ».
- [2] « M. Green, What's next in photovoltaics beyond PERC? In: APSRC, 2018, 'Proceedings of the Asia Pacific Solar Research Conference 2018', Publisher: Australian PV Institute, 2018, ISBN: 978-0-6480414-2-9. <https://apvi.org.au/solar-research-conference/proceedings-apsrc-2018/> ».
- [3] D. Chen, « Elucidating the Mechanics Behind Light- and Elevated Temperature Induced Degradation in Silicon Solar Cells », Unpublished, 2020. Consulté le: 27 janvier 2024. [En ligne]. Disponible sur: <http://rgdoi.net/10.13140/RG.2.2.10653.33762>
- [4] Z. Yang *et al.*, « Impurity Gettering in Polycrystalline-Silicon Based Passivating Contacts—The Role of Oxide Stoichiometry and Pinholes », *Adv. Energy Mater.*, vol. 12, p. 2103773, mai 2022, doi: 10.1002/aenm.202103773.
- [5] L. I. Khirunenko, M. G. Sosnin, A. V. Duvanskii, N. V. Abrosimov, et H. Riemann, « New properties of boron-oxygen dimer defect in boron-doped Czochralski silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 132, n° 13, p. 135703, oct. 2022, [En ligne]. Disponible sur: <https://doi.org/10.1063/5.0114809>
- [6] « ITRPV, International Technology Roadmap for Photovoltaic (ITRPV), 2022 Results, 14th ed. (VDMA 2023). <https://www.vdma.org/international-technology-roadmap-photovoltaic> ».
- [7] « Photovoltaics Report, Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems ISE: Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems ISE, (2020). <https://fr.scribd.com/document/641697041/Photovoltaics-Report-Fraunhofer-2020>. »
- [8] S. Ahmed *et al.*, « Photoresponse of porous silicon for potential optical sensing », *Europhys. Lett.*, vol. 139, n° 3, p. 36001, août 2022, doi: <https://doi.org/10.1209/0295-5075/ac7d08>.
- [9] S. Ahmed, A. Ansari, M. A. Siddiqui, A. Khan, et P. Ranjan, « A potential optical sensor based on nanostructured silicon », *J. Mater. Sci. Mater. Electron.*, vol. 34, n° 8, p. 755, mars 2023, doi: 10.1007/s10854-023-10187-2.
- [10] W. K. Hamoudi, R. A. Ismail, K. Al-Qayim, D. N. Raouf, R. H. Mahdi, et M. S. Murad, « Effect of rapid thermal annealing on photovoltaic properties of silicon solar cell fabricated by one-step laser doping in liquid », *Appl. Phys. A*, vol. 130, n° 1, p. 26, déc. 2023, doi: 10.1007/s00339-023-07173-0.

- [11] M. S. Prasanna et P. Kale, « State-of-the-art passivation strategies of c-Si for photovoltaic applications: A review », *Mater. Sci. Semicond. Process.*, vol. 154, p. 107202, févr. 2023, doi: 10.1016/j.mssp.2022.107202.
- [12] J. Coutinho, D. Gomes, V. J. B. Torres, T. O. A. Fattah, V. P. Markevich, et A. R. Peaker, « Hydrogen Reactions with Dopants and Impurities in Solar Silicon from First Principles », *Sol. RRL*, vol. n/a, n° n/a, p. 2300639, doi: 10.1002/solr.202300639.
- [13] L. Song, Z. Hu, D. Lin, D. Yang, et X. Yu, « Progress of hydrogenation engineering in crystalline silicon solar cells: A review », *J. Phys. Appl. Phys.*, 2022, Consulté le: 5 janvier 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1361-6463/ac9066/meta>
- [14] A. Liu, S. P. Phang, et D. Macdonald, « Gettering in silicon photovoltaics: a review », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 234, p. 111447, 2022, Consulté le: 5 janvier 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927024821004876>
- [15] J. Schmidt et K. Bothe, « Performance-Limiting Oxygen-Related Defects in Silicon Solar Cells », *ECS Trans.*, vol. 3, n° 4, p. 285, oct. 2006, doi: 10.1149/1.2355764.
- [16] C. Sen *et al.*, « Eliminating light- and elevated temperature-induced degradation in P-type PERC solar cells by a two-step thermal process », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 209, p. 110470, juin 2020, doi: 10.1016/j.solmat.2020.110470.
- [17] K. Kim *et al.*, « Degradation of surface passivation and bulk in p-type monocrystalline silicon wafers at elevated temperature », *IEEE J. Photovolt.*, vol. 9, n° 1, p. 97-105, 2018, doi: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2020.110470>.
- [18] X. Tan, « Insights into the Mechanisms of Bulk and Surface Related Degradation in Monocrystalline Silicon Solar Cells », Thesis, UNSW Sydney, 2020. doi: 10.26190/unsworks/22239.
- [19] T. O. Abdul Fattah *et al.*, « Analysis of Impurity-Related Radiative Transitions in Silicon Materials Using Temperature-Dependent Photoluminescence », in *2023 IEEE 50th Photovoltaic Specialists Conference (PVSC)*, juin 2023, p. 1-6. doi: 10.1109/PVSC48320.2023.10359855.
- [20] C. Sen *et al.*, « Impact of surface doping profile and passivation layers on surface-related degradation in silicon PERC solar cells », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 235, p. 111497, janv. 2022, doi: 10.1016/j.solmat.2021.111497.
- [21] S. Yuan *et al.*, « In situ LID and regeneration of PERC solar cells from different positions of a B-doped Cz-Si ingot », *Int. J. Photoenergy*, vol. 2022, p. 1-12, 2022, Consulté le: 12 janvier 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.hindawi.com/journals/ijp/2022/6643133/>
- [22] D. Lin, Z. Hu, Q. He, D. Yang, L. Song, et X. Yu, « New insights on LeTID/BO-LID in p-type monocrystalline silicon », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 226, p. 111085, 2021, Consulté le: 5 janvier 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927024821001264>
- [23] S. Ding *et al.*, « Comparison of LID and Electrical Injection Regeneration of PERC and Al-BSF Solar Cells from a Cz-Si Ingot », *Energies*, vol. 15, p. 7764, oct. 2022, doi: 10.3390/en15207764.
- [24] B. Hammann *et al.*, « The Impact of Different Hydrogen Configurations on Light- and Elevated-Temperature-Induced Degradation », *IEEE J. Photovolt.*, vol. PP, p. 1-12, mars 2023, doi: 10.1109/JPHOTOV.2023.3236185.
- [25] M. H. Utila et C.-H. Lin, « LeTID Study of passivation layers for Si solar cells », in *Advanced Photonics Congress 2023 (2023)*, paper SW3D.4, Optica Publishing Group, juill. 2023, p. SW3D.4. doi: 10.1364/SELED.2023.SW3D.4.
- [26] M. Kim, M. Abbott, N. Nampalli, S. Wenham, B. Stefani, et B. Hallam, « Modulating the extent of fast and slow boron-oxygen related degradation in Czochralski silicon by thermal annealing: Evidence of a single defect », *J. Appl. Phys.*, vol. 121, n° 5, p. 053106, févr. 2017, doi: 10.1063/1.4975685.
- [27] T. Niewelt, J. Schön, W. Warta, S. W. Glunz, et M. C. Schubert, « Degradation of crystalline silicon due to boron-oxygen defects », *IEEE J. Photovolt.*, vol. 7, n° 1, p. 383-398, 2016, doi: <https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2016.2614119>.
- [28] J. Lindroos et H. Savin, « Review of light-induced degradation in crystalline silicon solar cells », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 147, p. 115-126, 2016, [En ligne]. Disponible sur: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2015.11.047>
- [29] B. J. Hallam *et al.*, « Advanced Hydrogenation of Dislocation Clusters and Boron-oxygen Defects in Silicon Solar Cells », *Energy Procedia*, vol. 77, p. 799-809, août 2015, doi: 10.1016/j.egypro.2015.07.113.
- [30] J. Lindroos, « Copper-related light-induced degradation in crystalline silicon », These de doctorat, Aalto University, Finland, 2015. [En ligne]. Disponible sur: <https://urn.fi/URN:ISBN:978-952-60-6130-6>

- [31] A. Salam, R. Ismail, et M. Mohammed, « HgI₂@CsI core/shell nanoparticles: Synthesis, characterization, and application in photosensors », *J. Indian Chem. Soc.*, vol. 99, p. 100515, mai 2022, doi: 10.1016/j.jics.2022.100515.
- [32] Y. Chibane, Y. Kouhlane, D. Bouhafs, et A. Zerguine, « Light Induced Degradation Quantification by Monitoring the VOC Output of Silicon Solar Cell Using Low-Cost Real-Time Virtual Instrumentation », *J. Sustain. Mater. Process. Manag.*, vol. 3, n° 2, p. 28-38, 2023, Consulté le: 12 janvier 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://publisher.uthm.edu.my/ojs/index.php/jsmpm/article/view/15131>
- [33] A. Mohammed Krarroubi, « Effet du gettering sur les mécanismes de dégradation/régénération induite par injection de porteurs de charges sur les performances des cellules solaires à base de silicium type-p », Centre de Recherche en Technologie des Semi-conducteurs pour l'Energétique CRTSE, Alger, rapport de confirmation, oct. 2021.
- [34] C. Tahraoui, « Étude de l'effet de recuit thermique RTP et son impact sur les performances des cellules solaires à base de silicium multicristallin dégradé par illumination (LID) », Thesis, Université Blida 1, 2019. [En ligne]. Disponible sur: <https://di.univ-blida.dz/jspui/handle/123456789/3964>
- [35] X. M. Yang, Z. W. Zhong, E. M. Diallo, Z. H. Wang, et W. S. Yue, « Silicon wafer wettability and aging behaviors: Impact on gold thin-film morphology », *Mater. Sci. Semicond. Process.*, vol. 26, p. 25-32, 2014, doi: <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2014.03.044>.
- [36] A. Yezid, « Optimisation des cellules solaires conventionnelles à base de silicium de type N », mémoire de magister, Université de Tlemcen, Tlemcen - Algérie, 2011. [En ligne]. Disponible sur: <http://dspace.univ-tlemcen.dz/handle/112/272>
- [37] W. Douba, « Élaboration et caractérisation de cellules photovoltaïques à base de silicium multicristallin Si-mc », Centre de Recherche en Technologie des Semi-conducteurs pour l'Energétique CRTSE, Alger - Algérie, Rapport de stage, 2022. [En ligne]. Disponible sur: <http://dx.doi.org/10.13140/RG.2.2.18179.99363>
- [38] Y. Kouhlane, « Effet du traitement thermique rapide sur les complexes Bore Oxygène et leurs défauts reliés dans le silicium Cz type p », Centre de Recherche en Technologie des Semi-conducteurs pour l'Energétique CRTSE, Alger, rapport de confirmation, mai 2015.
- [39] W. Hetatache, « Effet d'un recuit RTP sur la dégradation des propriétés électriques sous éclairage (LID) des plaquettes de silicium Cz type p avec et sans couche barrière de nitrure de silicium SiN_x », Centre de Recherche en Technologie des Semi-conducteurs pour l'Energétique CRTSE, Alger, Rapport de Master II, 2016.
- [40] S. Peters, « Rapid Thermal Processing of Crystalline Silicon Materials and Solar Cells », These de doctorat, University of Konstanz, Germany, 2004. [En ligne]. Disponible sur: <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:bsz:352-opus-12095>
- [41] S. Wilking, A. Herguth, et G. Hahn, « Influence of hydrogen on the regeneration of boron-oxygen related defects in crystalline silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 113, n° 19, p. 194503, mai 2013, doi: 10.1063/1.4804310.
- [42] S. Wilking, S. Ebert, A. Herguth, et G. Hahn, « Influence of hydrogen effusion from hydrogenated silicon nitride layers on the regeneration of boron-oxygen related defects in crystalline silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 114, n° 19, p. 194512, 2013, doi: 10.1063/1.4833243.
- [43] S. Wilking, S. Ebert, A. Herguth, et G. Hahn, « Influence of short high temperature steps on the regeneration of boron-oxygen related defects », in *Proceedings of the 28th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, Paris, France, p. 34-38. doi: 10.4229/28thEUPVSEC2013-1BO.10.5.
- [44] D. C. Walter, B. Lim, K. Bothe, V. V. Voronkov, R. Falster, et J. Schmidt, « Effect of rapid thermal annealing on recombination centres in boron-doped Czochralski-grown silicon », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 104, n° 4, p. 042111, janv. 2014, doi: 10.1063/1.4863674.
- [45] A. Poggi, E. Susi, M. A. Butturi, et M. C. Carotta, « Rapid Thermal Annealing of p-Type Silicon: Correlation Between Deep-Level Transient Spectroscopy and Lifetime Measurements », *J. Electrochem. Soc.*, vol. 141, n° 3, p. 754, 1994, Consulté le: 17 mars 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://iopscience.iop.org/article/10.1149/1.2054806/meta>
- [46] S. Wilking, C. Beckh, S. Ebert, A. Herguth, et G. Hahn, « Influence of bound hydrogen states on BO-regeneration kinetics and consequences for high-speed regeneration processes », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 131, p. 2-8, 2014, doi: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2014.06.027>.
- [47] R. A. Sinton et A. Cuevas, « Contactless determination of current-voltage characteristics and minority-carrier lifetimes in semiconductors from quasi-steady-state photoconductance data », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 69, n° 17, p. 2510-2512, 1996, Consulté le: 27 janvier 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/apl/article-abstract/69/17/2510/66640>

- [48] M. Maoudj, D. Bouhafs, N. Bourouba, A. El Amrani, et A. H. Ferhat, « Etude de l'effet passivant d'une couche de SiO₂ sur la surface de silicium CZ type P », présenté à 2ème conférence Internationale des énergies renouvelables CIER-2014, Monastir-Tunisia: IPCO 2015, 2015, p. 103-105. doi: https://www.researchgate.net/publication/320409563_Etude_de_l'effet_passivant_d'une_couche_de_SiO2_sur_la_surface_de_silicium_CZ_type_P.
- [49] K. Bothe et J. Schmidt, « Electronically activated boron-oxygen-related recombination centers in crystalline silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 99, n° 1, 2006, [En ligne]. Disponible sur: <https://doi.org/10.1063/1.2140584>.
- [50] A. A. Istratov, H. Hieslmair, et E. R. Weber, « Iron and its complexes in silicon », *Appl. Phys. Mater. Sci. Process.*, vol. 69, n° 1, p. 13-44, 1999, doi: 10.1007/s003390050968.
- [51] J. H. Reiss, R. R. King, et K. W. Mitchell, « Characterization of diffusion length degradation in Czochralski silicon solar cells », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 68, n° 23, p. 3302-3304, 1996, [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/apl/article-abstract/68/23/3302/65539>
- [52] X. Zhu *et al.*, « Iron-boron pair dissociation in silicon under strong illumination », *AIP Adv.*, vol. 3, n° 8, p. 082124, août 2013, doi: <https://doi.org/10.1063/1.4819481>.
- [53] C. Möller, T. Bartel, F. Gibaja, et K. Lauer, « Iron-boron pairing kinetics in illuminated p-type and in boron/phosphorus co-doped n-type silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 116, n° 2, p. 024503, juill. 2014, doi: 10.1063/1.4889817.
- [54] M. Kim, « Understanding the mechanisms of light-induced degradation in crystalline silicon », Thèse de Doctorat, UNSW Sydney, Australie, 2020. [En ligne]. Disponible sur: <https://doi.org/10.26190/unsworks/22278>
- [55] D. Macdonald, T. Roth, P. N. K. Deenapanray, T. Trupke, et R. A. Bardos, « Doping dependence of the carrier lifetime crossover point upon dissociation of iron-boron pairs in crystalline silicon », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 89, n° 14, p. 142107, oct. 2006, doi: 10.1063/1.2358126.
- [56] O. Olikh, V. Kostylyov, V. Vlasiuk, R. Korkishko, et R. Chupryna, « Intensification of iron–boron complex association in silicon solar cells under acoustic wave action », *J. Mater. Sci. Mater. Electron.*, vol. 33, n° 16, p. 13133-13142, juin 2022, doi: 10.1007/s10854-022-08252-3.
- [57] K. Kim, S. K. Dhungel, J. Yoo, S. Jung, D. Mangalaraj, et J. Yi, « Hydrogenated silicon-nitride thin films as antireflection and passivation coatings for multicrystalline silicon solar cells », *J. Korean Phys. Soc.*, vol. 51, n° 5, p. 1659-1662, 2007, Consulté le: 21 mars 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.jkps.or.kr/journal/view.html?doi=10.3938/jkps.51.1659>
- [58] W. D. Brown et M. A. Khaliq, « The effects of rapid thermal annealing on the properties of plasma-enhanced chemically vapor-deposited silicon nitride », *Thin Solid Films*, vol. 186, n° 1, p. 73-85, 1990, Consulté le: 21 mars 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0040609090905014>
- [59] Y. Liu, N. Jehanathan, et J. Dell, « Thermally induced damages of PECVD SiN_x thin films », *J. Mater. Res.*, vol. 26, n° 19, p. 2552-2557, oct. 2011, doi: 10.1557/jmr.2011.236.
- [60] B. Karunakaran, S. J. Chung, S. Velumani, et E.-K. Suh, « Effect of rapid thermal annealing on the properties of PECVD SiN_x thin films », *Mater. Chem. Phys.*, vol. 106, n° 1, p. 130-133, 2007, Consulté le: 27 janvier 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0254058407003495>
- [61] S. Rein et S. W. Glunz, « Electronic properties of interstitial iron and iron-boron pairs determined by means of advanced lifetime spectroscopy », *J. Appl. Phys.*, vol. 98, n° 11, p. 113711, déc. 2005, doi: 10.1063/1.2106017.
- [62] K. Lauer *et al.*, « Modeling the light-induced degradation (LID) in silicon due to ASi-Sii-defects », *Tagungsband 5 Niedersächsisches Symp. Mater. 23 Bis 24 Februar 2023*, juin 2023, doi: 10.21268/20230628-0.
- [63] D. Macdonald, T. Roth, P. N. K. Deenapanray, K. Bothe, P. Pohl, et J. Schmidt, « Formation rates of iron acceptor pairs in crystalline silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 98, p. 083509, 2005, doi: 10.1063/1.2102071.
- [64] « <https://www.crtse.dz/banc-de-photoluminescence-fl3-dfx-ih320/>. »
- [65] E. Bustarret, M. Bensouda, M. C. Habrard, J. C. Bruyère, S. Poulin, et S. C. Gujrathi, « Configurational statistics in a-SixNyHz alloys: A quantitative bonding analysis », *Phys. Rev. B Condens. Matter*, vol. 38, n° 12, p. 8171-8184, oct. 1988, doi: 10.1103/physrevb.38.8171.
- [66] G. Scardera, T. Puzzer, G. Conibeer, et M. A. Green, « Fourier transform infrared spectroscopy of annealed silicon-rich silicon nitride thin films », *J. Appl. Phys.*, vol. 104, n° 10, p. 104310, nov. 2008, doi: <https://doi.org/10.1063/1.3021158>.

