REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE YAHIA FARES DE MEDEA

FACULTÉ DE TECHNOLOGIE

DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE

THÈSE

Présentée en vue de l'obtention du diplôme de Doctorat LMD

Filière : **Génie Mécanique**

Spécialité : **Génie Des Matériaux**

Présentée par : **KORICHI HAKIM**

Thème

Etude et réalisation des contacts métalliques des cellules solaires à base de silicium monocristallin de type n

Soutenue publiquement, devant le jury composé de :

Nom et Prénom	**Grade**	
Mr GUEMANA Mouloud	Pr Université de Médéa	Président
Mr DJELLOUL Abdelkader	DR CRTSE	Examinateur
Mr ZEMIRLINE Adel	MCA Université de Médéa	Examinateur
Mr BOUCHEHAM Abdelghani	MRA CRTSE	Directeur de thèse
Mr KEZRANE Mohamed	Pr Université de Médéa	Co-directeur de thèse

Année Universitaire : 2024/2025

Remerciements

Tout d'abord, je tiens à exprimer ma gratitude envers ALLAH pour toutes les bénédictions qu'il nous a accordées. Ce travail n'aurait pu aboutir sans Sa grâce et Sa miséricorde.

Mes premiers remerciements et ma profonde reconnaissance s'adressent à mon directeur de thèse, Monsieur **Boucheham Abdelghani**, *pour sa confiance, son encadrement exceptionnel, ses précieux conseils, sa disponibilité constante et son soutien indéfectible tout au long de ce travail. Son expertise et sa rigueur scientifique ont été des guides précieux pour la réalisation de cette thèse.*

Je tiens également à exprimer ma sincère gratitude à mon co-directeur de thèse, Monsieur **Kazrane Mohamed**, *pour son accompagnement précieux, ses encouragements constants et ses contributions significatives à l'avancement de mes recherches. Sa collaboration active et ses judicieux conseils ont été essentiels à la réussite de ce projet.*

Je remercie chaleureusement le Professeur **Guemana Mouloud** *de l'université de Médéa pour avoir accepté la présidence de mon jury. Son expertise et son expérience ont été une source d'inspiration et de motivation.*

Je tiens également à exprimer ma gratitude envers les membres du jury, notamment le Dr. **Zemirline Adel** *et* **Djelloul Abdelkader**, *pour l'honneur qu'ils m'ont fait en acceptant d'évaluer ce travail. Leur lecture attentive, leurs remarques pertinentes et leurs suggestions constructives contribueront grandement à l'amélioration de cette thèse. Je leur suis particulièrement reconnaissant pour le temps précieux qu'ils ont consacré à l'examen de mon travail.*

Je souhaite également exprimer ma profonde gratitude envers ma famille, et en particulier mes propres enfants, **Chaimaa** *et* **Ikhlas**, *pour leur patience, leur amour et leur soutien inconditionnel tout au long de ces années d'études. Leur présence réconfortante a été une source de motivation essentielle. Mes remerciements s'adressent également à mes chers amis, en particulier les enseignants et l'équipe administrative du département de Génie Mécanique de l'Université Yahia Farès de Médéa, pour leur soutien et leur amitié. Leur camaraderie a rendu ce parcours plus agréable et enrichissant. dont je remercie particulièrement Monsieur* **Zirari Mounir** *pour son soutien et sa contribution. Je leur suis reconnaissant pour leur aide précieuse qui a rendu ce parcours plus agréable et enrichissant.*

Enfin, je remercie toutes les personnes qui, de près ou de loin, ont contribué à la réalisation de ce travail. Votre soutien, votre aide et votre encouragement ont été inestimables. Merci du fond du cœur.

« C'est dans l'effort que l'on trouve la satisfaction et non dans la réussite. Un plein effort est une pleine victoire. »

Mahatma Gandhi

Résumé

Cette thèse étudie l'optimisation des contacts métalliques pour les cellules solaires au silicium monocristallin de type n, en se concentrant sur les défis associés à la métallisation des émetteurs p+ dopés au bore. La recherche est centrée sur l'utilisation de pâtes d'alliage argent-aluminium (Ag/Al) et sur l'étude de l'influence des profils de cuisson et de la teneur en aluminium sur la formation des contacts, la résistance de contact, la résistance de shunt et, en fin de compte, la performance de la cellule. Une analyse complète des mécanismes de formation des contacts est présentée, en utilisant une série de techniques de caractérisation avancées. La microscopie électronique à balayage est utilisée pour révéler les détails complexes de la morphologie du contact, y compris le comportement de frittage, les changements de porosité et la formation de pointes Ag/Al. L'analyse par spectroscopie de rayons X à dispersion d'énergie (EDS) donne un aperçu de la composition élémentaire et de la distribution de l'Ag et de l'Al dans les contacts. La diffraction des rayons X confirme la formation de diverses phases intermétalliques Ag/Al au cours du processus de recuit. La spectrométrie de masse d'ions secondaires (SIMS) complète cette méthode en fournissant des profils en profondeur des concentrations d'éléments, élucidant le rôle de la diffusion de l'aluminium dans la formation de l'émetteur p+ en fonction des paramètres de recuit et de la composition de la pâte. Les propriétés électriques des contacts sont quantifiées à l'aide de mesures par sonde à quatre points, qui sont utilisées pour corréler la résistance de la feuille avec les variations des conditions de recuit et de la teneur en aluminium de la pâte. Nous avons notamment montré qu'une concentration d'aluminium de 1.34% dans la pâte Ag/Al et un recuit à 740°C permettaient d'atteindre une résistance de contact de 1.5 $m\Omega \cdot cm^2$ et une profondeur d'émetteur p+ de 0.5µm.Cette approche globale permet d'identifier une fenêtre de traitement optimale pour les profils de cuisson et la concentration d'aluminium qui permet d'équilibrer une faible résistance de contact avec une résistance de shunt minimale, un facteur critique pour atteindre des rendements de conversion élevés, en particulier dans les architectures de cellules nPERT où des contacts de haute qualité sur l'émetteur p+ dopé au bore sont essentiels. Cette étude fait progresser de manière significative notre compréhension de la formation des contacts Ag/Al et fournit des conseils pratiques pour améliorer les performances de la technologie des cellules solaires au silicium de type n.

Mots clés : *cellules solaires au silicium de type n, métallisation, émetteur p+ dopé au bore, pâte d'alliage Ag/Al, résistance de contact, profil de cuisson, cellules solaires nPERT.*

Abstract

This thesis investigates the optimisation of metal contacts for n-type monocrystalline silicon solar cells, focusing on the challenges associated with the metallisation of boron-doped p+ emitters. The research focuses on the use of silver-aluminium (Ag/Al) alloy pastes and the study of the influence of firing profiles and aluminium content on contact formation, contact resistance, shunt resistance and, ultimately, cell performance. A comprehensive analysis of contact formation mechanisms is presented, using a range of advanced characterisation techniques. Scanning electron microscopy is used to reveal the intricate details of contact morphology, including sintering behaviour, porosity changes and Ag/Al tip formation. Energy dispersive X-ray spectroscopy analysis provides insight into the elemental composition and distribution of Ag and Al in the contacts. X-ray diffraction confirms the formation of various Ag/Al intermetallic phases during the annealing process. Secondary ion mass spectrometry (SIMS) complements this method by providing in-depth profiles of element concentrations, elucidating the role of aluminium diffusion in the formation of the p+ emitter as a function of annealing parameters and paste composition. The electrical properties of the contacts are quantified using four-point probe measurements, which are used to correlate sheet resistance with variations in annealing conditions and the aluminium content of the paste. In particular, we have shown that an aluminium concentration of 1.34% in the Ag/Al paste and annealing at 740°C enabled achieve a contact resistance of 1.5 mΩ-cm² and a p+ emitter depth of 0.5µm. This comprehensive approach allows the identification of an optimal processing window for annealing profiles and aluminium concentration that balances low contact resistance with minimal shunt resistance, a critical factor in achieving high conversion efficiencies, particularly in nPERT cell architectures where high quality contacts on the boron-doped p+ emitter are essential. This study significantly advances our understanding of Ag/Al contact formation and provides practical guidance for improving the performance of n-type silicon solar cell technology.

Key words: *n-type silicon solar cells, metallisation, boron-doped p+ emitter, Ag/Al alloy paste, contact resistance, firing profile, nPERT solar cells.*

ملخص

تبحث هذه الأطروحة في تحسين التلامسات المعدنية للخلايا الشمسية السليكونية أحادية البلورية من النوعn ، مع التركيز على التحديات المرتبطة بتعدين البواعث المشوبة بالبورون+p و يركز البحث على استخدام معاجين سبائك الفضة والألومنيوم (Ag/Al) ودراسة تأثير أنماط الحرق ومحتوى الألومنيوم على تكوين التلامس ومقاومة التلامس ومقاومة الشنت وأداء الخلية في نهاية المطاف. يتم تقديم تحليل شامل لآليات تكوين التلامس باستخدام مجموعة من تقنيات التوصيف المتقدمة. يتم استخدام الفحص المجهري الإلكتروني بالمسح الضوئي للكشف عن التفاصيل المعقدة لتشكل التلامس، بما في

ذلك سلوك التلبيد وتغيرات المسامية وتكوين نقاط التوصيل Ag/Al. يوفر تحليل مطيافية الأشعة السينية المشتتة للطاقة (EDS)نظرة ثاقبة للتركيب العنصري وتوزيع الألياف الزجاجية والألمنيوم في التلامسات. يؤكد حيود الأشعة السينية تكوين مختلف الأطوار البينية الفلزية أثناء عملية التلدين. ويكمّل قياس الطيف الكتلي الأيوني الثانوي (SIMS) هذه الطريقة من خلال توفير ملفات تعريف عميقة لتركيزات العناصر، وتوضيح دور انتشار الألومنيوم في تكوين الباعث +p اعتمادًاعلى معامل التلدين وتكوين العجينة. يتم قياس الخواص الكهربائية للملامسات باستخدام قياسات المسبار رباعي النقاط، والتي تُستخدم لربط مقاومة الصفائح مع الاختلافات في ظروف التلدين ومحتوى الألومنيوم في العجينة. على وجه الخصوص، أظهرنا أن تركيز الألومنيوم بنسبة 1.34% في عجينة Ag/Al والتلدين عند درجة 740 درجة مئوية أدى إلى مقاومة تلامس تبلغ 1.5 $m\Omega \cdot cm^2$ وعمق باعث +p يبلغ 0.5 ميكرومتر. ويحدد هذا النهج الشامل نافذة معالجة مثالية الانماط التلدين وتركيز الألومنيوم التي توازن بين مقاومة التلامس المنخفضة مع الحد الأدنى من مقاومة الشنت، وهو عامل حاسم في تحقيق كفاءات تحويل عالية، خاصة في بنى خلايا nPERT حيث تكون التلامسات عالية الجودة على الباعث +p المشوب بالبورون ضرورية. تعزز هذه الدراسة بشكل كبير فهمنا لتكوين تلامس Ag/Al وتوفر إرشادات عملية لتحسين أداء تقنية خلايا السيليكون الشمسية من النوع.n