- [67] S. P. Singh, G. V. Prakash, S. Ghosh, S. Rai, et P. Srivastava, « Impact of thermal annealing on interfacial layer and electrical properties of a-SiNx : H/Si », *Europhys. Lett.*, vol. 90, n° 2, p. 26002, mai 2010, doi: <https://dx.doi.org/10.1209/0295-5075/90/26002>.
- [68] H. T. Nguyen *et al.*, « Characterizing amorphous silicon, silicon nitride, and diffused layers in crystalline siliconsolarcellusingmicro-photoluminescence spectroscopy », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 145, p. 403-411, févr. 2016, doi: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2015.11.006>.
- [69] R. Basnet, M. Siriwardhana, H. Nguyen, et D. Macdonald, « Impact of Gettering and Hydrogenation on Sub-Band-Gap Luminescence from Ring Defects in Czochralski-Grown Silicon », *ACS Appl. Energy Mater.*, vol. 4, oct. 2021, doi: 10.1021/acsaem.1c02100.
- [70] M. W. P. E. Lamers, K. Butler, I. G. Romijn, J. Harding, et A. W. Weeber, « Examination of the properties of the interface of a-SiNx:H/Si in crystalline silicon solar cells and its effect on cell efficiency », *MRS Online Proc. Libr. OPL*, vol. 1423, p. 7-12, 2012, doi: <https://doi.org/10.1557/opl.2012.56>.
- [71] F. Kersten, J. Heitmann, et J. W. Müller, « Influence of Al₂O₃ and SiNx passivation layers on LeTID », *Energy Procedia*, vol. 92, p. 828-832, 2016, doi: <https://doi.org/10.1016/j.egypro.2016.07.079>.
- [72] D. Lin, Z. Hu, L. Song, D. Yang, et X. Yu, « Investigation on the light and elevated temperature induced degradation of gallium-doped Cz-Si », *Sol. Energy*, vol. 225, p. 407-411, 2021, doi: <https://doi.org/10.1016/j.solener.2021.07.023>.
- [73] W. Kwapil, J. Dalke, R. Post, et T. Niewelt, « Influence of Dopant Elements on Degradation Phenomena in B- and Ga-Doped Czochralski-Grown Silicon », *Sol. RRL*, vol. 5, n° 5, p. 2100147, mai 2021, doi: 10.1002/solr.202100147.
- [74] A. C. N. Wenham *et al.*, « Hydrogen-Induced Degradation », in *2018 IEEE 7th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (WCPEC) (A Joint Conference of 45th IEEE PVSC, 28th PVSEC & 34th EU PVSEC)*, Waikoloa Village, HI: IEEE, juin 2018, p. 0001-0008. doi: 10.1109/PVSC.2018.8548100.
- [75] B. Hammann, L. Rachdi, W. Kwapil, F. Schindler, et M. C. Schubert, « Insights into the Hydrogen-Related Mechanism behind Defect Formation during Light- and Elevated-Temperature-Induced Degradation », *Phys. Status Solidi RRL – Rapid Res. Lett.*, vol. 15, n° 6, p. 2000584, 2021, doi: <https://doi.org/10.1002/pssr.202000584>.
- [76] D. C. Walter, V. V. Voronkov, R. Falster, D. Bredemeier, et J. Schmidt, « On the kinetics of the exchange of hydrogen between hydrogen–boron pairs and hydrogen dimers in crystalline silicon », *J. Appl. Phys.*, vol. 131, n° 16, p. 165702, avr. 2022, doi: 10.1063/5.0086307.
- [77] J. Simon, A. Herguth, et G. Hahn, « Quantitative analysis of boron–hydrogen pair dynamics by infrared absorption measurements at room temperature », *J. Appl. Phys.*, vol. 131, n° 23, p. 235703, juin 2022, doi: <https://doi.org/10.1063/5.0090965>.
- [78] V. V. Voronkov, « Independent Subsystems of Atomic Hydrogen in Silicon Responsible for Boron Passivation and for Dimer Production », *Phys. Status Solidi A*, vol. 219, n° 17, p. 2200081, 2022, doi: <https://doi.org/10.1002/pssa.202200081>.
- [79] D. Chen *et al.*, « Hydrogen induced degradation: A possible mechanism for light- and elevated temperature-induced degradation in n-type silicon », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 185, p. 174-182, 2018, Consulté le: 18 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927024818302617>
- [80] D. Chen *et al.*, « Progress in the understanding of light- and elevated temperature-induced degradation in silicon solar cells: A review », *Prog. Photovolt. Res. Appl.*, vol. 29, n° 11, p. 1180-1201, 2021, doi: <https://doi.org/10.1002/pip.3362>.
- [81] T. Niewelt, F. Schindler, W. Kwapil, R. Eberle, J. Schön, et M. C. Schubert, « Understanding the light-induced degradation at elevated temperatures: Similarities between multicrystalline and floatzone p-type silicon », *Prog. Photovolt. Res. Appl.*, vol. 26, n° 8, p. 533-542, août 2018, doi: 10.1002/pip.2954.
- [82] M. Winter, D. C. Walter, et J. Schmidt, « Carrier Lifetime Degradation and Regeneration in Gallium- and Boron-Doped Monocrystalline Silicon Materials », *IEEE J. Photovolt.*, vol. 11, n° 4, p. 866-872, juill. 2021, doi: 10.1109/JPHOTOV.2021.3070474.
- [83] D. Bredemeier, D. C. Walter, R. Heller, et J. Schmidt, « Impact of Hydrogen-Rich Silicon Nitride Material Properties on Light-Induced Lifetime Degradation in Multicrystalline Silicon », *Phys. Status Solidi RRL – Rapid Res. Lett.*, vol. 13, n° 8, p. 1900201, août 2019, doi: 10.1002/pssr.201900201.
- [84] C. Herring, N. M. Johnson, et C. G. Van de Walle, « Energy levels of isolated interstitial hydrogen in silicon », *Phys. Rev. B*, vol. 64, n° 12, p. 125209, sept. 2001, doi: 10.1103/PhysRevB.64.125209.

- [85] Y. Acker, J. Simon, et A. Herguth, « Formation Dynamics of BH and GaH-Pairs in Crystalline Silicon During Dark Annealing », *Phys. Status Solidi A*, vol. 219, n° 17, p. 2200142, 2022, doi: 10.1002/pssa.202200142.
- [86] C. Sun, D. Yan, et D. Macdonald, « Modeling the Charge State of Monatomic Hydrogen and Other Defects with Arbitrary Concentrations in Crystalline Silicon », *Phys. Status Solidi RRL - Rapid Res. Lett.*, vol. 15, p. 2100483, oct. 2021, doi: 10.1002/pssr.202100483.
- [87] C. Winter, J. Simon, et A. Herguth, « Study on Boron–Hydrogen Pairs in Bare and Passivated Float-Zone Silicon Wafers », *Phys. Status Solidi A*, vol. 218, n° 23, p. 2100220, 2021, doi: 10.1002/pssa.202100220.
- [88] C. G. V. de Walle et J. Neugebauer, « Hydrogen in Semiconductors », *Annu. Rev. Mater. Res.*, vol. 36, n° Volume 36, 2006, p. 179-198, 2006, doi: 10.1146/annurev.matsci.36.010705.155428.
- [89] J. Simon, A. Herguth, L. Kutschera, et G. Hahn, « The Dissociation of Gallium–Hydrogen Pairs in Crystalline Silicon during Illuminated Annealing », *Phys. Status Solidi RRL – Rapid Res. Lett.*, vol. 16, n° 12, p. 2200297, 2022, doi: <https://doi.org/10.1002/pssr.202200297>.
- [90] D. C. Walter, D. Bredemeier, R. Falster, V. V. Voronkov, et J. Schmidt, « Easy-to-apply methodology to measure the hydrogen concentration in boron-doped crystalline silicon », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 200, p. 109970, 2019, Consulté le: 12 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927024819302995>
- [91] J. Coutinho, D. Gomes, V. J. B. Torres, T. O. Abdul Fattah, V. P. Markevich, et A. R. Peaker, « Theory of reactions between hydrogen and group-III acceptors in silicon », *Phys. Rev. B*, vol. 108, n° 1, p. 014111, 2023, doi: 10.1103/PhysRevB.108.014111.
- [92] D. Gomes, V. P. Markevich, A. R. Peaker, et J. Coutinho, « Dynamics of Hydrogen in Silicon at Finite Temperatures from First Principles », *Phys. Status Solidi B*, vol. 259, n° 6, p. 2100670, 2022, doi: 10.1002/pssb.202100670.
- [93] V. V. Voronkov et R. Falster, « Generation and loss of hydrogen-boron pairs in fired silicon wafers », *Mater. Sci. Semicond. Process.*, vol. 167, p. 107796, nov. 2023, doi: 10.1016/j.mssp.2023.107796.
- [94] J. E. Birkholz, K. Bothe, D. Macdonald, et J. Schmidt, « Electronic properties of iron-boron pairs in crystalline silicon by temperature- and injection-level-dependent lifetime measurements », *J. Appl. Phys.*, vol. 97, n° 10, p. 103708, mai 2005, doi: 10.1063/1.1897489.
- [95] M. Kim *et al.*, « Impact of interstitial iron on the study of meta-stable BO defects in Czochralski silicon: Further evidence of a single defect », *J. Appl. Phys.*, vol. 123, n° 16, 2018, Consulté le: 21 mars 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/jap/article-abstract/123/16/161586/400900>
- [96] Y. Kouhlane *et al.*, « Thermal stress during RTP processes and its possible effect on the light induced degradation in Cz-Si wafers », *Heat Mass Transf.*, vol. 54, n° 10, p. 3081-3087, oct. 2018, doi: <https://doi.org/10.1007/s00231-018-2355-x>.
- [97] Y. Kouhlane, D. Bouhafs, A. Guenda, N.-E. Demagh, A. Guessoum, et A. Chibani, « RTP process effect on multicrystalline mc-Si wafers and its impact on solar cell efficiency », in *2020 47th IEEE Photovoltaic Specialists Conference (PVSC)*, Calgary, AB, Canada, juin 2020, p. 2458-2460. doi: 10.1109/PVSC45281.2020.9301013.
- [98] L. Helmich, D. C. Walter, D. Bredemeier, et J. Schmidt, « Atomic-Layer-Deposited Al₂O₃ as Effective Barrier against the Diffusion of Hydrogen from SiN:H Layers into Crystalline Silicon during Rapid Thermal Annealing », *Phys. Status Solidi RRL – Rapid Res. Lett.*, vol. 14, n° 12, p. 2000367, 2020, doi: <https://doi.org/10.1002/pssr.202000367>.
- [99] D. Bredemeier, D. C. Walter, et J. Schmidt, « Lifetime degradation in multicrystalline silicon under illumination at elevated temperature: Indications for the involvement of hydrogen », *AIP Conf. Proc.*, vol. 1999, n° 1, p. 130001, août 2018, doi: <https://doi.org/10.1063/1.5049320>.
- [100] N. Nampalli, B. Hallam, C. Chan, M. Abbott, et S. Wenham, « Evidence for the role of hydrogen in the stabilization of minority carrier lifetime in boron-doped Czochralski silicon », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 106, p. 173501, avr. 2015, doi: 10.1063/1.4919385.
- [101] J. Y. Lee, « Rapid thermal processing of silicon solar cells: passivation and diffusion », These de doctorat, Freiburg (Breisgau), Univ., Diss., 2003, Germany, 2003. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.freidok.uni-freiburg.de/dnb/download/1118>
- [102] A. Castaldini, D. Cavalcoli, A. Cavallini, D. Jones, V. Palermo, et E. Susi, « Surface Modifications in Si after Rapid Thermal Annealing », *J. Electrochem. Soc.*, vol. 149, n° 12, p. G633, oct. 2002, doi: <https://doi.org/10.1149/1.1516225>.

Chapitre IV :

Quantification de la Dégradation Induite
par la Lumière des Cellules Solaires
en Silicium : Suivi du V_{OC} par
Instrumentation Virtuelle en Temps
Réel.

IV.1. Introduction

Dans le chapitre 3, nous avons analysé la dynamique des défauts dans les plaquettes de silicium monocristallin dopées au bore, en mettant l'accent sur la dégradation induite par la lumière (LID) et son impact sur la durée de vie des porteurs minoritaires. À travers un ensemble d'expériences rigoureuses, nous avons étudié l'influence des traitements thermiques, des couches de passivation en $SiNx$ et de la diffusion de phosphore sur la formation de défauts. Ces analyses ont permis d'approfondir la compréhension des facteurs limitant les performances des plaquettes, en vue d'optimiser leur utilisation dans des cellules solaires. Dans ce chapitre 4, bien que nous abordions cette fois directement les cellules solaires en silicium monocristallin (Si-c) et multicristallin (Si-mc), la LID demeure un défi majeur. Ces cellules, à base de silicium, ont bénéficié d'avancées technologiques significatives, entraînant une réduction des coûts et une amélioration des rendements de conversion énergétique. Cependant, malgré leur potentiel pour un avenir énergétique plus propre, elles rencontrent des problèmes critiques, dont la dégradation induite par la lumière (LID), qui peut causer une baisse d'efficacité [1-3]. La LID est activée par l'injection de porteurs en excès lors de l'illumination des cellules solaires au-dessus du gap de bande. Les cellules solaires en silicium monocristallin de type p (Si-c) et en silicium multicristallin de type p (Si-mc) sont toutes deux affectées par la LID, entraînant une diminution de leur efficacité [4-5]. Cette diminution est liée à la formation de défauts métastables inhérents au substrat de la cellule solaire [6, 7].

Dans notre travail, nous avons soumis un lot de cellules solaires en silicium monocristallin (Si-c) et multicristallin (Si-mc) à un test de dégradation induite par la lumière (LID). Nous avons également mesuré la tension en circuit ouvert (V_{OC}) de ces cellules dans des conditions spécifiques d'illumination et de température. L'un des facteurs déterminants de notre étude est l'intervalle de temps entre les mesures : plus cet intervalle est court, plus la précision des résultats est grande. De plus, le contrôle des paramètres du test LID, tels que la température et l'intensité lumineuse, est crucial pour interpréter correctement la variation de la V_{OC} en fonction du temps d'illumination. Cependant, la plupart des études sur le phénomène de LID réalisent des mesures manuelles à des intervalles de temps plus ou moins réguliers de 5

minutes à 12 heures [2, 5, 8-12]. Cette méthode peut introduire une marge d'erreur importante. De plus, le facteur humain peut engendrer davantage d'imprécisions lors de la manipulation des équipements de test, tels que le voltmètre, l'ampèremètre, le thermomètre et le luxmètre, etc. Enfin, ces approches conventionnelles nécessitent des équipements coûteux et demandent beaucoup de travail, ce qui augmente encore le coût global des tests.

La méthode proposée combine le logiciel MATLAB/Simulink avec une plateforme Arduino. Ce système virtuel d'acquisition de données (VDAS : Virtual Data Acquisition System) offre des avantages significatifs en termes de coûts. En intégrant des composants facilement disponibles et abordables, comme les cartes Arduino, cette méthode réduit considérablement le besoin d'équipements spécialisés coûteux. De plus, la capacité de surveillance en temps réel du VDAS diminue considérablement le temps de test et l'implication humaine, réduisant ainsi les coûts d'exploitation. Plusieurs configurations du VDAS ont été proposées dans la littérature [13-15] pour surveiller les sorties des cellules solaires. Cependant, l'étude de la dégradation induite par la lumière (LID) sur ces cellules à l'aide d'un VDAS n'a pas encore été rapportée. En outre, la connectivité entre MATLAB/Simulink et Arduino nous a permis de surveiller simultanément trois paramètres déterminants pendant l'expérience de la LID : la sortie V_{OC} des cellules solaires, la température et l'intensité lumineuse, sur une durée totale d'illumination de 20 000 secondes, avec un intervalle de temps d'acquisition d'une seconde (1 s) pour les trois paramètres. Les résultats obtenus permettent de visualiser clairement la courbe caractéristique de la variation de la tension en circuit ouvert (V_{OC}) en fonction du temps d'illumination. Pour atteindre ces résultats, ce chapitre se concentre d'abord sur l'établissement de l'installation expérimentale, suivi de l'analyse des données acquises par le VDAS. Ensuite, les résultats seront discutés et une conclusion sera présentée.

Ce chapitre est basé sur notre article intitulé "**Light Induced Degradation Quantification by Monitoring the V_{OC} Output of Silicon Solar Cell Using Low-Cost Real-Time Virtual Instrumentation**", publié en novembre 2023 dans la revue scientifique "Journal of Sustainable Materials Processing and Management" [16].

IV.2. Le protocole expérimental

Dans notre étude, nous avons utilisé des cellules industrielles de qualité solaire d'une épaisseur de 200 μm , avec un champ de surface arrière en aluminium (Al-BSF : Aluminum Back Surface Field), basées sur des substrats en silicium monocristallin (Si-c) et multicristallin (Si-mc) de type p [17]. Les propriétés des substrats sont répertoriées dans le Tableau IV.1.

Tableau IV.1 : Caractéristiques des substrats des cellules solaires.

Lot de cellules	Propriétés du substrat				
	Plaquettes de silicium	Technique d'élaboration	Dimension (cm)	Résistivité ($\Omega \cdot \text{cm}$)	Concentration en oxygène (cm^{-3})
N°1	Pseudo-carrée Monocristalline	Méthode Czochralski	10 x 10	1-3	$6 \cdot 10^{17}$
N°2	Multicristalline	Méthode d'échange thermique			

Pour réaliser l'expérience de dégradation induite par la lumière (LID), une lampe halogène de 500 W a servi de simulateur solaire, éclairant les cellules solaires pendant environ 6 heures à une distance d'environ 40 cm, avec une intensité lumineuse de $0,055 \text{ W/m}^2$ et une température ambiante de $35 \text{ }^\circ\text{C}$. Un système de refroidissement à air a été mis en place pour maintenir la température sous contrôle (figure IV.1). Par ailleurs, les données de sortie sont collectées et affichées en temps réel sur MATLAB/Simulink à l'aide du package de support pour le matériel Arduino [18].

À noter que la carte Arduino est programmée pour mesurer successivement, avec un intervalle de temps d'acquisition d'une seconde (1 s), les trois paramètres suivants :

- La tension en circuit ouvert (V_{OC}) de la cellule solaire.
- La température (T).
- L'intensité lumineuse (I).

Pendant l'exposition des cellules solaires à la lumière, plus de 20 000 points de données ont été mesurés pour chaque paramètre.

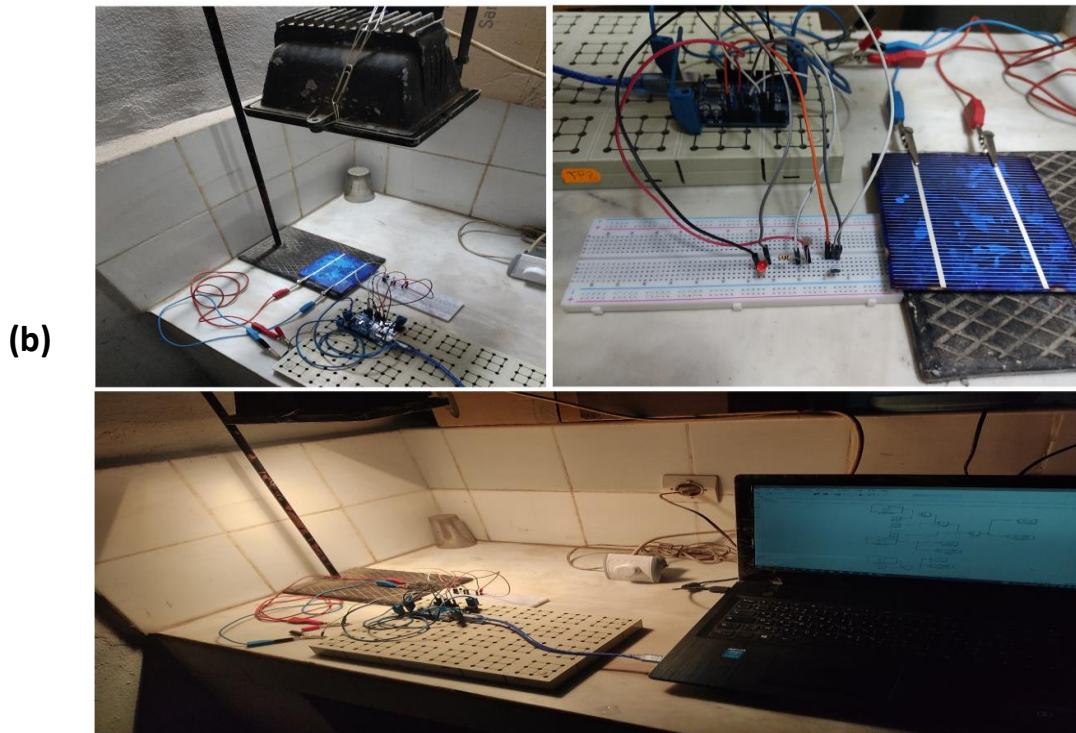
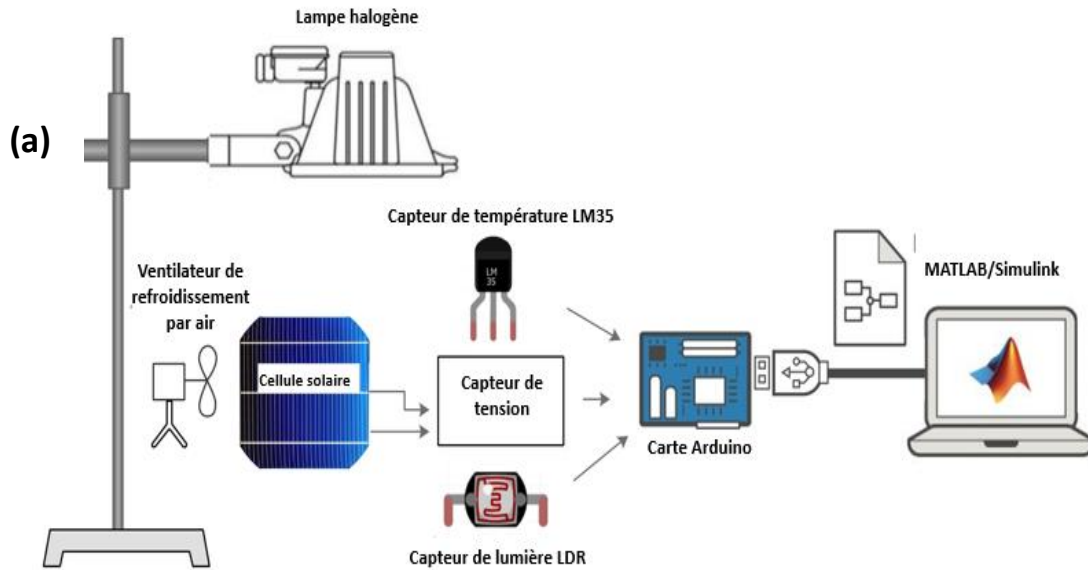


Figure IV.1 : (a) Représentation d'un schéma du système d'acquisition de données virtuel (VDAS), b) photographies de l'installation expérimentale pour le test de LID.

IV.3. Technologie de cellule solaire avec un champ de surface arrière en aluminium (Al-BSF)

Dans notre étude, nous examinons les cellules solaires Al-BSF, tant monocristallines que multicristallines. Nous présentons ici un aperçu de ce type de cellule.

III.3.1. Champ de surface arrière en aluminium (Al-BSF)

Une bonne partie des cellules solaires en silicium sur le marché sont basées sur des plaquettes de type p dopées au bore, avec une jonction p-n formée par diffusion de phosphore. Pour ce type de cellule, la technique principale utilisée est le champ de surface arrière en aluminium (Al-BSF), introduit dans les années 1970 [19-21] (figure IV.2). Cette technique a été utilisée pour la première fois comme moyen d'améliorer les performances des cellules solaires en réduisant la vitesse de recombinaison de surface (surface recombination velocity) [22]. Depuis, la réduction continue des coûts et l'amélioration de l'efficacité ont été obtenues grâce à de nombreuses petites améliorations significatives, telles que l'impression par sérigraphie des contacts métalliques, des textures de surface efficaces, la passivation de surface avec du nitrure de silicium, et les émetteurs sélectifs [23].

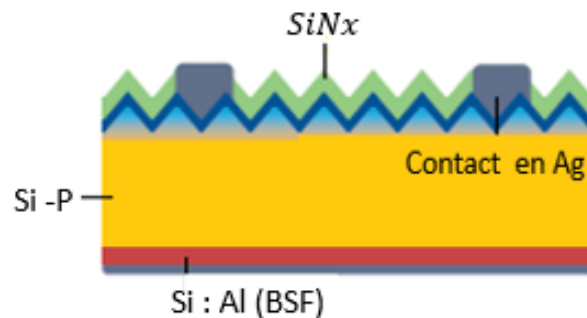


Figure IV.2 : Représentation schématique d'une cellule solaire simple en configuration Al-BSF, basée sur du silicium de type p [23].

En fonction du type de dopant dans la plaquette, la couche BSF peut être de type n^+ ou p^+ . Cette couche agit comme un générateur de champ électrique interne qui repousse les porteurs

minoritaires photo-générés près de la surface arrière, réduisant ainsi la vitesse de recombinaison de surface [22]. L'efficacité de la couche d'aluminium en tant que générateur de champ de surface arrière dépend de la concentration d'Al, cette concentration est limitée à sa solubilité maximale dans le silicium, qui est d'environ 10^{18} cm^{-3} à une température de cuisson standard de 750 °C [24]. La formation d'un champ de surface arrière sous forme de couche p^+ sur une plaquette de type p a montré qu'elle pouvait augmenter l'efficacité de la cellule de 2,5 % par rapport à sa valeur initiale, avec une épaisseur de la couche p^+ d'environ $2 \text{ }\mu\text{m}$ et une concentration de dopage de 10^{19} cm^{-3} [25].

IV.3.2. Fabrication des cellules solaires Al-BSF

Le traitement industriel des cellules Al-BSF commence par des plaquettes de silicium de type p dopées au bore (figure IV.3), sur lesquelles une texture de diffusion de la lumière est créée par gravure chimique humide. Pour les plaquettes monocristallines, des pyramides aléatoires dressées sont obtenues par gravure anisotrope, tandis que pour les multicristallines, des puits hémisphériques sont formés par gravure isotrope. Un émetteur de type n est ensuite créé par diffusion de phosphore à base de $POCl_3$ à haute température (800 à 900 °C). La couche de verre de silicate de phosphore formée à la surface de la plaquette pendant la diffusion et la région de diffusion parasite de phosphore à l'arrière sont éliminées par gravure chimique. Pendant la même étape de gravure, la surface arrière est planifiée chimiquement. Ensuite, une couche de $SiNx:H$ est déposée sur l'émetteur par PECVD pour servir de revêtement antireflet et de passivation de surface [23].

Un processus de sérigraphie en plusieurs étapes est utilisé pour former les contacts métalliques. D'abord, une pâte d'argent est sérigraphiée pour former les plots de soudure à l'arrière de la cellule. Après séchage, la surface arrière est imprimée avec une pâte d'aluminium pouvant contenir du bore supplémentaire. Après séchage et retournement de la cellule, la surface avant est imprimée avec une pâte contenant de l'argent et du verre frit pour former la métallisation avant. L'étape suivante du processus est la cuisson simultanée dans un four à bande à une température de pic d'environ 800 °C , où plusieurs phénomènes se

produisent en même temps. À l'arrière de la plaquette, l'aluminium fond et dissout le silicium [23]. Lors du refroidissement, le silicium se recristallise conformément au diagramme de phase Al/Si [26], incorporant de l'aluminium et du bore (s'il a été ajouté à la pâte) avec des concentrations jusqu'à leur solubilité dans le solide. Cela forme une région BSF de type p fortement dopée. L'aluminium restant se solidifie ensuite pour créer le contact arrière. Sur la face avant, le verre frit grave la couche de nitrure de silicium ($SiNx:H$), permettant la formation de contact entre l'argent et la surface de l'émetteur de type n fortement dopée [27]. Par ailleurs, l'hydrogène libéré par la couche de nitrure de silicium $SiNx:H$ pendant l'étape de cuisson, peut passiver les liaisons pendantes à l'interface $Si-SiNx:H$ et certains défauts cristallins dans le volume de la plaquette de silicium [23].

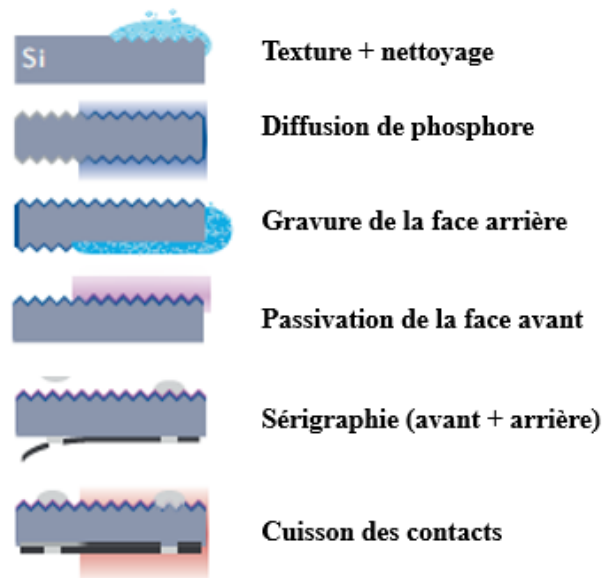


Figure IV.3 : Flux de processus schématique pour la fabrication de cellules solaires Al-BSF [23].

Enfin, des mesures courant-tension sont effectuées dans l'obscurité et sous une illumination de 1 soleil. Cette dernière mesure permet d'extraire l'efficacité de conversion et les principaux paramètres de la cellule : la tension à circuit ouvert (V_{OC}), le courant de court-circuit (I_{CC}) et le facteur de forme (FF). Les caractéristiques courant-tension en sens inverse et la tension de claquage inverse sont également évaluées [23].