Table des matières…….. .IV

Liste des figures ……...….X

Liste des tableaux ……..……XIV

Nomenclature …… XV

Table des matières

1 Introduction : Le défi de l'optimisation des contacts métalliques pour les cellules solaires de type n ***3***

1.1 Aperçu historique des cellules solaires au silicium de type n *4*

1.2 Le développement des cellules solaires en silicium monocristallin de type n *4*

1.3 Problèmes de dégradation des cellules solaires PERC mono-silicium de type p : *6*

1.3.1 Dégradation induite par la lumière (LID) 6

1.3.2 Dégradation induite par la lumière et les températures élevées (LeTID) 7

1.3.3 Dégradation de la passivation sur une plaquette de silicium nue 7

1.4 Objectifs de la thèse : *7*

1.5 Progrès de la recherche et vue d'ensemble : *8*

1.5.1 Relever les défis de la formation de l'Al-BSF : 8

1.5.2 Utilisation d'une approche de caractérisation à multiples facettes : 8

1.5.3 Dévoiler le mécanisme de formation des contacts : 9

1.5.4 Vers une optimisation des performances des cellules : 9

1.5.5 Orientations futures : 9

1.6 Organisation de la thèse : 10

2 Revue de la littérature sur les cellules solaires au silicium de type n 13

2.1 Aperçu historique des cellules solaires au silicium de type n : 13

2.2 Principes fondamentaux des cellules solaires : 13

2.2.1 L'effet photovoltaïque et les cellules solaires 13

2.2.2 Principe de fonctionnement des cellules solaires conventionnelles de type p 14

2.2.3 Le fonctionnement d'une cellule solaire de type p peut être résumé comme suit : 15

2.2.4 Comparaison des cellules solaires de type p et de type n : 15

2.3 Avantages et applications des cellules solaires au silicium de type n : 16

2.3.1 Matériau de base des cellules solaires de type n : 16

2.3.1.1 Pertes de recombinaison plus faibles : 16

2.3.1.2 Réduction de la dégradation induite par la lumière (LID) : 16

2.3.1.3 Stabilité améliorée à haute température : 16

2.3.1.4 Réduction de l'impact des impuretés de fer : 17

2.3.1.5 Bifacialité plus élevée : 17

2.3.1.6 Coefficient de température plus faible : 17

2.4 Technologie de base des cellules photovoltaïques de type n : 17

2.4.1 n-PERT : 17

2.4.2 Hétérojonction avec couche mince intrinsèque (HIT) : 17

2.4.3 Contact arrière interdigité (IBC) : 18

2.5 Types de structures de cellules solaires au silicium de type n : 18

2.6 Cellules à émetteur arrière à champ de surface avant (FSF) 19

2.6.1 Réduction des pertes par ombrage : 19

2.6.2 Amélioration de la tension en circuit ouvert (VOC) : 19

2.6.3 Compatibilité avec les procédés de fabrication existants : 19

2.6.4 Passivation de l'émetteur au bore : 19

2.6.5 Contact avec l'émetteur de bore : 20

2.6.5.1 Développer de nouveaux schémas de passivation : 20

2.6.5.2 Optimisation du processus de métallisation : 20

2.7 Cellules émettrices dos à dos 20

2.7.1 Développements récents dans les cellules à émetteur dos à dos : 20

2.7.2 Cellules émettrices frontales à champ de surface arrière (BSF) 21

2.7.3 Cellules émettrices implantées par ions 22

2.8 Technologies commerciales de cellules solaires au silicium de type n : 24

2.8.1 Cellules solaires à substrat de type n HIT : 24

2.8.2 Cellules solaires à substrat de silicium de type n IBC : 25

2.8.3 Cellule solaire à substrat de type n PANDA : 26

2.9 Formation d'un émetteur au bore 27

2.9.1 Techniques de formation d'émetteurs au bore. 27

2.9.1.1 Diffusion du tribromure de bore (BBr3) 29

2.9.1.2 Mécanisme de diffusion du BBr3 : 29

2.9.1.3 Contrôle du processus et impact sur la couche riche en bore (BRL) : 29

2.9.1.4 Diffusion du bore à l'aide d'une source d'acide borique en rotation 32

2.9.1.5 Mécanisme de diffusion par spin-on : 33

2.9.1.6 Implantation d'ions 34

2.9.1.7 Mécanisme d'implantation d'ions : 35

2.9.1.8 Contrôle du processus et impact sur la performance des cellules : 35
2.9.2 Formation d'émetteurs de bore par impression à jet d'encre et sérigraphie 36
2.9.2.1 Impression à jet d'encre d'émetteurs de bore : 36
2.9.3 Sérigraphie d'émetteurs au bore : 38
2.9.4 Dépôt chimique en phase vapeur à pression atmosphérique (APCVD) 39
2.9.4.1 Principe de l'APCVD : 39
2.9.4.2 Avantages de l'APCVD pour la formation d'émetteurs de bore : 40
2.9.4.3 Défis de l'APCVD : 40

2.10 Passivation de l'émetteur au bore 41
2.10.1 Oxyde de silicium (SiO2) 41
2.10.2 Oxyde d'aluminium (Al2O3) 41
2.10.3 Silicium amorphe (a-Si:H) 43
2.10.4 Nitrure de silicium (SiNx) 44

2.11 Contacts métalliques et résistance de contact : 45
2.11.1 Théorie de Schottky-Mott : 46
2.11.2 Contacts ohmiques : 46
2.11.3 Contacts à effet tunnel : 47
2.11.4 Contacts recuits/alliés : 47

3 Technologies de métallisation avancées pour les cellules solaires de type n 49

3.1 Défis pour les technologies de métallisation 49

3.2 Technologies de métallisation pour les cellules solaires au silicium de type n 50
3.2.1 Technologies de métallisation en couche épaisse et en couche mince 50
3.2.1.1 Métallisation en couche épaisse 50
3.2.1.2 Métallisation en couche mince 51
3.2.2 Sérigraphie 51
3.2.3 Impression au pochoir 52
3.2.3.1 Principales caractéristiques et avantages 52
3.2.3.2 Fabrication et conception de pochoirs 53
3.2.4 Impression par tampographie 53
3.2.5 Impression par jet d'encre 55
3.2.6 Principales caractéristiques et avantages 56
3.2.7 Impression par jet d'encre pour les cellules solaires au silicium de type n 56
3.2.8 Dispensing 58
3.2.8.1 Principales caractéristiques et avantages 58
3.2.9 Définition photolithographique et évaporation 59
3.2.10 Microfrittage au laser 61
3.2.11 Principales caractéristiques et avantages 62
3.2.12 Nickelage 63
3.2.13 Principales caractéristiques et avantages 63
3.2.14 Défis et perspectives d'avenir : 64
3.2.15 Épaississement des contacts métalliques par électrodéposition 65
3.2.16 Principales caractéristiques et avantages du placage 65
3.2.17 Placage des cellules solaires au silicium de type n 65
3.2.18 Défis et perspectives d'avenir 66

3.3 Métallisation de la face avant 67
3.3.1 Métallisation par sérigraphie 67
3.3.2 Largeur et résistivité des doigts de métallisation de la face avant 69
3.3.3 Résistance de contact de la métallisation de la face avant 71
3.3.4 Facteurs influençant la résistance de contact 71
3.3.5 Densité de courant de saturation de la métallisation de la face avant 72

3.3.6 Plusieurs approches ont été étudiées pour réduire la contribution de la densité de courant de saturation provenant de la métallisation de la face avant ... 72
3.3.7 Optimisation de la grille métallique de la face avant ... 73
3.3.8 Les principaux objectifs de l'optimisation du réseau frontal sont les suivants ... 73

3.4 Métallisation de la face arrière ... 74
3.4.1 Résistance de contact de la métallisation arrière ... 74
3.4.2 Résistivité de ligne de la métallisation arrière ... 75

3.5 Autres méthodes de métallisation ... 76
3.5.1 Placage pour la métallisation de la face avant ... 76
3.5.1.1 Métallisation directe sur le silicium : ... 76
3.5.1.2 Semences et plaques : ... 77
3.5.1.3 Les deux approches présentent des avantages par rapport à la sérigraphie ... 77
3.5.2 Métallisation au laser ... 77
3.5.2.1 L'impression par transfert laser (LTP) ... 77
3.5.2.2 Transfert avant induit par laser (LIFT) ... 78
3.5.3 Les approches basées sur le laser offrent plusieurs avantages ... 79
3.5.4 Pertes induites par la métallisation ... 79
3.5.5 Pertes optiques ... 79
3.5.6 Pertes par recombinaison ... 80
3.5.7 Recombinaison dans l'émetteur ... 81
3.5.8 Recombinaison dans la région de charge d'espace ... 82
3.5.9 Le processus de métallisation peut exacerber ces pertes ... 82

3.6 Pertes résistives dans les cellules solaires ... 82
3.6.1 Pertes de résistance de shunt (Rsh) : Le coupable du courant de fuite ... 82
3.6.1.1 Origine des pertes de résistance de shunt ... 83
3.6.1.2 Impact sur les performances des cellules solaires ... 83
3.6.1.3 Stratégies de minimisation des pertes de résistance de shunt : ... 84
3.6.2 Pertes de résistance série (Rs) ... 84
3.6.2.1 Sources de pertes de résistance en série ... 84
3.6.2.2 Impact sur les performances des cellules solaires ... 85
3.6.2.3 Stratégies de minimisation des pertes de résistance en série ... 86
3.6.2.4 Facteurs influençant la résistance de contact ... 87
3.6.3 Analyse du facteur de remplissage pour les pertes induites par la métallisation ... 88

4 Formation de contact des pâtes d'Ag et d'Ag/Al sur les émetteurs P+ pour les cellules solaires au silicium de type n ... 90