IV.4. Interfaçage d'Arduino avec MATLAB/Simulink

L'interfaçage d'Arduino avec MATLAB/Simulink offre une solution efficace pour le contrôle et l'acquisition de données en temps réel. Arduino permet de capturer des données facilement, tandis que MATLAB et Simulink fournissent des outils puissants pour traiter et modéliser ces données. L'objectif de cet interfaçage est d'acquérir en temps réel des données sur nos cellules solaires Al-BSF, notamment la tension en circuit ouvert (V_{OC}), la température (T) et l'intensité lumineuse (I).

IV.4.1. Matériel utilisé

IV.4.1.1. Carte Arduino

Dans notre travail, nous avons utilisé une carte Arduino UNO, qui est très prisée pour le prototypage rapide et le développement de projets interactifs. Elle offre une architecture simple et efficace, permettant de réaliser une grande variété d'applications (figure IV.4).

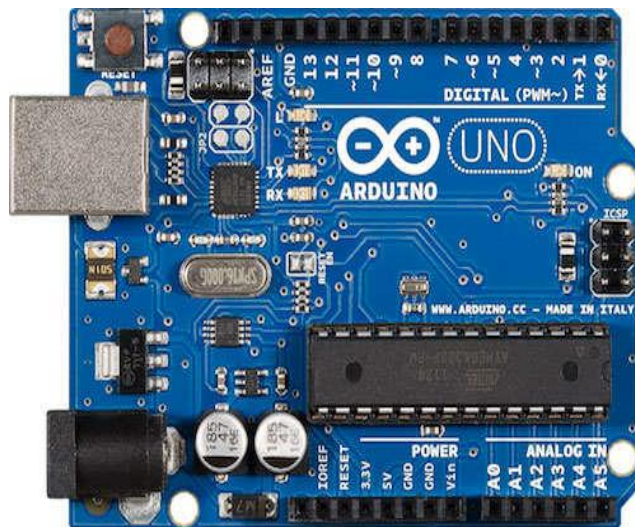


Figure IV.4 : Photographie d'une carte Arduino UNO, équipée d'un microcontrôleur ATmega328 [28].

D'une façon générale, Arduino est une plateforme open-source qui permet de créer des projets électroniques interactifs. Elle se compose principalement de deux éléments :

- **Les cartes Arduino (Hardware) :** Ce sont des microcontrôleurs programmables, équipés de broches d'entrée/sortie (I/O) pour connecter des capteurs, des moteurs, etc [28] .
- **L'environnement de développement intégré (IDE) Arduino (Software) :** C'est un logiciel qui permet d'écrire, de compiler et de téléverser du code sur la carte. Le langage utilisé est basé sur C/C++ [29].

Dans cet aperçu, nous donnons les principales caractéristiques techniques de la carte Arduino UNO :

- **Microcontrôleur et mémoire :** La carte Arduino Uno est équipée d'un microcontrôleur ATmega328 fonctionnant à une fréquence de 16 MHz [30]. Elle dispose de 32 Ko de mémoire Flash pour le stockage des programmes (aussi appelés sketches), dont 0,5 Ko sont réservés pour le bootloader (programme de démarrage), ainsi que 2 Ko de mémoire vive statique (SRAM : Static Random Access Memory) et 1 Ko de mémoire morte programmable et effaçable électriquement (EEPROM : Electrically Erasable Programmable Read-Only Memory) [28].
- **Connectivité :** La carte offre un total de 14 broches numériques (numérotées de 0 à 13), dont 6 peuvent être utilisées comme sorties de modulation de largeur d'impulsion (PWM : Pulse Width Modulation). Elle comprend également 6 entrées analogiques (A0 à A5), avec une capacité de courant maximale de 20 mA par broche, et 40 mA pour des courants très courts. La carte intègre un port USB pour la programmation et l'alimentation, ainsi qu'un port UART (avec la broche de transmission TX et la broche de réception RX, des données) pour la communication série. Cela une grande flexibilité pour le raccordement de capteurs et d'autres périphériques [28].
- **Alimentation :** La carte Uno fonctionne avec une tension recommandée de 7 à 12 V et peut être alimentée par un connecteur Jack externe ou via USB. La tension de fonctionnement est de 5 V [28].

- **Dimensions :** La carte mesure 68,6 mm x 53,4 mm.
- **Programmation :** Elle se fait via l'environnement de développement intégré Arduino (IDE). Ce logiciel est facile à utiliser et permet d'écrire, de compiler et de téléverser des scripts directement sur la carte. Le langage de programmation utilisé est une variante simplifiée du C/C++ [29]. De plus, une vaste collection de bibliothèques Arduino est disponible, permettant à l'utilisateur d'intégrer aisément des capteurs, des moteurs, des modules de communication et bien plus encore, sans avoir à coder chaque fonctionnalité depuis le début. Par exemple, des bibliothèques spécifiques existent pour des capteurs de température, des modules Bluetooth, des écrans LCD, etc [28].
- **Caractéristiques supplémentaires :** Elle comprend également une LED intégrée sur la broche 13 (souvent utilisée pour des tests et des signaux visuels simples, comme pour vérifier si le programme fonctionne correctement), et un bouton de réinitialisation.

Après avoir décrit les caractéristiques de la carte Arduino, nous examinons dans la section suivante les capteurs qui y sont connectés.

IV.4.1.2. Les capteurs

Dans cette section, nous présentons des informations sur les capteurs connectés à l'Arduino, qui permettent de surveiller les paramètres de la cellule solaire et de collecter des données.

- **Capteur de Température LM 35 :** Le capteur de température LM35 est un dispositif largement utilisé pour mesurer la température avec une précision raisonnable (figure IV.5). Ce capteur délivre une tension linéaire proportionnelle à la température en degrés Celsius, facilitant ainsi son intégration avec des systèmes électroniques tels qu'Arduino. Pour l'interfaçage, le LM35 nécessite une alimentation de 5 V, ce qui est compatible avec la plupart des microcontrôleurs. Sa sortie analogique est connectée à un des ports analogiques de l'Arduino, permettant la lecture de la température via un convertisseur analogique-

numérique intégré [31]. Cette configuration simple permet de lire des valeurs de température en temps réel, ce qui est crucial pour notre application.



Figure IV.5 : un capteur de température LM35 [31].

- **Capteur de Lumière (LDR)** : Un capteur LDR (Light Dependent Resistor) mesure l'intensité lumineuse (figure IV.6). Sa résistance varie en fonction de la quantité de lumière qui l'illumine : plus l'intensité lumineuse est élevée, plus la résistance diminue. Cette variation de résistance peut être convertie en un signal électrique, permettant ainsi de quantifier l'intensité de la lumière ambiante [32]. Dans le cadre de notre étude utilisant Arduino, ce capteur est utilisé pour mesurer l'intensité lumineuse (I) à laquelle sont exposées les cellules solaires. Il permet d'obtenir des valeurs précises de I, essentielles pour l'analyse de la dégradation induite par la lumière (LID).

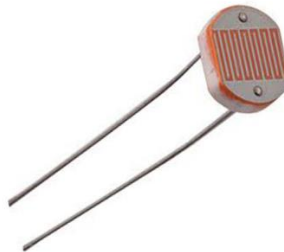


Figure IV.6 : Photographie d'un capteur de lumière (LDR) [33].

- **Capteur de tension** : C'est un dispositif électronique qui mesure la différence de potentiel électrique entre deux points d'un circuit. Il peut être analogique ou numérique, offrant des plages de mesure variées. Lorsqu'il est connecté à une carte Arduino, le capteur se relie à une entrée analogique, permettant de lire et de convertir les valeurs mesurées en tension

réelle. Pour la mesure de la tension en circuit ouvert des cellules solaires, ce capteur connecté à une carte Arduino permet d'acquérir des données précises et en temps réel.

IV.4.2. Logiciels et configuration

IV.4.2.1. MATLAB/Simulink

MATLAB est un logiciel de calcul numérique conçu pour l'analyse de données et la modélisation, tandis que Simulink offre une plateforme pour simuler des systèmes dynamiques à l'aide de diagrammes de blocs (figure IV.7) [18]. Ensemble, ils constituent un outil puissant pour concevoir et analyser des systèmes complexes en temps réel. Dans notre étude, nous exploitons cette intégration pour traiter et visualiser des données en temps réel.

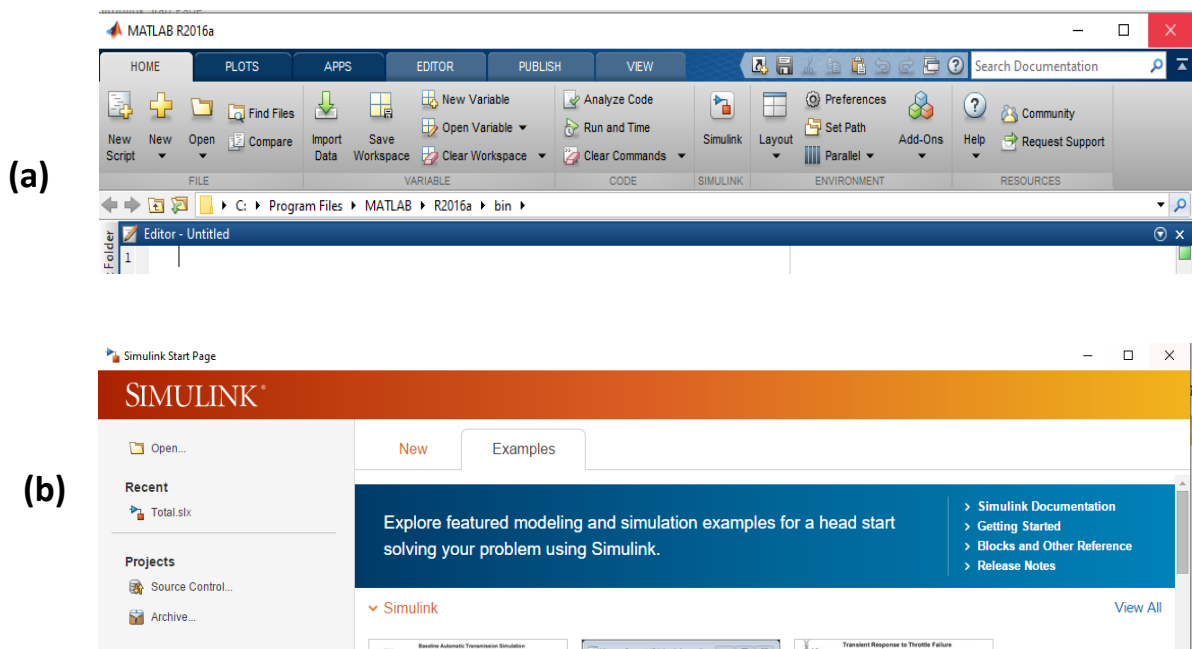


Figure IV.7 : Environnement de travail du (a) logiciel MATLAB et (b) Simulink [18].

La combinaison de MATLAB et Simulink est particulièrement efficace pour notre projet, car elle facilite le traitement et la modélisation des données collectées à partir des capteurs connectés à l'Arduino. Pour établir une communication entre Arduino et MATLAB,

nous avons utilisé le Simulink Support Package for Arduino-Hardware. Ce package permet d'interagir directement avec la carte Arduino via un câble USB, simplifiant ainsi l'acquisition de données.

Il inclut aussi des fonctions permettant de lire et d'écrire des données sur les ports analogiques et numériques de l'Arduino. De plus, il offre des fonctionnalités essentielles pour la gestion des temporisations et des interruptions, ce qui est crucial pour les applications en temps réel [18]. Grâce à cette intégration, nous pouvons exploiter pleinement les capacités d'Arduino pour collecter des paramètres tels que la tension, la température et l'intensité lumineuse, tout en les analysant et les visualisant dans MATLAB. Cette configuration renforce l'efficacité de nos expériences, en permettant une modélisation dynamique et une analyse approfondie des systèmes surveillés.

IV.4.2.2. Configuration du logiciel

Dans le cadre de notre étude, nous avons configuré MATLAB pour établir une communication efficace avec la carte Arduino. Voici les étapes que nous avons suivies :

- **Installation du package :** Nous avons d'abord installé le Simulink Support Package for Arduino-Hardware, qui permet une communication directe entre MATLAB et la carte Arduino via un câble USB.
- **Connexion de la carte Arduino :** Nous avons relié la carte Arduino à notre ordinateur à l'aide d'un câble USB. MATLAB détecte automatiquement le port série auquel la carte est connectée.
- **Configuration du port série :** Après avoir identifié le port série, nous avons configuré les paramètres de communication, y compris le baud rate, afin d'assurer une transmission fluide des données entre MATLAB et l'Arduino.
- **Acquisition des données :** Nous avons mis en place un modèle pour lire les données envoyées par l'Arduino, ce qui nous a permis de collecter des informations pertinentes en

temps réel. Cela a été essentiel pour le suivi des paramètres mesurés, tels que la tension et la température.

- **Traitement des données :** Une fois les données acquises, nous avons traité et interprété les résultats, facilitant ainsi notre compréhension des comportements des cellules solaires AI-BSF.

Cette configuration nous a permis d'assurer une communication fluide et efficace entre MATLAB et Arduino, optimisant ainsi notre processus d'acquisition et d'analyse des données pour notre étude.

IV.4.3. Acquisition des données

Dans notre étude, un modèle MATLAB/Simulink a été développé pour faciliter l'acquisition et la visualisation des données provenant de la carte Arduino. Ce modèle permet de lire en temps réel les données mesurées, notamment la tension en circuit ouvert (V_{OC}), la température (T) et l'intensité lumineuse (I). Pour établir la connexion entre MATLAB et l'Arduino, nous avons utilisé le Simulink Support Package for Arduino-Hardware, qui assure une communication directe entre les deux plateformes.

La Figure IV.8 illustre le modèle MATLAB/Simulink utilisé pour l'acquisition des données. Chaque composant représente une partie clé du processus, depuis la lecture des capteurs analogiques jusqu'à l'affichage des données. Le modèle est divisé en trois sections principales correspondant à la mesure de la température, de la tension en circuit ouvert et de l'intensité lumineuse.

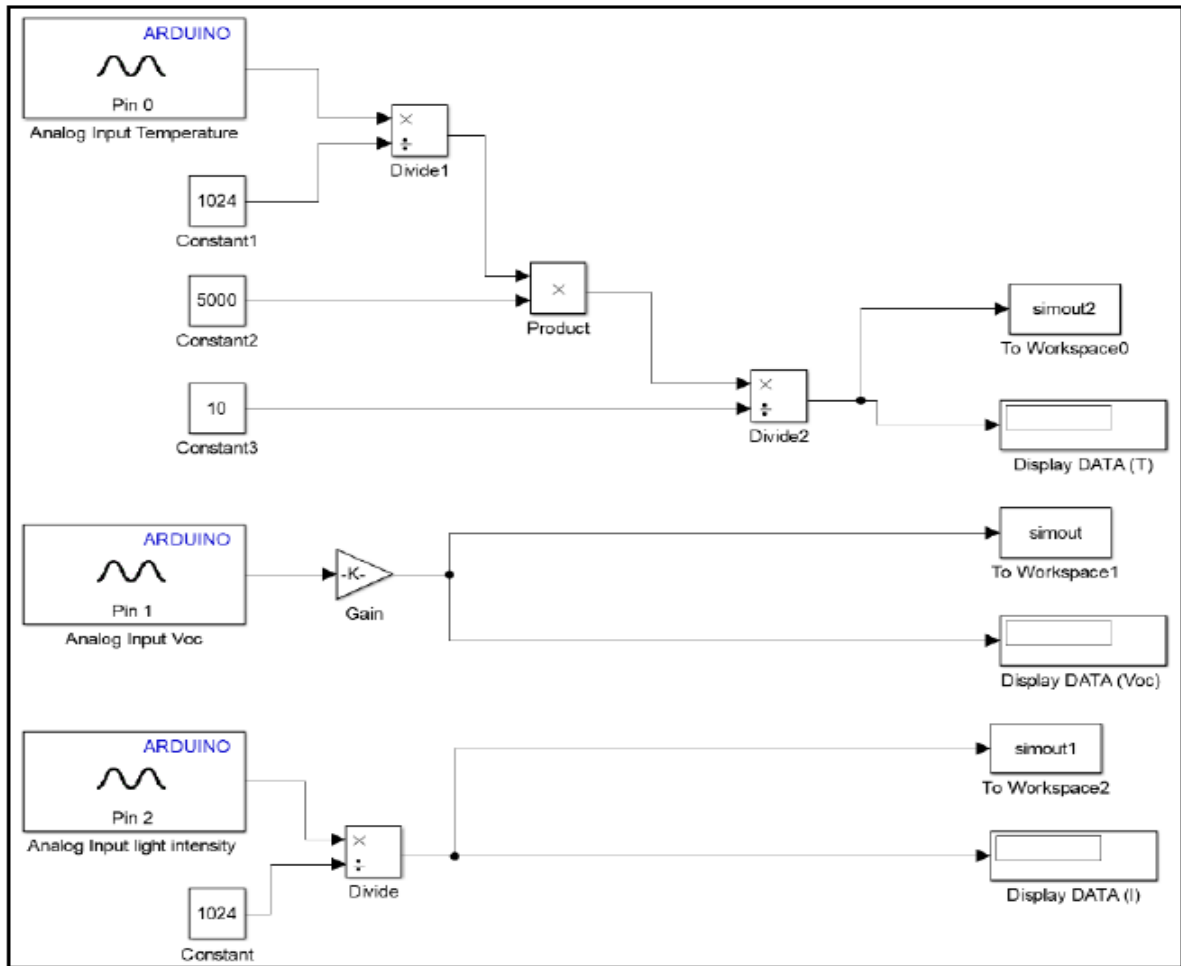


Figure IV.8 : Modèle MATLAB/Simulink utilisé pour l’acquisition en temps réel des données de la carte Arduino.