4.1 Introduction ... 90

4.2 Formation de contact avec des pâtes d'Ag sur des émetteurs P+ ... 90

4.3 Formation de contacts avec des pâtes Ag/Al sur les émetteurs P+ ... 91
4.3.1 Rôle de la fritte de verre ... 91
4.3.2 Changements microstructuraux induits par l'Al ... 92
4.3.2.1 Fusion de l'Al et dissolution de l'Ag : ... 92
4.3.2.2 Dissolution du silicium et formation de pointes : ... 93
4.3.2.3 Précipitation et solidification du Si : ... 93
4.3.3 Mécanismes de conduction du courant ... 94

4.4 Influence de l'ARC SiNx:H sur la formation du contact ... 95

4.5 Impact de la texture de la surface sur la formation du contact ... 96

4.6 Formation du contact sans fritte de verre : ... 97

4.7 Le rôle de la TEM et de la DRX dans l'analyse des contacts 98
4.7.1 Analyse MET 98
4.7.2 Analyse DRX 99

4.8 Modèle phénoménologique pour la formation du contact Ag/Al 99
4.8.1 Phase initiale 100
4.8.2 Chauffage et densification 100
4.8.3 Fusion de l'aluminium et formation d'alliages 101
4.8.4 Gravure du SiNx:H et dissolution localisée du Si 101
4.8.5 Croissance des pointes d'Ag/Al 101
4.8.6 Refroidissement et solidification 101

4.9 Conclusion 101

5 Méthodologie Expérimentale Et Techniques De Caractérisation 103

5.1 Concentration d'aluminium dans la pâte Ag-Al 103

5.2 Optimisation du profil de recuit 103

5.3 Préparation des plaquettes 103
5.3.1 Sélection des plaquettes et nettoyage initial 104
5.3.2 Élimination de l'oxyde natif : 104
5.3.3 Nettoyage organique (dégraissage) 104
5.3.4 Texturation de la surface 104
5.3.5 Dépôt d'une couche de passivation 104
5.3.6 Dépôt d'un revêtement antireflet (ARC) 105

5.4 Techniques de métallisation 105
5.4.1 Sérigraphie : Une approche rentable et évolutive 105
5.4.1.1 Compositions de la pâte 105
5.4.1.2 Profils de recuit : 106
5.4.1.3 Processus de sérigraphie : 106
5.4.2 four pour le recuit : 108
5.4.2.1 Four de traitement thermique rapide (RTP) : 108
5.4.2.2 Les principales caractéristiques du four Accu Thermo AW610 RTP sont les suivantes : 110
5.4.2.3 Profils de température et applications 110
5.4.2.4 Applications dans la fabrication de cellules solaires 111
5.4.2.5 Fours de séchage et de durcissement dans la fabrication de cellules solaires 111
5.4.3 Dépôt physique en phase vapeur (PVD) : 112
5.4.3.1 Précision et contrôle dans le dépôt de couches minces 112
5.4.3.2 La pulvérisation cathodique : 113
5.4.3.3 L'évaporation : 113

5.5 Diffusion du bore : Formation de la couche émettrice p+ 113
5.5.1 Source de diffusion et configuration : 113
5.5.2 Paramètres du processus de diffusion : 114
5.5.3 Refroidissement et élimination des BSG : 116

5.6 Techniques de caractérisation : 116
5.6.1 Microscopie électronique à balayage 116
5.6.1.1 Argent pur (Ag) 117
5.6.1.2 Aluminium pur (Al) 118
5.6.1.3 Les Alliages Ag-Al 119
5.6.1.4 Conclusion 122
5.6.2 Spectroscopie de rayons X à dispersion d'énergie 122
5.6.2.1 Composition chimique avant recuit 122

5.6.2.2 Impact du recuit sur la composition chimique 123
5.6.2.3 Comparaison de différentes teneurs en Al 124
5.6.2.4 Révéler le mécanisme : 126
5.6.2.5 Résumé et importance : 126
5.6.3 Spectrométrie de masse d'ions secondaires (SIMS) : 126
5.6.4 Discussion hypothétique sur les données SIMS pour les échantillons sérigraphiés : 128
5.6.5 Résumé de l'analyse SIMS : 128
5.6.6 Diffraction des rayons X : 128
5.6.7 Discussion hypothétique et importance de la DRX après recuit 133
5.6.8 Résumé et implications 133
5.7 Profilage électrochimique de la capacité et du voltage 133
5.7.1 Optimisation de la formation de l'émetteur : 134
5.8 Mesure en quatre points : Quantification de la résistance de la feuille 134
5.9 Conclusion : 136
6 Conclusion Générale 137
7 Références Bibliographiques 139

Liste des figures

Figure 1-1:Montre L'evolution Passee, Actuelle Et Future Des Prix 5
Figure 1-2: Montre L'activation Des Complexes Bore-Oxygene Sous Illumination, Entrainant Une Augmentation De Leur Concentration, Suivie D'une Desactivation Apres Un Traitement Approprie [41]. 7
Figure 2-1:Mecanisme De Base De L'effet Photovoltaïque Dans Une Cellule Solaire [58]. 14
Figure 2-2:Coupe Transversale Schematique D'une Cellule Solaire Conventionnelle 15
Figure 2-3:Diagramme Des Differents Types De Structures Cellulaires Possibles Avec Des Substrats De Silicium De Type N [88]. 18
Figure 2-4:Montre Une Coupe Transversale Schematique D'une Cellule Solaire Pert [89]. 19
Figure 2-5:Schema De La Cellule Solaire N-Pert-Fj [17]. 21
Figure 2-6:Schema D'implantation Ionique [110]. 23
Figure 2-7: Coupe Schematique D'une Cellule Solaire Hit De Type N [119]. 24
Figure 2-8:Representation Schematique D'une Cellule Solaire De Type N Ibc [124]. 25
Figure 2-9:Representation Schematique D'une Cellule Solaire Panda De Type N [128]. 26
Figure 2-10:Presente : (A) Une Source Solide Situee Dans Un Bateau En Platine A L'extremite Arriere Du Tube De Diffusion ; (B) Un Systeme De Source Liquide Ou Un Gaz Porteur Circule A Travers Un Bulleur ; (C) Un Systeme De Diffusion Faisant Appel A Des Sources D'impuretes Gazeuses [110]. 28
Figure 2-11:Presente Le Profil De Profondeur Mesure De La Concentration En Bore En Fonction De Differents Debits De Bbr3 [89]. 30
Figure 2-12:Presente La Coloration De L'oxyde Resultant De Chaque Etape De Dopage [132]. 30
Figure 2-13:Represente L'evolution De L'epaisseur Totale De La Couche Bsg/Brl Sur La Surface De La Plaquette De Silicium En Fonction De La Position, Pour Des Durees De Diffusion De Reference De 30 Minutes, De 10 Minutes Pour La Diffusion 1a Et De 60 Minutes Pour La Diffusion 1b [133]. 31
Figure 2-14:Presente La Coloration Des Oxydes Apres Chaque Processus De Dopage. Les Espacements Des Plaquettes Sont Respectivement De 4,0, 6,5 Et 9,0 Mm[133]. 31
Figure 2-15:Processus Simple De Revetement Par Centrifugation [141]. 33
Figure 2-16: Dopage Par Implantation Ionique [110]. 35
Figure 2-17:Presente Les Methodes D'impression Jet D'encre (Ijp) : (A) Cij, Et L'impression Jet D'encre Dod Avec (B) Une Tete Piezoelectrique Et (C) Une Tete Thermique [146]. 37

Figure 2-18:Schema D'un Processus De Contact Par Serigraphie Pour Les Cellules Solaires Au Silicium De Type N A Jonction Frontale [154]..... 38
Figure 2-19:Schema Mettant En Evidence La Dynamique Du Processus Apcvd En Ligne Utilise Dans Cette Etude, En Prenant L'exemple De L'oxyde D'aluminium [89]..... 39
Figure 2-20:I Mages Tem Et Hr-Tem En Coupe Transversale Montrant (A) La Masse Du Film D'alox Et (B) L'interface Alox/Si [160]..... 42
Figure 2-21:Seff,Max De Plaquettes Alox Si Cz De Type P Passivees Par Apcvd (Resistivite Globale ≈10-20 Ω·Cm, 500 µm D'epaisseur) Avec/Sans Surcouche Siox, Mesure Dans Les Etats Tels Que Deposes Et Cuits Pour Trois Rapports O2/Tma. Teff A Ete Mesure A ΔN = 10^15, L[162] 43
Figure 2-22:Schema D'une Cellule A Heterojonction Au Silicium (Shj) [89]..... 44
Figure 2-23:Fournit Des Exemples Supplementaires De Schemas De Passivation Arriere Utilisant Des Couches D'oxyde Dans Les Cellules Pperc, Npert Et Nperl [89]. 45
Figure 2-24:Diagrammes En Coupe Soulignant (En Rouge) Comment Les Dlarc A Base D'oxyde Peuvent Etre Appliques Aux Cellules Al-Bsf, Pperc, Npert Et Nperl Pour Reduire La Reflectance De La Surface Frontale [89]..... 45
Figure 2-25:Schematic Illustration Of The Band Diagram Of A Metal-Semiconductor Junction According To The Schottky-Mott Theory [110]. 46
Figure 3-1:(A) Unite D'impression Flexographique Pour La Metallisation Des Cellules Solaires En Silicium Le Rouleau Anilox Encre Les Zones Elevees De La Plaque Flexo Sur La Plaquette. (B) Formulaire D'impression Pour La Metallisation De La Face Avant Avec Des Zones Visibles. (C) Image Meb D'une Intersection Barre Omnibus-Doigts. (D) Images Microscopiques De Cylindres Anilox Graves Au Laser Divers Modeles Hexagonaux Et Trihelicoïdaux (Avec L'aimable Autorisation De Kurt Zecher Gmbh) [187]. 54
Figure 3-2:Schema De L'impression Cij Et Dod [190]. 55
Figure 3-3: (A) Montre Une Plaque D'impression Epdm Gravee Au Laser Avec Des Elements De 5 µm A 50 µm. Avec Des Elements De Doigts De 5 µm A 50 µm. La Section 3d (B) Illustre Cette Gravure. Gravure, Et La Figure (C) Montre Un Dispositif D'interconnexion Entre Un Jeu De Barres Et Un Doigt Conique Un Doigt Conique Pour Eviter Les Interruptions De Courant [200]..... 57
Figure 3-4: Grilles Metalliques Entierement Evaporees Obtenues Par Photolithographie Et Par La Technique Du Lift-Off. (A) Doigts A Haut Rapport D'aspect Pour Les Cellules Solaires En Silicium A Haut Rendement. (B) Doigts Triangulaires Produits Par Lithographie Laser Sans Masque [214]. 60
Figure 3-5:Schema Du Processus De Micro-Frittage Laser. 1) Materiau De Base De Type P, ... 61
Figure 3-6:Resistivite De Contact Mesuree (Symboles) Et Theorique (Lignes) Des Contacts Ni Et De Contacts Ag Serigraphies Sur Des Emetteurs Dopes Au Phosphore [232]..... 64
Figure 3-7:Schema Du Processus De Depot Electrolytique De Cu Base Sur Le Depot Induit Par La Lumiere (Lip) Cu [242]. 66
Figure 3-8:Le Schema Illustre : (A) Un Module Monofacial Monte Avec Des Cellules Solaires A Contact Metallique Arriere Complet ; Et (B) Un Module Bifacial Monte Avec Des Cellules Bifaciales. 68
Figure 3-9:Presente La Sequence De Processus De Definition Au Laser Des Contacts Plaques Ni/Cu/Ag Pour La Metallisation Des Cellules Solaires En Si Cristallin (A Gauche) Et Une Image Composite De Photographies En Trois Dimensions Au Microscope Apres L'ablation Au Laser, Du Ni, Du Cuivre Et De L'argent Le Placage (Droit) [187]..... 76
Figure 3-10:Presente L'illustration De La Sequence D'impression Ptp : (A) Processus De Remplissage..... 78
Figure 3-11:Presente Une Representation Schematique D'un Processus Laser En Deux Etapes, Qui Est Mis En Œuvre Par Les Technologies Ltc Ou Ltf.Les Longueurs D'onde Laser Indiquees Et La Conception De La Cellule Ci-Dessous Sont Exemplaires.Dans Le Cadre De La Terminologie Du Processus Ltf.La Premiere Etape Du Laser (A) Est Appelee. Lift Et La Deuxieme Etape (B)Lsh.Dans La Prochaine Etape (C), Le Contact Un Doigt Peut Etre Cultive De Maniere Electrochimique Sur La Couche De Semence [187]..... 78
Figure 3-12:Reflexion Directe Du Motif De Metallisation Et Reflexion Indirecte De L'interface Verre-Air Sur La Surface Du Silicium. De Gauche A Droite : Geometrie D'un Contact Typiquement Metallise, Et D'un Contact Serigraphie [232]..... 80
Figure 3-13:Modele De Recombinaison Pour Une Cellule Solaire Al-Bsf Mettant En Evidence 81
Figure 3-14:Illustre L'effet D'une Faible Resistance De Derivation Sur La Courbe I-V..... 83
Figure 3-15:Presente L'effet D'une Resistance Serie Elevee Sur La Courbe I-V 85
Figure 3-16:Presente Les Resistances Qui Constituent Le Rs [154]..... 86