Ce modèle intègre des blocs spécifiques dédiés à la mesure des différents paramètres issus de capteurs connectés à l’Arduino. Par exemple, un bloc est conçu pour acquérir les valeurs du capteur de tension, tandis que d’autres mesurent la température et l’intensité lumineuse. Les données collectées sont visualisées en temps réel à l’aide de graphiques intégrés dans Simulink, ce qui permet une analyse immédiate des performances des cellules solaires. Les données acquises sont essentielles pour suivre l’évolution des performances des cellules solaires au cours des expériences, notamment en évaluant les effets de la dégradation induite par la lumière (LID).

IV.5. Acquisition et analyse des résultats de la dégradation Induite par la lumière (LID) dans les cellules solaires en silicium

L'étude de la cinétique de formation de défaut associé au phénomène de dégradation induite par la lumière (LID) se base sur le suivi de la tension en circuit ouvert des cellules solaires en fonction du temps d'illumination ($V_{oc}(t)$). De plus, un système d'instrumentation virtuelle en temps réel a été mis en place, permettant de réaliser des mesures de $V_{oc}(t)$ avec une résolution temporelle d'une seconde. Pendant ces mesures, les cellules solaires sont exposées à la lumière d'une lampe halogène, avec une intensité de $0,055 W/m^2$.

La Figure IV.9 présente les résultats de l'évolution dans le temps des trois paramètres suivants : La température (T), la tension en circuit ouvert V_{oc} et l'intensité lumineuse (I), pour les cellules solaires monocristallines et multicristallines, respectivement.

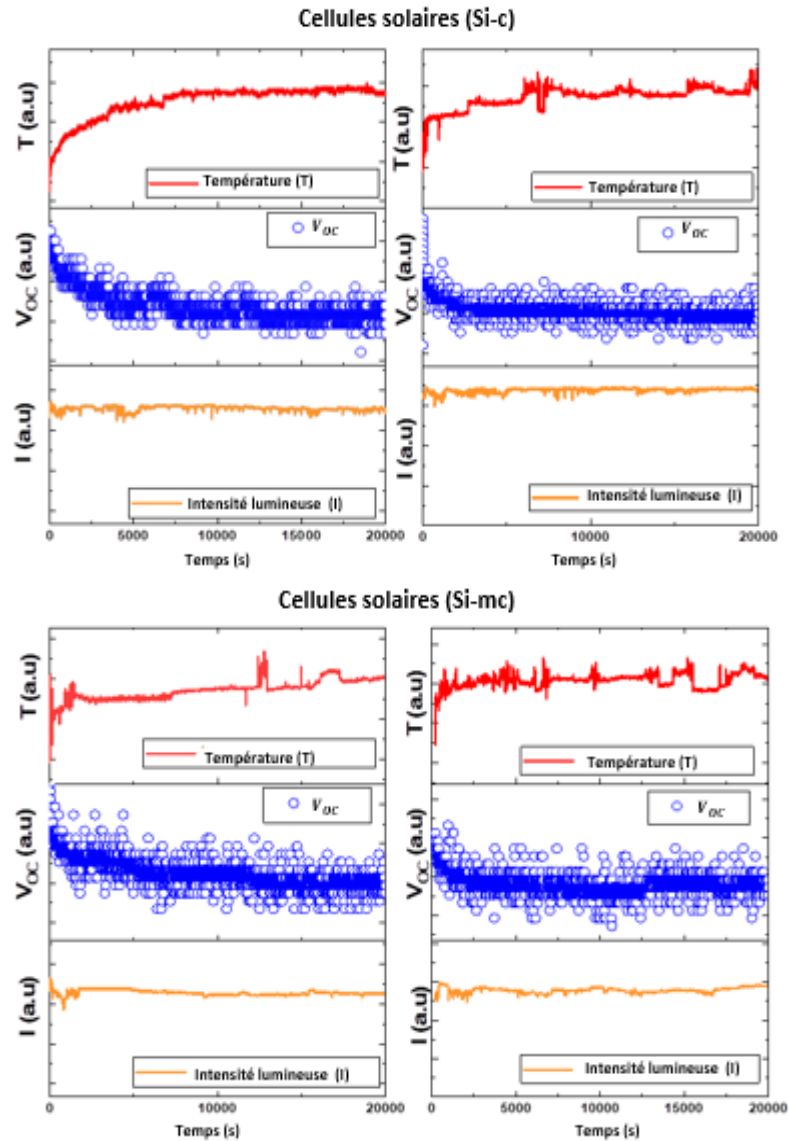


Figure IV.9 : Évolutions de la température (T), de la tension en circuit ouvert (V_{oc}) et de l'intensité lumineuse (I) en fonction de la durée d'illumination, obtenues grâce aux mesures VDAS effectuées sur diverses cellules solaires en silicium mono- et multicristallin.

Nous observons que la température présente une montée rapide avant de se stabiliser pour tous les échantillons analysés (figure IV.9). Afin de maintenir la température sous la barre des 75 °C, un système de refroidissement par air a été intégré à l'expérience. En effet, il est essentiel que la température reste en dessous de 75 °C durant l'illumination pour qualifier la dégradation comme étant induite par la lumière (LID). À des températures expérimentales dépassant 75°C,

une nouvelle forme de dégradation apparaît, nommée dégradation induite par la lumière et la température élevée (*LeTID*) [34-39]. Par ailleurs, les valeurs d'intensité lumineuse (I) présentent une bonne stabilité, avec de légères fluctuations au cours de l'expérience LID (figure IV.9). De plus, les valeurs la tension en circuit ouvert (V_{oc}), représentées dans la Figure IV.9, diminuent de manière inverse par rapport à la température [40, 41]. Cependant, la dégradation induite par la lumière (LID) est principalement due à l'impact de la lumière sur les caractéristiques de la cellule solaire, en particulier sur la couche d'absorption en silicium. Ce phénomène coexiste toutefois avec la dégradation liée à la température, et son impact est combiné avec cette dernière [42].

La figure IV.10 illustre un exemple de la diminution du V_{oc} en fonction du temps pour la même cellule solaire en silicium multicristallin (Si-mc), sous des conditions de mesure identiques. En plus, La figure IV.10.a présente le suivi manuel du V_{oc} en fonction du temps, avec un total de 32 points de mesure sur une durée d'illumination d'environ six heures (~ 6 h). Par ailleurs, la figure IV.10.b montre les résultats du V_{oc} en fonction du temps obtenus à l'aide de systèmes de mesure virtuels, avec plusieurs séries de mesures comptant 20 000 points sur la même période d'illumination.

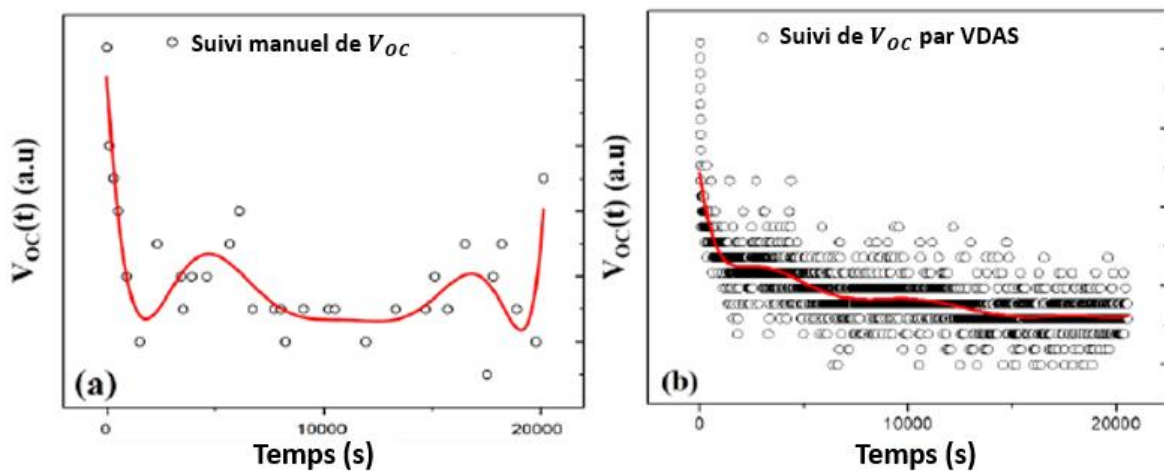


Figure IV.10 : Mesure de la tension de circuit ouvert (V_{oc}) pour la même cellule solaire en silicium multicristallin (Si-mc) en fonction du temps : (a) obtenue par suivi manuel et, b) à l'aide du système de mesure de données virtuel (VDAS).

Les mesures ont été effectuées sous une illumination de $0,055 \text{ W/m}^2$ pendant environ 6 heures à une température de $35 \text{ }^\circ\text{C}$, la ligne rouge servant de guide visuel. En plus, nous avons appliqué une fonction mathématique polynomiale pour effectuer un ajustement (Fit), permettant à la courbe de suivre une tendance moyenne tout en tenant compte de la répartition des points expérimentaux obtenus.

Nous observons une augmentation de la valeur de V_{OC} vers la fin, comme le montre la figure IV.10.a. Cela peut être interprétée comme une possible régénération du V_{OC} en fonction du temps d'illumination. En revanche, la courbe de la figure IV.10.b montre une diminution claire du V_{OC} en fonction du temps d'illumination pour la même cellule solaire étudiée. Le grand nombre de mesures obtenues grâce au système de mesure virtuel a permis de suivre avec une grande précision l'évolution réelle du V_{OC} en fonction du temps d'illumination. En fin de compte, ce résultat n'aurait pu être atteint que grâce à l'intégration d'un système d'acquisition (MATLAB/Simulink-Arduino) capable d'effectuer plusieurs mesures dans un intervalle de temps très court.

IV.6. Modélisation cinétique de la variation de la sortie V_{OC} des cellules solaires en fonction de la durée d'illumination

La variation de la tension en circuit ouvert V_{OC} en fonction du temps d'illumination peut être liée à la concentration de défauts [43]. Nous avons donc choisi la sortie V_{OC} pour étudier la cinétique de dégradation. Cette dernière est simulée sur la base de modèles de réactions chimiques des défauts qui se forment durant la phase d'illumination, en suivant la tension à circuit ouvert mesurée in situ pendant 6 heures d'illumination à 35°C .

Nous avons utilisé la même approche que K. Sporleder et al. [2] pour analyser la dégradation de la tension en circuit ouvert V_{OC} en fonction du temps lors d'un test de dégradation induite par la lumière (LID). Un modèle basé sur une réaction d'ordre 2 de la forme $A + B \rightarrow P$ est proposé pour déterminer les types de réactions, incluant deux impuretés A et B avec des concentrations initiales A_0 et B_0 , respectivement. Les défauts

activés, qui entraînent des concentrations de P, varient en fonction du temps (t). Une diminution de $V_{OC}(t)$ des cellules solaires a été observée en fonction du temps d'illumination. Cette réduction est due à une augmentation de la concentration de défauts actifs P par rapport à la concentration initiale de défauts inactifs A_0 et B_0 (figure IV.11). Nous notons que dans ce modèle, les concentrations initiales des impuretés A_0 et B_0 constituent deux paramètres critiques. En tenant compte de ces concentrations initiales, trois cas se présentent, comme illustré dans la figure IV.11.

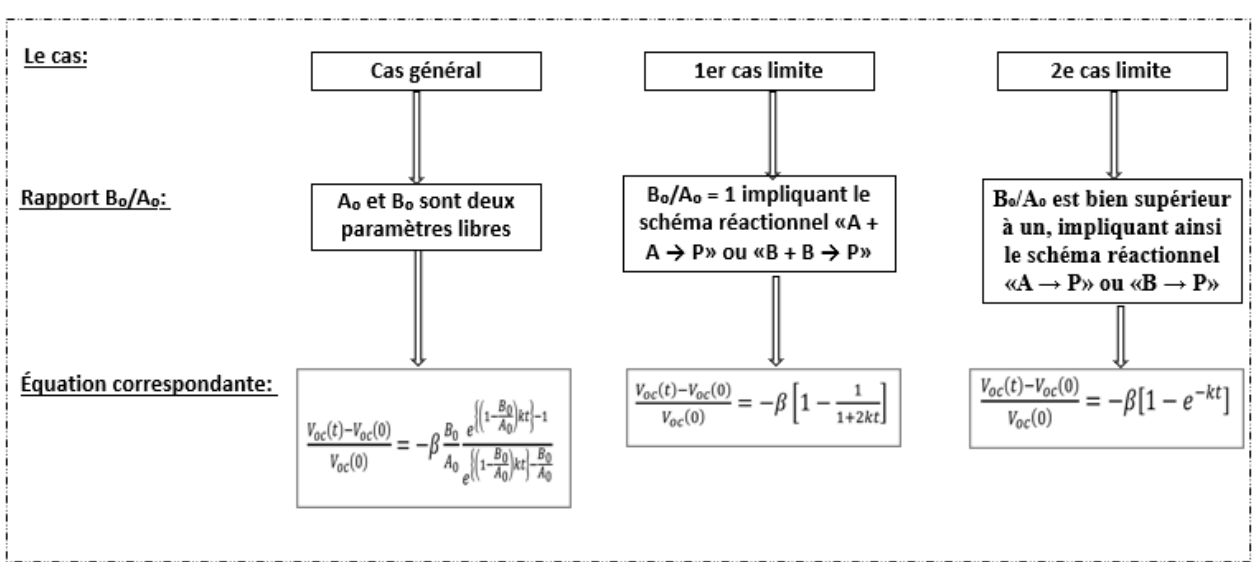


Figure IV.11 : Modèle cinétique suggéré [2].

Les paramètres β et k représentent la saturation de la tension en circuit ouvert (V_{OC}) et le taux de dégradation en fonction de la durée d'illumination prolongée (t), respectivement. Comme le montre la figure IV.12, le schéma de réaction $A + A \rightarrow P$ ou $B + B \rightarrow P$ s'adapte le mieux à la cinétique de la dégradation de la tension en circuit ouvert (V_{OC}) en fonction du temps d'illumination pour les cellules solaires en silicium monocristallin (Si-c). De plus, le comportement des cellules solaires Si-c au cours des premières minutes d'illumination se caractérise par une chute rapide de V_{OC} , suivie d'une dégradation beaucoup plus lente de la sortie, ce qui indique clairement l'existence de deux formes distinctes de centres de recombinaison, appelée centre de recombinaison rapide (FRC) et centre de recombinaison lent

(SRC). Cependant, des études récentes ont montré que les centres de recombinaison rapide (FRC) et lent (SRC) peuvent être attribués à un seul type de défaut métastable [44].