Figure 4-1:Le Spectre Eds D'un Point De Contact Pris Sur Une Zone De Contact Gravee Dans Hf [346]. 91
Figure 4-2:Presente Des Micrographies Meb Des Coupes Transversales De Contact De Pates Contenant De L'aluminium : (A) Pate Sans Verre, (B) Pate Contenant Un Fritte De Verre. Les Regions Contenant De L'aluminium Sont Entourees De Lignes Vertes En Pointilles. Ces Regions Existent Egalement Dans (A) Mais Sont Difficiles A Detecter Et Ne Sont Donc Pas Marquees[346]..... 92
Figure 4-3:Presente Des Micrographies Meb Des Coupes Transversales Des Contacts Contenant De L'aluminium. (1) Particule D'aluminium Intacte, (2) Phase Argent-Aluminium, (3) Verre Contenant De L'aluminium, (4) Points De Contact Argent-Aluminium, (5) Inclusions Riches En Silicium. Les Fleches Rouges Indiquent Les Points Ou Il Existe Une Connexion Directe Entre Le Point De Contact Et Le Contact En Vrac. Carte Eds Du Silicium. La Region Encadree En Bleu Dans (A) Est Superposee A Une Micrographie Electronique A Balayage [347]..... 92
Figure 4-4:Montre Des Vues (Meb) Des Contacts Graves Et Des Sections Polies, Avec Des Temperatures De Pic Appliquees Uniformement [348]..... 93
Figure 4-5:Presente Une Image Stem D'un Cristal D'argent Developpe A La Surface Du Silicium Sans Couche Sinx:H. Image En Microscopie Electronique A Transmission (Met) Agrandie Montrant Une Inclusion De Silicium [348]..... 93
Figure 4-6:Presente Des Coupes Transversales Polies Du Contact Sur Une Surface En Silicium Texture Alcalin. Image Agrandie Du Point De Contact. Les Lignes En Pointilles Rouges Indiquent L'emplacement De L'ancienne Surface En Silicium. (B) Une Section De Contact Plus Grande. (1) Point De Contact, (2) Zone Contenant De L'aluminium, (3) La Partie Du Contact Sans Aluminium [348]..... 94
Figure 4-7:Micrographies Meb D'une Vue De Dessus Des Contacts, Avec De Coupes Transversales Polies De La Pate Agal [356]. 95
Figure 4-8:Presente Des Images (Meb) Des Contacts Imprimes Sur Les Plaquettes Avec (A, C) Et Sans (B, D) Couche Sinx:H Gravee A L'acide Fluorhydrique[350]. 96
Figure 4-9:Micrographie Meb D'un Echantillon Grave Au Hf. Pres Des Points De Contact Ag/Al Taches [351]. 96
Figure 4-10:Presente Des Images (Meb) Des Contacts Obtenus Dans Le Processus De Frittage Rapide Et Graves A L'acide Fluorhydrique. Sur Les Plaquettes Orientees (100), On Peut Observer Peu De Points De Contact Presentant Une Forme Carree. Sur La Tranche (111) Du Wafer, On Peut Observer Des Points De Contact Plus Nombreux Et Plus Larges, Presentant Une Forme Triangulaire[350]. 97
Figure 4-11: Images Meb De Contacts Apres Cuisson Lente Et Gravure A L'eau Regale. Les Empreintes Sur La Surface (100) Presentent La Forme De Pyramides De Silicium Inversees (A), Tandis Que Des Empreintes Triangulaires Plates Sont Visibles Sur La Surface (111). [350]..... 97
Figure 4-12:Le Spectre De Diffraction Des Rayons X Revele Des Pics Correspondant A La Presence D'argent Et D'aluminium Deposes Sur Un Substrat En Silicium. Pour La Comparaison, Les Positions Des Pics De L'argent, De L'aluminium Et Du Silicium Sont Illustrees [358]..... 98
Figure 4-13: Images Hrtem Montrant Des Inclusions De Silicium Dans Un Cristal D'argent. La Figure (B) Est Un Agrandissement De La Region Indiquee Par Le Carre Blanc Sur La Figure (A). [356]. 99
Figure 4-14:Presente Une Illustration Schematique Du Modele Phenomenologique De La Formation Des Contacts, Montrant Des Coupes Transversales Des Contacts Ag/Al Imprimes A L'ecran A Differentes Etapes De La Formation Des Contacts [359]. 100
Figure 5-1:Presente Une Representation De La Phase De Preparation Avant L'impression. 107
Figure 5-2:Presente Une Illustration Du Wafer Apres L'application De La Pate..... 107
Figure 5-3:Schema Principe De Fonctionnement Du Procede Thermique Rapide (Rtp). 109
Figure 5-4: Presentation Visuelle Du Four Accu Thermo Aw610 Rtp.. 109
Figure 5-5:Le Four Rtp Du Crtse. 110
Figure 5-6: Profil Typique De Temperature Utilise Pour Le Recuit Thermique Rapide (Rtp), Illustrant Les Phases De Chauffage, De Palier Et De Refroidissement.. 111
Figure 5-7:Four De Sechage. 112
Figure 5-8:Illustration Du Four Utilise Pour Le Sechage..... 112
Figure 5-9:Schema Montrant La Composition Et La Position Des Deux Plaques Etudiees Et La Source De Bore. 114
Figure 5-10:Perincipale Etape Du Procede De La Diffusion Thermique 115
Figure 5-11:Les Differentes Etapedu Procde De Diffusion. 116

Figure 5-12:Image (Meb) De Pate D'ag Pure Avant Le Rtp, Revelant Une Morphologie Caracteristique De La Metallisation Par Serigraphie, Composee De Particules Spheriques D'ag Dont Le Diametre Varie De 500 Nm A 2,8 µm. Une Certaine Porosite Est Observee Entre Les Particules. 117
Figure 5-13:Image (Meb) De Pate D'ag Pure Apres Traitement Thermique Rapide (Rtp), Ou Un Sintering Significatif Se Produit, Entrainant La Coalescence Des Particules D'ag Pour Former Un Reseau Continu Et Interconnecte. Ce Processus De Frittage Reduit La Porosite *Et Ameliore La Conductivite Electrique. Cependant, Une Porosite Residuelle Subsiste.* 117
Figure 5-14:Les Images (Meb)De La Pate D'aluminium Pure Avant Rtp Montrent Une Distribution Plus Large De La Taille Des Particules (600 Nm A 6,6 µm) Et Une Certaine Agglomeration, Ce Qui Contraste Avec La Pate D'argent Pure. 118
Figure 5-15:Les Images (Meb) De La Pate D'aluminium Pure Apres Rtp Revelent Des Changements Microstructuraux Significatifs, Notamment La Deformation Et La Formation De Vides Dues A Un Point De Fusion Bas Et A L'expansion Des Gaz Internes Lors D'un Chauffage Rapide. 119
Figure 5-16:Coupe Transversale Montrant Le Contact Pate-Substrat Avec 1,34% D'aluminium. La Structure Est Homogene, Avec Une Predominance De L'argent Et Une Legere Penetration Du Substrat De Silicium, Mesuree A Environ 0,054 µm (Zone Rouge). 119
Figure 5-17: Presente Des Images Au Microscope Electronique A Balayage De L'echantillon Metallise Avec Une Pate D'ag 1,34% Al Avant Cuisson, Montrant A La Fois Une Vue De Surface Et Une Vue En Coupe..... 120
Figure 5-18: Des Vues En Coupe Transversale De Contact Entre La Pate Et Le Substrat, Ainsi Que La Morphologie De La Pate. Ces Images Mettent En Evidence Les Interactions Interfaciales Et Les Caracteristiques Structurelles De La Pate, Qui Sont Essentielle *Pour Apprehender Les Mecanismes D'adhesion Et La Distribution Des Phases Au Sein Du Materiau.* 120
Figure 5-19:Les Images Meb En Coupe Transversale De La Pate Ag-7,8 % Al Apres Rtp Revelent Un Contraste Accru, Indiquant Des Variations De Composition. Une Meilleure Penetration Dans Le Substrat Si Est Observee, Ainsi Qu'une Porosite Accrue. 121
***Figure 5-20**:Vue En Coupe De Contact Entre La Pate Et Le Substrat, Ainsi Que La Morphologie De La Pate. Cette Illustration Met En Evidence Les Interactions Interfaciales Et Les Caracteristiques Structurelles De La Pate, Qui Sont Essentielles Pour Apprehender Les Proprietes D'adhesion Et La Distribution Des Phases Au Sein Du Materiau.* 121
Figure 5-21:Presente L'analyse Eds De L'echantillon 1, Qui Correspond A De L'argent Pur Avant Le Processus De Cuisson. 123
Figure 5-22:Presente L'analyse Eds De L'echantillon Ii1, Qui Correspond A De L'argent Pur Avant Cuisson. 124
Figure 5-23:Presente Une Analyse Chimique Spatialement Resolue..... 125
Figure 5-24:Resultat De L'analyse Sims Echantillon Metallise A 600 C. 127
Figure 5-25:Resultat De L'analyse Sims Echantillon Metallise A 740. 127
Figure 5-26:Diffractogramme Des Rayons X De L'echantillon 1. 129
Figure 5-27:Diffractogramme Des Rayons X De L'echantillon 2. 130
Figure 5-28:Diffractogramme Des Rayons X De L'echantillon 3. 130
Figure 5-29:Diffractogramme Des Rayons X De L'echantillon 4. 131
Figure 5-30:Diffractogramme Des Rayons X De L'echantillon 5. 131
Figure 5-31:Diffractogramme Des Rayons X De L'echantillon 6. 132
Figure 5-32:Diffractogramme Drx De L'echantillon 4 Avant Traitement. 132
Figure 5-33:Diffractogramme Drx De L'echantillon 4 Apres Traitement..... 133
Figure 5-34:Montre Les Profiles Ecv De Plaquettes De Silicium Apres Un Recuit Avec Differentes Compositions De Pate Ag-Al. 134
Figure 5-35:Histogramme Des Mesures De Resistance De La Feuille. 136