Pour les cellules solaires Si-mc, la cinétique de dégradation de $V_{OC}(t)$ suit la réaction d'ordre 2 de type : $A + B \rightarrow P$, incluant deux impuretés. De plus, K. Sporleder et al. [2] ont associé la dégradation de V_{OC} à deux mécanismes : la dissociation des paires fer-bore et l'activation du défaut bore-oxygène. De plus, K. Ramspeck et al. [45] ont rapporté que la formation de complexes bore-oxygène n'est pas principalement responsable de la dégradation induite par la lumière des cellules solaires multicristallines (Si-mc). En outre, une étude plus récente [46] démontre que les régions intra-grains dominant l'effet de LID dans les cellules solaires Si-mc en raison de leur grande fraction de surface dans ces cellules. Enfin, l'origine du mécanisme de LID dans les cellules solaires Si-mc implique plusieurs défauts et est plus complexe que celle observée dans les cellules solaires Si-c.

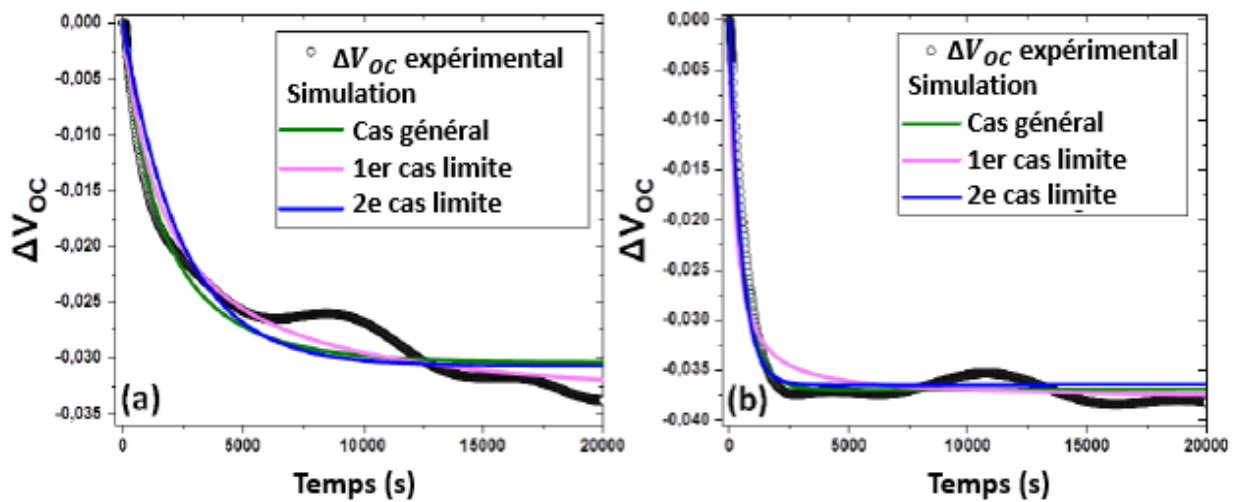


Figure IV.12 : Courbes expérimentales et simulées de ΔV_{OC} en fonction de la durée d'illumination pour : (a) cellule solaire monocristalline (Si-c) et, (b) cellule solaire multicristalline (Si-mc).

Le tableau IV.2 présente une comparaison avec d'autres études. Les données expérimentales de $\Delta V_{OC}(t)$ trouvées dans la littérature ont été ajustées avec de différents

modèles. Les résultats obtenus montrent des processus de réaction similaires pour le même type de cellule solaire.

Tableau IV.2 : Résultats du modèle basés sur les données expérimentales de $\Delta V_{OC}(t)$ pour notre étude et l'ensemble de données de référence.

Données issues de la simulation	Cellules solaires Si-c		Cellules solaires Si-mc	
	Cette étude	Réf [47]	Cette étude	Réf [2]
Modèle d'ajustement optimal	$A + A \rightarrow P$ ou $B + B \rightarrow P$	$A + A \rightarrow P$ ou $B + B \rightarrow P$	$A + B \rightarrow P$	$A + B \rightarrow P$
Rapport initial des précurseurs A_0/B_0	1	1	0.33	1.3
La saturation de la tension β (%)	0003477	0.01564	0.0365	1.46
Le taux de dégradation k (s^{-1})	0.00028	0.00008	0.00078	0.000008

IV.7. Dépendance de la température de la concentration de défauts ($N_{V_{OC}}$)

Pour étudier l'effet de la température sur les processus de dégradation induite par la lumière, des cellules solaires en silicium monocristallin (Si-c) et en silicium multicristallin (Si-mc) ont été soumises à une intensité lumineuse de 0,055 W/m² pendant environ 6 heures, tandis que les températures des cellules solaires étaient réglées respectivement à 35 °C, 40 °C, 44 °C, 58 °C et 64 °C. La dégradation résultante de la tension en circuit ouvert (V_{OC}) en fonction du temps d'illumination est présentée dans la figure IV.13. Nous observons que l'augmentation de la température a accéléré la dégradation de la V_{OC} jusqu'à atteindre une saturation complète [42].

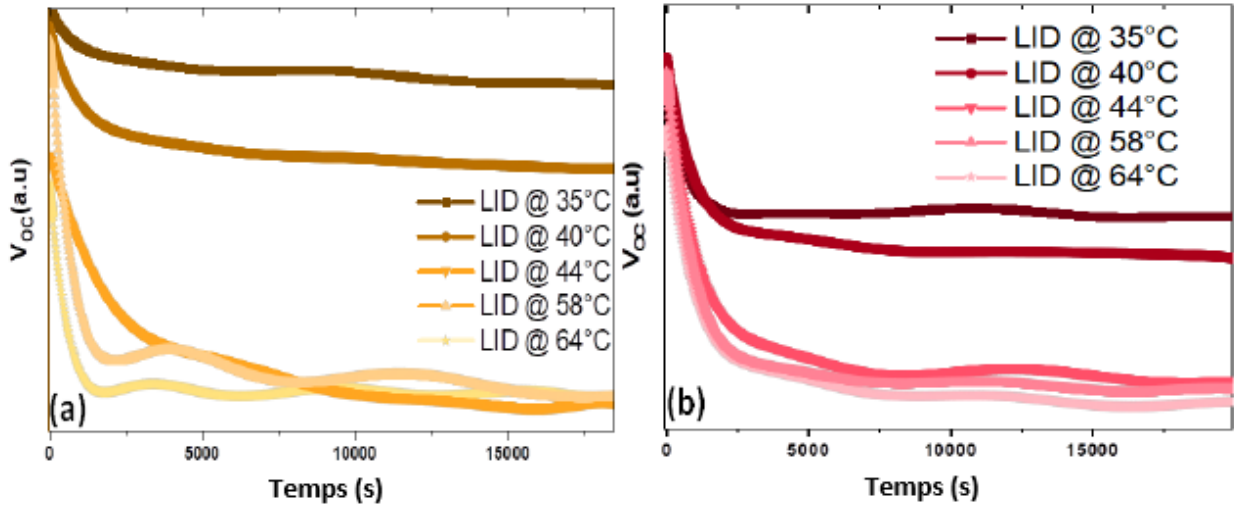


Figure IV.13 : Courbes de dégradation de la tension en circuit ouvert (V_{OC}) de : (a) cellules solaires Si-c, (b) cellules solaires Si-mc, à différentes températures, sous une illumination de $0,055 \text{ W/m}^2$ pendant environ 6 heures.

La concentration de défauts $N_{V_{OC}}$ est la quantité la plus pertinente dans l'étude de la dégradation induite par la lumière (LID) [48]. Par conséquent, la dépendance temporelle de la concentration de défauts doit être analysée. Ainsi, les courbes mesurées de $V_{OC}(t)$ sont converties en $N_{V_{OC}}$ selon l'équation suivante [43] :

$$N_{V_{OC}}(t) = e^{-qV_{OC}(t)/k_B T} - e^{-qV_{OC}(t=0)/k_B T} \quad \text{IV.1}$$

Où :

$N_{V_{OC}}$: La concentration de défauts.

V_{OC} : La tension en circuit ouvert.

k_B : La constante de Boltzmann.

T : La température en Kelvin.

Pour clarifier si la formation des défauts est liée à un processus activé thermiquement, l'équation IV.1 a été utilisée pour calculer le $N_{V_{OC}}(t)$ à différentes températures : $35 \text{ }^\circ\text{C}$, 40

°C, 44 °C, 58 °C et 64 °C, pour les cellules solaires Si-c et Si-mc, respectivement (figure IV.14).

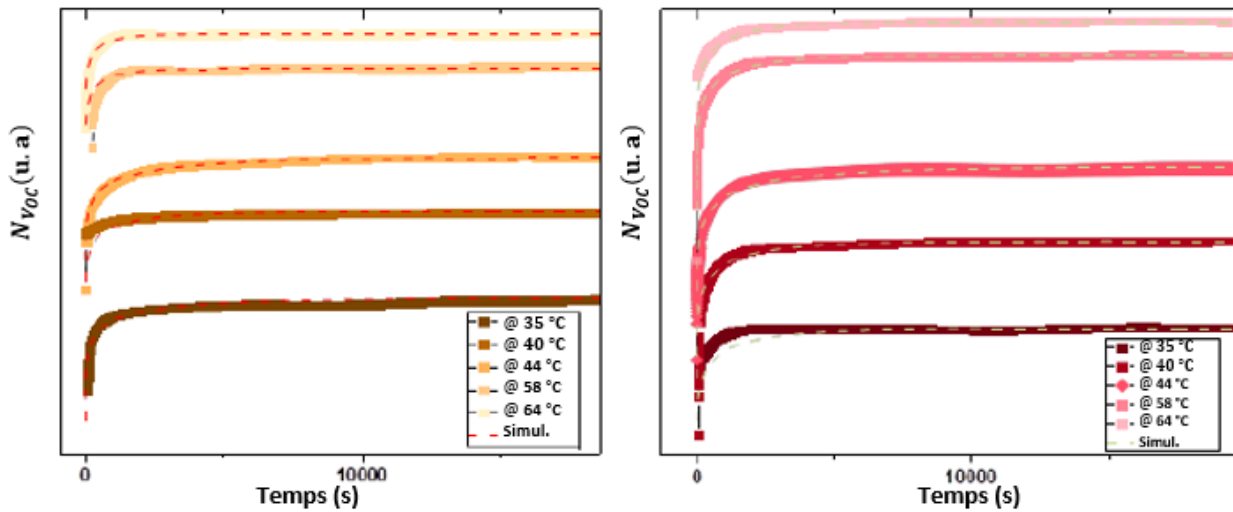


Figure IV.14 : Concentration de défauts N_{VOC} en fonction de la durée d'illumination pour les :
 (a) cellules solaires Si-c, (b) cellules solaires Si-mc, sous différentes températures de test de dégradation induite par la lumière (LID).

La Figure IV.15 montre la variation de la concentration de défauts à la saturation (N_{sat}) en fonction de la température, avec des mesures effectuées après 6 heures d'illumination. De plus, pour les deux types de cellules solaires, nous observons une augmentation de la concentration de défauts à la saturation avec l'élévation de la température. En outre, les cellules solaires Si-mc sont légèrement plus affectées par les variations de température par rapport aux cellules solaires Si-c dans les mêmes conditions expérimentales. Enfin, pour des températures supérieures à 50 °C, la formation de défauts métastables commence à atteindre un état de saturation complet pour les deux types de cellules solaires. Ces résultats sont en bon accord avec la littérature [5].

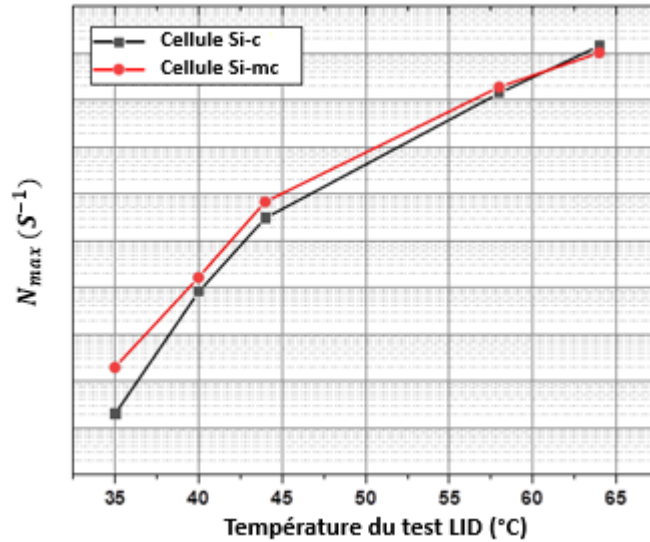


Figure IV.15 : Variation de la concentration de défauts à la saturation N_{max} en fonction des températures de test de dégradation induite par la lumière (LID).

IV.8. Énergies d'activation thermique des défauts

Le taux de génération de défauts R_{gen} peut être déterminé en ajustant l'équation II.7 (voir chapitre II, section II.2.2.6). La mesure de R_{gen} à différentes températures permet de déterminer l'énergie d'activation thermique E_{gen} des défauts. Pour calculer l'énergie d'activation thermique des défauts (E_{gen}), nous avons utilisé la relation d'Arrhenius II.8 (voir chapitre II, section II.2.2.6).

Ensuite, nous linéarisons cette équation (II.8). En prenant le logarithme naturel des deux côtés, nous obtenons :

$$\ln(R_{gen}) = \ln(k_{gen}) - \frac{E_{gen}}{k_B} \cdot \frac{1}{T} \quad \text{IV.2}$$

Ainsi, nous pouvons tracer $\ln(R_{gen})$ en fonction de $\frac{1}{T}$ pour obtenir une droite, dont la pente (m) est $-\frac{E_{gen}}{k_B}$. À partir de cette pente, nous pouvons alors calculer E_{gen} :

$$E_{gen} = -m \cdot k_B$$

IV.3

La figure IV.16 présente le graphique d'Arrhenius du taux de génération de défauts R_{gen} en fonction de la température pour les cellules solaires basées sur le silicium monocristallin (Si-mc) et le silicium multicristallin (Si-mc). De plus, les points de données mesurés se situent sur une droite, ce qui prouve clairement que le processus de formation de défauts est activé thermiquement [49]. Par ailleurs, à partir de la pente de la courbe linéaire illustrée dans la figure III.16, nous avons déterminé pour les cellules solaires Si-c une énergie d'activation $E_{gen,mono} \simeq 0.42 \text{ eV}$. Des études précédentes ont rapporté des valeurs dans la plage de 0,3 à 0,475 eV [43, 50, 51].

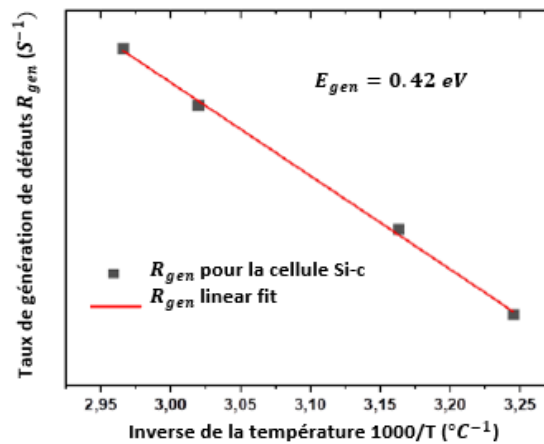


Figure IV.16 : Graphique d'Arrhenius du taux de génération de défauts R_{gen} .

IV.9. Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons examiné en détail l'impact de la dégradation induite par la lumière (LID) sur des cellules solaires industrielles en silicium monocristallin (Si-c) et multicristallin (Si-mc) de type p, avec un champ de surface arrière en aluminium (Al-BSF). Grâce à l'utilisation d'un système d'acquisition de données virtuel (VDAS) basé sur une carte Arduino interfacée avec MATLAB/Simulink, nous avons pu surveiller en temps réel la tension en circuit ouvert (V_{OC}), la température, ainsi que l'intensité lumineuse au cours du test LID.

Cette méthode d'acquisition des données, plus précise, moins coûteuse et plus rapide que les systèmes conventionnels, a permis une modélisation fiable de la dégradation de la V_{OC} en fonction du temps d'illumination. Les résultats obtenus démontrent la présence d'un type de défaut métastable dominant dans les cellules Si-c, tandis que les cellules Si-mc présentent des mécanismes de dégradation plus complexes, suggérant l'interaction de plusieurs types de défauts métastables. En outre, nous avons réussi à extraire les concentrations de défauts ($N_{V_{OC}}$) et les énergies d'activation thermique (E_{gen}) des cellules solaires étudiées, Le temps nécessaire pour atteindre les points de saturation de la concentration de défauts (N_{sat}) a été lié à la température du test LID.

Cette étude met en avant les avantages du VDAS pour l'analyse des mécanismes de dégradation des cellules solaires, tout en offrant des perspectives intéressantes pour l'amélioration des performances et de la fiabilité des dispositifs photovoltaïques, notamment en réduisant les coûts et les durées des tests. Ces résultats peuvent ainsi contribuer à l'optimisation des procédés de fabrication et à une meilleure gestion de la dégradation des cellules solaires dans des environnements réels.

Références chapitre IV

- [1] S. Ding *et al.*, « In-Situ LID and Regeneration of Al-BSF Solar Cells from Different Positions of a B-Doped Cz-Si Ingot », *Energies*, vol. 15, n° 15, Art. n° 15, janv. 2022, doi: <https://doi.org/10.3390/en15155591>.
- [2] K. Sporleder, K. Hübener, K. Petter, C. Kranert, T. Luka, et M. Turek, « Light induced degradation: kinetic model and grain boundary impact on sponge-LID », *Energy Procedia*, vol. 124, p. 174-179, sept. 2017, doi: <https://doi.org/10.1016/j.egypro.2017.09.316>.
- [3] M. Theristis *et al.*, « Onymous early-life performance degradation analysis of recent photovoltaic module technologies », *Prog. Photovolt. Res. Appl.*, vol. 31, n° 2, p. 149-160, 2023, doi: <https://doi.org/10.1002/pip.3615>.
- [4] L. Song, Z. Hu, D. Lin, D. Yang, et X. Yu, « Progress of hydrogenation engineering in crystalline silicon solar cells: A review », *J. Phys. Appl. Phys.*, 2022, Consulté le: 5 janvier 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1361-6463/ac9066/meta>
- [5] Z. Zhou, M. Vaqueiro-Contreras, M. K. Juhl, et F. Rougieux, « Electronic Properties of the Boron–Oxygen Defect Precursor of the Light-Induced Degradation in Silicon », *IEEE J. Photovolt.*, vol. 12, n° 5, p. 1135-1141, sept. 2022, doi: [10.1109/JPHOTOV.2022.3190769](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2022.3190769).
- [6] K. Lauer *et al.*, « Modeling the light-induced degradation (LID) in silicon due to ASi-Sii-defects », *Tagungsband 5 Niedersächsisches Symp. Mater. 23 Bis 24 Februar 2023*, juin 2023, doi: [10.21268/20230628-0](https://doi.org/10.21268/20230628-0).
- [7] R. Sondenå, P. M. Weiser, F. Mosel, N. Aßmann, P.-A. Hansen, et E. Monakhov, « Controlling the hydrogen concentration in boron- and gallium-doped silicon wafers », *AIP Conf. Proc.*, vol. 2826, n° 1, p. 110008, juin 2023, doi: <https://doi.org/10.1063/5.0141155>.
- [8] E. Resmi, K. P. Sreejith, et A. Kottantharayil, « Analysis of variation in recombination characteristics due to light and heat in industrial silicon solar cells », *Sol. Energy*, vol. 252, p. 127-133, mars 2023, doi: <https://doi.org/10.1016/j.solener.2023.01.053>.
- [9] M. Dhamrin, T. Saitoh, K. Kamisako, T. Hirasawa, T. Eguchi, et I. Yamaga, « Mechanisms of Light-induced Degradation in B-doped Multicrystalline Silicon Wafers and Solar Cells », présenté à Technical Digest of 15th International Photovoltaic Science and Engineering Conference (PVSEC-15), Shanghai, China, 2005, p. 1076-1077. doi: <https://www.pvsec.org/previous-conferences.html>.
- [10] B. Hallam et C. E. Chan, *Hydrogen Passivation and Laser Doping for Silicon Solar Cells*. London-England: Institution of Engineering and Technology, 2021.
- [11] M. Seok, J. Kim, Y. Lee, Y. Kim, Y. Kim, et S. M. Kim, « Treatment of Light-Induced Degradation for Solar Cells in a p-PERC Solar Module via Induction Heating », *Energies*, vol. 14, n° 19, Art. n° 19, janv. 2021, doi: <https://doi.org/10.3390/en14196352>.
- [12] M. R. Guerra, Í. de la Parra Laita, M. G. Solano, et J. Pascual, « In-Field Energy Performance of Solar PV Module Made of UMG Silicon », *IEEE J. Photovolt.*, vol. 12, n° 5, p. 1109-1115, sept. 2022, doi: [10.1109/JPHOTOV.2022.3181499](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2022.3181499).
- [13] A. El Hammoumi, S. Motahhir, A. Chalh, A. El Ghzizal, et A. Derouich, « Low-cost virtual instrumentation of PV panel characteristics using Excel and Arduino in comparison with traditional instrumentation », *Renew. Wind Water Sol.*, vol. 5, n° 1, p. 3, mars 2018, doi: <https://doi.org/10.1186/s40807-018-0049-0>.
- [14] M. Ş. Kalay, B. Kılıç, et Ş. Sağlam, « Systematic review of the data acquisition and monitoring systems of photovoltaic panels and arrays », *Sol. Energy*, vol. 244, p. 47-64, sept. 2022, doi: <https://doi.org/10.1016/j.solener.2022.08.029>.
- [15] V. Gupta, P. Raj, et A. Yadav, « Design and cost minimization of PV analyzer based on arduino UNO », in *2017 IEEE International Conference on Power, Control, Signals and Instrumentation Engineering (ICPCSI)*, sept. 2017, p. 1337-1342. doi: [10.1109/ICPCSI.2017.8391928](https://doi.org/10.1109/ICPCSI.2017.8391928).
- [16] Y. Chibane, Y. Kouhlane, D. Bouhafs, et A. Zerguine, « Light Induced Degradation Quantification by Monitoring the VOC Output of Silicon Solar Cell Using Low-Cost Real-Time Virtual Instrumentation », *J. Sustain. Mater. Process. Manag.*, vol. 3, n° 2, Art. n° 2, nov. 2023, doi: <https://publisher.uthm.edu.my/ojs/index.php/jsmpm/article/view/15131>.

- [17] F. Kerkar *et al.*, « Oxygen and Carbon Distribution in 80Kg Multicrystalline Silicon Ingot », *Silicon*, vol. 12, n° 3, p. 473-478, mars 2020, doi: <https://doi.org/10.1007/s12633-019-00154-0>.
- [18] MathWorks, « <https://www.mathworks.com/>. »
- [19] J. Mandelkorn et J. H. Lamneck Jr., « A new electric field effect in silicon solar cells », *J. Appl. Phys.*, vol. 44, n° 10, p. 4785-4787, oct. 1973, doi: <https://doi.org/10.1063/1.1662040>.
- [20] J. Mandelkorn et J. H. Lamneck, « Simplified fabrication of back surface electric field silicon cells and novel characteristics of such cells », *Sol. Cells*, vol. 29, n° 2, p. 121-130, août 1990, doi: [https://doi.org/10.1016/0379-6787\(90\)90021-V](https://doi.org/10.1016/0379-6787(90)90021-V).
- [21] E. L. Ralph, « Recent advancements in low cost solar cell processing », in *11th Photovoltaic Specialists Conference*, New York: Institute of Electrical and Electronics Engineers, 1975, p. 315-316. doi: <https://ui.adsabs.harvard.edu/abs/1975pvs.conf..315R/abstract>.
- [22] D. Attafi, « Improvement of a Solar Cell Performance by Introducing Defects (Amélioration des performances d'une cellule solaire en introduisant des défauts) », These de doctorat, Université de mohamed kheider, Biskra-Algérie, 2022. [En ligne]. Disponible sur: <http://thesis.univ-biskra.dz/5761/>
- [23] C. Ballif, F.-J. Haug, M. Boccard, P. J. Verlinden, et G. Hahn, « Status and perspectives of crystalline silicon photovoltaics in research and industry », *Nat. Rev. Mater.*, vol. 7, n° 8, p. 597-616, août 2022, doi: [10.1038/s41578-022-00423-2](https://doi.org/10.1038/s41578-022-00423-2).
- [24] X. Gu, X. Yu, et D. Yang, « Efficiency improvement of crystalline silicon solar cells with a back-surface field produced by boron and aluminum co-doping », *Scr. Mater.*, vol. 66, n° 6, p. 394-397, mars 2012, doi: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.11.044>.
- [25] A. B. Prakoso, F. Ferdiansjah, et F. Faridah, « Optimasi Pembentukan Lapisan Boron P+ pada Permukaan Belakang Sel Surya untuk Peningkatan Efisiensi Sel Surya berbasis Wafer Silikon Monokristal », *Teknofisika*, vol. 1, n° 1, Art. n° 1, 2012, doi: <https://journal.ugm.ac.id/teknofisika/article/view/5798>.
- [26] F. Huster, « Investigation of the alloying process of screen printed aluminium pastes for the BSF formation on silicon solar cells », in *Proceedings of the 20th European Photovoltaic Solar Energy Conference*, Barcelona Spain: WIP Renewable Energies, 2005, p. 1466-1469. doi: <https://scholar.google.com/scholar?cluster=10302247157676403951&hl=en&oi=scholar>.
- [27] C. Ballif, D. M. Huljić, G. Willeke, et A. Hessler-Wyser, « Silver thick-film contacts on highly doped n-type silicon emitters: Structural and electronic properties of the interface », *Appl. Phys. Lett.*, vol. 82, n° 12, p. 1878-1880, mars 2003, doi: <https://doi.org/10.1063/1.1562338>.
- [28] Arduino, « <https://www.arduino.cc/>. »
- [29] S. Monk et M. McCabe, *Programming Arduino: getting started with sketches*, vol. 176. McGraw-Hill Education New York, 2016. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.application-datasheet.com/pdf/mcgraw-hill-education/1259641635.pdf>
- [30] ATmega328P Datasheet, « <https://www.microchip.com/>. »
- [31] D. C. R. Rathish et D. S. S., « IoT-Based Wheel Chair for Fall Detection and Health Monitoring », *Int. J. Hum. Comput. Stud.*, 2023, doi: <http://dSPACE.umsida.ac.id/handle/123456789/16204>.
- [32] Light Dependent Resistor, « <https://www.watelectronics.com/>. »
- [33] Light Sensor (LDR), « <https://ai.thestempedia.com/>. »
- [34] D. Chen *et al.*, « Evidence of an identical firing-activated carrier-induced defect in monocrystalline and multicrystalline silicon », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 172, p. 293-300, 2017, Consulté le: 18 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927024817304403>
- [35] M. A. Jensen, A. E. Morishige, J. Hofstetter, D. B. Needleman, et T. Buonassisi, « Evolution of LeTID Defects in p-Type Multicrystalline Silicon During Degradation and Regeneration », *IEEE J. Photovolt.*, vol. 7, n° 4, p. 980-987, juill. 2017, doi: <https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2017.2695496>.
- [36] D. Chen *et al.*, « Hydrogen induced degradation: A possible mechanism for light-and elevated temperature-induced degradation in n-type silicon », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 185, p. 174-182, 2018, Consulté le: 18 juin 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927024818302617>
- [37] B. Hallam *et al.*, « The role of hydrogenation and gettering in enhancing the efficiency of next-generation Si solar cells: An industrial perspective », *Phys. Status Solidi A*, vol. 214, juin 2017, doi: [10.1002/pssa.201700305](https://doi.org/10.1002/pssa.201700305).

- [38] M. Kim, D. Chen, M. Abbott, S. Wenham, et B. Hallam, « Role of hydrogen: Formation and passivation of meta-stable defects due to hydrogen in silicon », in *AIP Conference Proceedings*, AIP Publishing, 2018. Consulté le: 2 septembre 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://pubs.aip.org/aip/acp/article-abstract/1999/1/130010/727724>
- [39] D. Lin, Z. Hu, Q. He, D. Yang, L. Song, et X. Yu, « New insights on LeTID/BO-LID in p-type mono-crystalline silicon », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 226, p. 111085, 2021, Consulté le: 5 janvier 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927024821001264>
- [40] P. Singh, S. N. Singh, M. Lal, et M. Husain, « Temperature dependence of I–V characteristics and performance parameters of silicon solar cell », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 92, n° 12, p. 1611-1616, déc. 2008, doi: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2008.07.010>.
- [41] A. A. Belsky, D. Y. Glukhanich, M. J. Carrizosa, et V. V. Starshaia, « Analysis of specifications of solar photovoltaic panels », *Renew. Sustain. Energy Rev.*, vol. 159, p. 112239, mai 2022, doi: <https://doi.org/10.1016/j.rser.2022.112239>.
- [42] C.-M. Lin, M. Gläser, E. Malguth, S. Uredat, N. Bernhard, et D. Lausch, « Accelerated Light-Induced Degradation Test for Industrial Application », *33rd Eur. Photovolt. Sol. Energy Conf. Exhib. 978-982*, p. 5 pages, 4959 kb, 2017, doi: <https://doi.org/10.4229/EUPVSEC20172017-2CV.2.85>.
- [43] M. Aghaei *et al.*, « Review of degradation and failure phenomena in photovoltaic modules », *Renew. Sustain. Energy Rev.*, vol. 159, p. 112160, mai 2022, doi: <https://doi.org/10.1016/j.rser.2022.112160>.
- [44] D. Chen, « Elucidating the Mechanics Behind Light- and Elevated Temperature Induced Degradation in Silicon Solar Cells », Unpublished, 2020. Consulté le: 27 janvier 2024. [En ligne]. Disponible sur: <http://rgdoi.net/10.13140/RG.2.2.10653.33762>
- [45] K. Ramspeck *et al.*, « Light Induced Degradation of Rear Passivated mc-Si Solar Cells », *Proc 27th Eur Photovolt. Sol. Energy Conf*, p. 861-865, 2012, doi: [10.4229/27thEUPVSEC2012-2DO.3.4](https://doi.org/10.4229/27thEUPVSEC2012-2DO.3.4).
- [46] T. Luka, S. Großer, C. Hagendorf, K. Ramspeck, et M. Turek, « Intra-grain versus grain boundary degradation due to illumination and annealing behavior of multi-crystalline solar cells », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 158, p. 43-49, déc. 2016, doi: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2016.05.061>.
- [47] S. Yuan *et al.*, « In situ LID and regeneration of PERC solar cells from different positions of a B-doped Cz-Si ingot », *Int. J. Photoenergy*, vol. 2022, p. 1-12, 2022, doi: <https://doi.org/10.1155/2022/6643133>.
- [48] J. Lindroos et H. Savin, « Review of light-induced degradation in crystalline silicon solar cells », *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 147, p. 115-126, 2016, [En ligne]. Disponible sur: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2015.11.047>
- [49] N. Nampalli, « Characterisation and passivation of boron-oxygen defects in p-type Czochralski silicon », These de doctorat, UNSW Sydney, Australie, 2017. doi: [10.26190/unsworks/20018](https://doi.org/10.26190/unsworks/20018).
- [50] W. Kwapil et B. Hammann, « Hydrogen Reactions in c-Si:B During Illumination at Room Temperature », *Sol. RRL*, vol. 7, n° 6, p. 2201107, 2023, doi: <https://doi.org/10.1002/solr.202201107>.
- [51] S. M. Kim, S. Jung, Y. Kim, et J. Kim, « Anti-LID Process with a Remote Direct Heating Method Using a Half-Bridge Resonance Circuit for a PERC Solar Cell Module », *Energies*, vol. 13, n° 1, Art. n° 1, janv. 2020, doi: <https://doi.org/10.3390/en13010110>.

Conclusion générale

Conclusion générale

L'objectif principal de cette thèse était d'approfondir l'étude des mécanismes de dégradation dans les dispositifs photovoltaïques à base de silicium, un matériau largement utilisé dans l'industrie solaire. Parmi ces dégradations, celle induite par l'illumination prolongée (LID) peut significativement altérer les performances des cellules solaires et des plaquettes de silicium. En analysant en détail ce phénomène, cette recherche visait à mieux comprendre les processus physiques sous-jacents, notamment la formation et la dynamique des défauts dans le silicium. Sur la base de ces analyses, le but ultime était de proposer des solutions pour optimiser à la fois l'efficacité et la durabilité des dispositifs photovoltaïques en silicium. Cette démarche est essentielle dans le contexte de la transition énergétique, où les énergies renouvelables, et en particulier l'énergie solaire, jouent un rôle clé dans la réduction des émissions de gaz à effet de serre et la production d'une énergie plus durable.