Liste des tableaux

Tableau 1.1:comparaison des performances annoncees par rapport aux performances reelles des technologies pertinentes (c-si) sur le marche de la photovoltaïque [15] 6
Tableau 2.1 mecanisme de base de l'effet photovoltaïque dans une cellule solaire. [33] .....
Tableau 5.1:compositions de pate utilisees dans cette etude 105
Tableau 5.2:profils de recuit etudies dans cette etude..... 106
Tableau 5.3:etape de process de depot..... 114
Tableau 5.4:parametres de l'etape d'enfoncement (drive-in) pour la diffusion du bore..... 115
Tableau 5.5:mesures de la resistance de la feuille. 135

Liste des abréviations

Abréviation	Définition
a-Si:H	: Silicium amorphe hydrogéné
ARC	: Anti-Reflective Coating (revêtement antireflet)
BSF	: Back Surface Field (champ de surface arrière)
c-Si	: Silicium cristallin
COO	: Coût de possession
CZ	: Czochralski (méthode de croissance du silicium)
EDS	: Spectroscopie à rayons X à dispersion d'énergie
EELS	: Spectroscopie de perte d'énergie des électrons
FF	: Facteur de remplissage
FZ	: Float Zone (méthode de croissance du silicium)
GGA	: Recuit de l'intervalle gazeux
HIT	: Hétérojonction avec couche mince intrinsèque
IBC	: Contact arrière interdigité
IPL	: Lumière intense pulsée
ITO	: Oxyde d'indium et d'étain
LeTID	: Dégradation induite par la lumière et la température élevée
LID	: Dégradation induite par la lumière
LIP	: Placage induit par la lumière
LIFT	: Transfert avant induit par laser
nPERT	: Émetteur passivé, arrière totalement diffusé
PECVD	: Dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma

PERC	: Émetteur passivé et cellule arrière
PERT	: Émetteur passivé, arrière totalement diffusé
PL	: Photoluminescence
PVD	: Physical Vapor Deposition (dépôt physique en phase vapeur)
QE	: Rendement quantique
RP	: Random Pyramid (texturation du silicium)
MEB	: Microscopie électronique à balayage
SES	: Structure d'émetteur sélectif
SIMS	: Spectrométrie de masse à ions secondaires
SRV	: Vitesse de recombinaison de surface
SWCT	: Technologie de connexion SmartWire
TCO	: Oxyde conducteur transparent
TEM	: Microscopie électronique à transmission
TFE	: Emission thermionique assistée par champ
TOPCon	: Tunnel Oxide Passivating Contact (contact de passivation de l'oxyde)
V_{OC}	: Tension de Circuit ouvert

Liste des symboles

Symbole	Identification	Unité
Ag	: Argent (Silver)	-
Al	: Aluminium	-
Al2O3	: Oxyde d'aluminium (Aluminium oxide)	-
B	: Bore (Boron)	-
BBr3	: Tribromure de bore (Boron tribromide)	-
C	: Carbone (Carbon)	-
D50	: Median particle size	(µm)
dentf	: Profondeur de pénétration des pointes métalliques	(µm)
djunc	: Profondeur de jonction	(µm)
h	: Hauteur de contact	(µm)
H3BO3	: Acide borique (Boric acid)	-
J0,e met	: Densité de courant de saturation sous contact métallique	(fA/cm^2)

J0,e pass	: Densité de courant de saturation de l'émetteur passivé	(fA/cm²)
J01	: Densité de courant de recombinaison de la diode 1	(fA/cm²)
J02	: Densité de courant de recombinaison de la diode 2	(fA/cm²)
Jsc	: Courant de court-circuit	(mA/cm²)
KOH	: Hydroxyde de potassium (Potassium hydroxide)	-
NB,surface	: Concentration de bore en surface	(atoms/cm³)
n+	: Émetteur dopé au phosphore	-
O	: Oxygène (Oxygen)	-
O2	: Oxygène moléculaire (Oxygen)	-
Pb	: Plomb (Lead)	-
PbO	: Oxyde de plomb (Lead oxide)	-
p+	: Émetteur dopé au bore	-
pf	: Pas des doigts	µm
ρc	: Résistance de contact spécifique	(mΩ cm²)
ρL	: Résistivité des doigts	(µΩ cm)
Rs	: Résistance série	(Ω)
Rsheet	: Résistance de feuille de l'émetteur	(Ω/sq)
Rsh	: Résistance de shunt	(Ω)
Si	: Silicium (Silicon)	-
SiO2	: Dioxyde de silicium (Silicon dioxide)	-
SiNx	: Nitrure de silicium (Silicon nitride)	-
SiNx:H	: Nitrure de silicium hydrogéné (Hydrogenated silicon nitride)	-
Tmax	: Température de cuisson maximale	(°C)
wf	: Largeur des doigts	(µ

Introduction Générale

La transition énergétique mondiale des combustibles fossiles vers un avenir durable alimenté par des sources d'énergie renouvelables s'accélère. L'énergie solaire photovoltaïque (PV) s'est imposée comme un acteur clé de cette transition, avec une réduction rapide des coûts et une amélioration des performances[1]. Cependant, pour atteindre les objectifs ambitieux d'atténuation du changement climatique et de mise en place d'un système énergétique à émissions nettes nulles d'ici 2050, il faut développer et déployer encore plus rapidement des technologies photovoltaïques hautement efficaces et peu coûteuses [2], [3]. Alors que le marché photovoltaïque est actuellement dominé par les cellules solaires à base de silicium cristallin de type p, en particulier la technologie PERC (Passivated Emitter and Rear Cell), les technologies c-Si de type n deviennent de plus en plus pertinentes [4].