Dans le cadre de cette thèse, **le Chapitre III** a permis d'approfondir notre compréhension des facteurs influençant la durée de vie des porteurs minoritaires dans les plaquettes de silicium dopées au bore (Si-Cz), passivées avec des couches de $SiNx:H$. En mettant en place un protocole expérimental rigoureux, accompagné d'une analyse des interactions des défauts dans les plaquettes à l'aide d'un modèle cinétique, nous avons pu révéler que la durée de vie des porteurs minoritaire (τ) est fortement affectée par l'illumination, la formation de défauts et la température. La dissociation des complexes FeB a montré une influence significative au début du processus d'illumination, tandis que le taux de formation de défauts, plus lent, semble être peu influencé par ce facteur, mais diminue à des températures de traitement thermique rapide (RTP) plus élevées. Ces résultats soulignent l'importance de mécanismes tels que la diffusion de l'hydrogène et son association avec les atomes de bore. De plus, les différences notables dans les valeurs de durée de vie révélées par les tests de recuit à l'obscurité (DA) par rapport aux tests de trempage à la lumière (LS) ont conduit à la proposition du concept de recombinaison induite par l'hydrogène (HIR). En intégrant ces éléments, nous avons contribué à une meilleure compréhension de la dégradation induite par la lumière (LID) et ouvert de nouvelles pistes de recherche visant à optimiser les dispositifs photovoltaïques en silicium.

Par ailleurs dans **le Chapitre IV**, nous avons examiné en détail l'impact de la LID sur des cellules solaires industrielles (Al-BSF) en silicium monocristallin (Si-c) et multicristallin

(Si-mc) de type p. Grâce au développement d'un système d'acquisition de données virtuel (VDAS), basé sur une carte Arduino interfacée avec MATLAB/Simulink, nous avons pu surveiller en temps réel la tension en circuit ouvert (V_{OC}), la température, ainsi que l'intensité lumineuse durant les tests LID. Les résultats ont révélé que ce système permet une modélisation fiable, comparativement aux systèmes conventionnels, de la dégradation de la V_{OC} en fonction du temps d'illumination. De plus, nous avons pu démontrer la présence d'un type de défaut métastable dominant dans les cellules Si-c, tandis que les cellules Si-mc présentent des mécanismes de dégradation plus complexes, suggérant l'interaction de plusieurs types de défauts. En outre, nous avons également extrait les concentrations de défauts et les énergies d'activation thermique, établissant un lien entre le temps nécessaire pour atteindre la saturation des défauts et la température des tests LID. Les résultats obtenus dans ce chapitre mettent en avant les avantages du VDAS pour l'analyse des mécanismes de dégradation des cellules solaires, en offrant des perspectives intéressantes pour l'amélioration des performances et de la fiabilité des dispositifs photovoltaïques, notamment en réduisant les coûts et les durées des tests.

En résumé, cette thèse met en lumière l'importance cruciale de la recherche sur la dégradation des dispositifs photovoltaïques, un enjeu majeur pour l'avenir de l'énergie solaire. Les résultats obtenus ouvrent la voie à de nouvelles stratégies pour améliorer non seulement l'efficacité des cellules solaires, mais également leur longévité. Cette recherche souligne également la nécessité de développer des techniques de test plus innovantes, comme le VDAS, qui permettent une surveillance en temps réel et une modélisation précise des performances des dispositifs.

À l'avenir, plusieurs axes de recherche pourraient être explorés pour approfondir notre compréhension des mécanismes de dégradation dans les dispositifs photovoltaïques et améliorer leur performance :

- **Interaction** : L'étude des interactions entre différents types de défauts pourrait fournir des informations cruciales pour mieux appréhender leur formation et leur impact sur la performance des dispositifs.
- **Conditions Environnementales** : L'impact de diverses conditions environnementales, telles que l'humidité, l'exposition à différents types de lumière, la pollution

atmosphérique et l'accumulation de poussière, qui sont des facteurs souvent négligés mais pouvant affecter significativement la performance des dispositifs photovoltaïques.

- **Nouveaux Matériaux :** L'intégration de nouveaux matériaux, notamment des couches de passivation avancées ou des composites hybrides, pourrait offrir des solutions innovantes pour atténuer la dégradation induite par la lumière.
- **Optimisation des Interfaces :** L'optimisation des interfaces entre les différents composants du dispositif pourrait réduire la formation de défauts et augmenter la résistance à la LID.

Ces investigations pourraient contribuer à une meilleure compréhension des mécanismes de dégradation et à la mise au point de solutions plus adaptées pour le secteur photovoltaïque. De plus, une collaboration avec d'autres disciplines, comme la chimie des matériaux et la nanotechnologie, pourrait enrichir ces recherches, permettant ainsi le développement de nouvelles technologies pour améliorer la durabilité des systèmes photovoltaïques. En fin, en contribuant à la réduction des coûts de production et à l'amélioration de la fiabilité des dispositifs photovoltaïques, cette thèse s'inscrit pleinement dans le cadre des objectifs de durabilité et d'efficacité énergétique. Cela contribue à la transition vers des sources d'énergie plus vertes et renouvelables. Ainsi, elle pose les fondations pour des recherches futures qui pourraient transformer le paysage énergétique mondial, rendant l'énergie solaire plus accessible et fiable pour tous.

Publications et conférences

Publications

Y. Chibane, Y. Kouhlane, D. Bouhafis, et A. Zerguine, « Light Induced Degradation Quantification by Monitoring the VOC Output of Silicon Solar Cell Using Low-Cost Real-Time Virtual Instrumentation », J. Sustain. Mater. Process. Manag., vol. 3, no 2, Art. no 2, nov. 2023, doi: <https://publisher.uthm.edu.my/ojs/index.php/jsmpm/article/view/15131>.

Y. Chibane, Y. Kouhlane, D. Bouhafis, W. Achour, A. Mohammed-Krarroubi, et A. Khelfane, « Light-triggered defect dynamics in silicon wafers: understanding degradation mechanisms », Appl. Phys. A, vol. 130, no 367, 2024, <https://link.springer.com/article/10.1007/s00339-024-07511-w>.

Y. Kouhlane, **Y. Chibane**, et D. Bouhafis, « The effects of RTP processing on recombination and electron transfer in Cz-Si wafers passivated with hydrogenated silicon-nitride thin films », Optoelectron. Adv. Mater.-Rapid Commun., vol. 18, no March-April 2024, p. 185-189, 2024, <http://oam-rc2.inoe.ro/articles/the-effects-of-rtp-processing-on-recombination-and-electron-transfer-in-cz-si-wafers-passivated-with-hydrogenated-silicon-nitride-thin-films/>.

Conférences

Y. Chibane, Y. Kouhlane, et B. Djoudi, « A proposed kinetic model to the impact of light-induced degradation in conventional silicon solar cells. », DZPOWER 21 International Conference Power and Energy Engineering, Online Conference. Algeria, 2021. doi: <http://dx.doi.org/10.13140/RG.2.2.10867.20002>.

Y. Chibane, Y. Kouhlane, A. Amirat, et B. Djoudi, « Application of Electroluminescence Technique to the Characterization of Conventional Solar Cells. », International Conference on Energy and Material Sciences, University of 20 Août 1955 Skikda, Algeria, 2022. doi: <http://dx.doi.org/10.13140/RG.2.2.31048.80642/1>.

Résumé

Résumé

Cette thèse examine les effets de la dégradation induite par la lumière (LID) sur les plaquettes de silicium cristallin et les cellules solaires à base de silicium, en se concentrant à la fois sur les mécanismes physiques et sur des solutions d'instrumentation pratiques pour atténuer l'impact de la LID.

Dans une première partie, nous avons étudié des plaquettes de silicium monocristallin (Si-Cz) dopées au bore et recouvertes d'une couche de nitrure de silicium ($SiNx$). Le traitement thermique rapide (RTP) et l'exposition à la lumière ont révélé une augmentation initiale de la durée de vie des porteurs minoritaires (τ) due aux complexes fer-bore, suivie d'une diminution causée par la formation de complexes bore-oxygène, un effet bien connu sous le nom de dégradation induite par la lumière (LID). Des modèles cinétiques ont été utilisés pour analyser les interactions des défauts, corrélant le comportement de τ avec les concentrations de complexes hydrogène-bore. De plus, un recuit dans l'obscurité a entraîné une dégradation supplémentaire, attribuée au processus de cuisson et à la présence d'hydrogène dans la couche $SiNx$. Ces résultats apportent des informations précieuses sur les mécanismes de formation des défauts dans les plaquettes de silicium. **Dans une seconde partie**, nous avons exploré les effets de la LID sur les cellules solaires (Al-BSF) à base de silicium, qui peuvent entraîner des pertes d'efficacité allant jusqu'à 10 % en raison de défauts de recombinaison induits par des impuretés. Les impuretés telles que le bore, le fer et l'oxygène présentes dans les cellules solaires monocristallines (Si-Cz) et multicristallines (Si-mc) jouent un rôle crucial dans la formation des défauts durant l'illumination. Pour répondre au besoin de tests LID précis et efficaces et afin de minimiser le facteur humain et l'inexactitude qui en résulte, une solution d'instrumentation virtuelle à faible coût a été développée, utilisant un système d'acquisition de données virtuel (VDAS) basé sur une carte Arduino associée au logiciel MATLAB/Simulink. Ce système permet de surveiller en temps réel les caractéristiques des cellules solaires, telles que la tension en circuit ouvert (V_{OC}), avec un intervalle de période d'acquisition d'une seconde (1 s), durant les tests LID. La modélisation cinétique de V_{OC} a révélé que des défauts métastables uniques dominaient la dégradation LID dans les cellules Si-Cz, tandis que plusieurs défauts contribuaient à une dégradation plus complexe dans les cellules Si-mc, en raison des différentes techniques d'élaboration du substrat. De plus, l'énergie d'activation thermique des défauts ($E_{gen} = 0.45 \text{ eV}$) a été déterminée à partir des mesures expérimentales de V_{OC} . Ce système réduit le temps de test et améliore la précision dans la caractérisation de la LID par rapport aux méthodes traditionnelles.

Dans l'ensemble, ce travail fournit une compréhension complète des mécanismes de la LID tant dans les plaquettes de silicium que dans les cellules solaires, ainsi que des outils d'instrumentation pratiques qui améliorent l'efficacité et la précision des tests de LID dans la recherche photovoltaïque.

Mots clés : LID, processus RTP, plaquettes de silicium, couche $SiNx$: H, durée de vie des porteurs minoritaires, silicium, cellules solaires, MATLAB/Simulink, Arduino.

Abstract

This thesis examines the effects of light-induced degradation (LID) on crystalline silicon wafers and silicon-based solar cells, focusing on both the physical mechanisms and practical instrumentation solutions to mitigate the impact of LID.

In the first part, we studied boron-doped monocrystalline silicon (Cz-Si) wafers coated with a silicon nitride (SiN_x) layer. Rapid thermal processing (RTP) and light exposure revealed an initial increase in the minority carrier lifetime (τ) due to iron-boron complexes, followed by a decrease caused by the formation of boron-oxygen complexes, a well-known phenomenon called light-induced degradation (LID). Kinetic models were used to analyze defect interactions, correlating the behavior of τ with hydrogen-boron complex concentrations. Additionally, a dark annealing step resulted in further degradation attributed to the firing temperature process and the presence of hydrogen in the SiN_x layer. These results provide valuable insights into defect formation mechanisms in silicon wafers.

In the second part, we explored the effects of LID on silicon-based solar cells (Al-BSF), which can lead to efficiency losses of up to 10% due to recombination defects induced by impurities. Impurities such as boron, iron, and oxygen present in monocrystalline (Cz-Si) and multicrystalline (mc-Si) solar cells play a crucial role in defect formation during illumination. To address the need for precise and efficient LID testing and to minimize human error and resulting inaccuracies, a low-cost virtual instrumentation solution was developed, utilizing a virtual data acquisition system (VDAS) based on an Arduino board associated with MATLAB/Simulink software. This system allows real-time monitoring of solar cell characteristics, such as open-circuit voltage (V_{OC}), with a one-second (1 s) acquisition interval during LID tests. Kinetic modeling of V_{OC} revealed that unique metastable defects dominated LID degradation in Cz-Si cells, while multiple defects contributed to more complex degradation in Si-mc cells due to different substrate fabrication techniques. Furthermore, the thermal activation energy of the defects ($E_{gen} = 0.45$ eV) was determined from the experimental V_{OC} measurements. This system reduces testing time and enhances accuracy in LID characterization compared to traditional methods.

Overall, this work provides a comprehensive understanding of LID mechanisms in both silicon wafers and solar cells, as well as practical instrumentation tools that improve the efficiency and accuracy of LID testing in photovoltaic research

Keywords: LID, RTP process, silicon wafers, $SiN_x : H$ layer, minority carrier lifetime, silicon, solar cells, MATLAB/Simulink, Arduino.

الملخص

تتناول هذه الأطروحة تأثيرات التحلل الناجم عن الضوء (LID) على رقائق السيليكون البلورية والخلايا الشمسية القائمة على السيليكون، مع التركيز على كل من الآليات الفيزيائية والحلول العملية للتخفيف من تأثير LID.

في الجزء الأول، قمنا بدراسة رقائق السيليكون أحادية البلورة (Si-Cz) المطعمة بالبورون والمغطاة بطبقة من نيتريد السيليكون ($SiNx$). كشفت المعالجة الحرارية (RTP) والتعرض للضوء عن زيادة أولية في عمر حامل الأقلية (τ) بسبب مركبات الحديد والبورون، يليها انخفاض ناتج عن تكوين مركبات البورون والأكسجين، وهو تأثير معروف باسم التحلل الناجم عن الضوء (LID). تم استخدام النماذج الحركية لتحليل تفاعلات العيوب، وربط سلوك τ بتركيزات مركبات الهيدروجين والبورون. بالإضافة إلى ذلك، أدى التلدين في الظلام إلى مزيد من التدهور، ويعزى ذلك إلى عملية المعالجة الحرارية ووجود الهيدروجين في طبقة $SiNx$. توفر هذه النتائج معلومات قيمة عن آليات تكوين العيوب في رقائق السيليكون. **في الجزء الثاني**، استكشفنا تأثيرات LID على الخلايا الشمسية القائمة على السيليكون (AI-BSF)، والتي يمكن أن تؤدي إلى خسائر في الفعالية تصل إلى 10٪ بسبب عيوب إعادة التركيب الناجمة عن الشوائب. تلعب الشوائب مثل البورون والحديد والأكسجين الموجودة في الخلايا الشمسية أحادية البلورية (Si-Cz) ومتعددة البلورات (Si-mc) دورًا حاسمًا في تكوين العيوب أثناء الإضاءة. لتلبية الحاجة إلى اختبار LID دقيق وفعال ولتقليل العامل البشري وما ينتج عنه من عدم الدقة، تم تطوير حل أجهزة افتراضية منخفض التكلفة، باستخدام نظام الحصول على البيانات الافتراضية (VDAS) استنادًا إلى لوحة Arduino المرتبطة ببرنامج MATLAB/Simulink. يسمح هذا النظام بمراقبة خصائص الخلايا الشمسية في الوقت الفعلي، مثل جهد الدارة المفتوحة (V_{OC})، مع فترة مراقبة تبلغ ثانية واحدة (1 ثانية)، أثناء اختبار LID. كشفت النمذجة الحركية لـ V_{OC} أن العيوب المفردة المستقرة هيمنت على تدهور LID في خلايا Si-Cz، بينما ساهمت العيوب المتعددة في تدهور أكثر تعقيدًا في خلايا Si-mc، بسبب تقنيات انشاء الركيزة المختلفة. علاوة على ذلك، تم تحديد طاقة التنشيط الحراري للعيوب ($E_{gen} = 0.45 eV$) من القياسات التجريبية لـ V_{OC} . يعمل هذا النظام على تقليل وقت الاختبار وتحسين الدقة في توصيف LID مقارنة بالطرق التقليدية.

بشكل عام، يوفر هذا العمل فهماً شاملاً لآليات LID في كل من رقائق السيليكون والخلايا الشمسية، بالإضافة إلى أدوات القياس العملية التي تعمل على تحسين كفاءة ودقة اختبار LID في الأبحاث الكهروضوئية.

الكلمات المفتاحية: LID، عملية RTP، رقائق السيليكون، طبقة $SiNx:H$ ، عمر حامل الأقلية، السيليكون، الخلايا الشمسية، MATLAB/Simulink، Arduino.