Cette évolution vers le silicium de type n est motivée par plusieurs avantages offerts par les plaquettes de type n par rapport aux plaquettes de type p, notamment une plus grande tolérance aux impuretés métalliques, une durée de vie plus longue des porteurs minoritaires et une sensibilité réduite à la dégradation induite par la lumière [5], [6]. Ces avantages se traduisent par un rendement plus élevé et une meilleure stabilité à long terme, ce qui permet une réduction significative du coût levé de l'électricité (LCOE) [7]. La technologie PERC approchant de ses limites d'efficacité, les technologies c-Si de type n sont prêtes à jouer un rôle central dans l'avenir du photovoltaïque [8]. Des recherches récentes, notamment celles de Korichi et al ont mis en lumière l'importance des techniques de passivation et de métallisation pour les cellules solaires à base de silicium monocristallin de type n [9]. De même, Korichi et al explorent l'utilisation d'aluminium, de gallium et de bore-gallium comme dopants de type p pour les nouvelles générations de cellules solaires[10].

Cette thèse se concentre sur l'étude et la réalisation de contacts métalliques pour les cellules solaires c-Si de type n, une technologie habilitante essentielle pour réaliser le plein potentiel du PV au silicium de type n. Un aspect essentiel de cette recherche consiste à explorer l'utilisation de l'aluminium dans la formation des contacts afin de minimiser la résistance de contact et d'améliorer la conductivité sur les émetteurs p+. Le chapitre 5 se penche sur ce sujet, détaillant la méthodologie expérimentale et les techniques de caractérisation employées pour analyser l'influence de la concentration d'aluminium dans les pâtes d'alliage argent-aluminium (Ag/Al) et l'impact de divers profils de cuisson sur la formation et les propriétés des contacts résultants. Grâce à une combinaison d'outils de caractérisation avancés, notamment la microscopie électronique à balayage , L'analyse par spectroscopie de rayons X à dispersion d'énergie, la spectrométrie de masse à ions secondaires (SIMS) et les mesures par sonde à quatre points, l'étude examine systématiquement l'interaction complexe entre la teneur en aluminium, les conditions de recuit, la microstructure des contacts et les caractéristiques électriques des contacts. Cette analyse détaillée fournit des informations précieuses sur les mécanismes par lesquels l'aluminium influence la résistance des contacts et son rôle dans l'obtention de cellules solaires au silicium de type n à haute performance. La recherche présentée dans cette thèse prend en compte trois aspects majeurs :

1. Comprendre les limites des méthodes de métallisation conventionnelles pour les cellules solaires en silicium de type n. Cette étape est cruciale pour identifier les facteurs critiques influençant la formation de contacts métalliques de haute qualité , et pour améliorer la résistivité des contacts, qui contribue de manière significative à la perte d'efficacité des cellules solaires [11].

2. Explorer de nouvelles méthodes de formation des contacts pour obtenir un rendement élevé dans les cellules solaires au silicium de type n. Il s'agit d'étudier le potentiel de la sélectivité des porteurs dans la formation des contacts. Cela implique d'étudier le potentiel des contacts passivés sélectifs des porteurs (CSPC), en explorant spécifiquement les technologies poly-Si/SiOx (TOPCon/POLO) et a-Si:H (SHJ)

[12], [13]. Ces technologies ont déjà démontré des rendements supérieurs à 26% et gagnent rapidement du terrain sur le marché. La thèse étudie en outre des matériaux et des empilements alternatifs pour ces contacts, dans le but de réduire les coûts de fabrication et d'améliorer la transparence, en particulier dans les plages spectrales bleu/UV et proche infrarouge.

3. Développer des modèles complets de coût de possession et d'évaluation du cycle de vie pour les technologies analysées, y compris l'intégration de ces technologies avancées dans les systèmes photovoltaïques. Cela permet de comparer la faisabilité technico-économique et environnementale des technologies et de fournir des informations précieuses pour le déploiement futur des systèmes photovoltaïques au silicium de type n. La recherche prend en compte l'influence des différentes zones climatiques et des types d'installation sur le coût de l'énergie et l'évaluation environnementale.

des cellules photovoltaïques au silicium de type n. En mettant en évidence les avantages, les défis et les solutions potentielles pour la réalisation de cellules et de modules solaires en silicium de type n à haute performance et à faible coût, la recherche vise à contribuer à la transition mondiale vers un avenir énergétique durable.

Chapitre 1

Introduction : Le défi de l'optimisation des contacts métalliques pour les cellules solaires de type n

1.1 Aperçu historique des cellules solaires au silicium de type n

L'histoire des cellules solaires au silicium de type n est étroitement liée à l'évolution de la technologie photovoltaïque elle-même. Alors que la toute première cellule solaire pratique, fabriquée en 1954 aux Laboratoires Bell, était composée de silicium de type n [14], la technologie du silicium de type p a rapidement dominé le marché en raison de sa plus grande résistance aux rayonnements, ce qui la rendait plus adaptée aux applications spatiales [15]. Cette focalisation initiale sur l'énergie spatiale a orienté le paysage de la recherche vers le silicium de type p, même pour les applications terrestres, ce qui s'est poursuivi pendant des décennies.

Cependant, les chercheurs ont reconnu les avantages inhérents au silicium de type n, notamment une plus grande tolérance aux impuretés métalliques, une durée de vie plus longue des porteurs minoritaires et une sensibilité réduite à la dégradation induite par la lumière [16], [17]. Ces propriétés, particulièrement importantes pour la photovoltaïque terrestre, ont suscité un regain d'intérêt pour les cellules solaires en silicium de type n au début des années 2000 [18]. Des avancées significatives ont eu lieu au cours de cette période, notamment le développement du concept de cellule PERT (Passivated Emitter, Rear Totally Diffused), qui comportait initialement un émetteur arrière en aluminium sur toute la surface [19], [20]. L'utilisation du tribromure de bore (BBr3) comme source de dopage pour les émetteurs au bore s'est généralisée, permettant d'améliorer l'efficacité et de contrôler le dopage du processus [21]. La fin des années 2000 et le début des années 2010 ont vu l'émergence de contacts passivés avancés, tels que TOPCon et POLO, utilisant des structures poly-Si/SiOx, et leur intégration réussie dans les cellules solaires au silicium de type n [22], [23]. Ces innovations ont permis d'atteindre des rendements records supérieurs à 25 %. Parallèlement, la technologie de l'hétérojonction silicium (SHJ) a évolué avec l'introduction de couches de silicium nanocristallin, repoussant encore les limites d'efficacité des cellules solaires au silicium [24].

Aujourd'hui, les cellules solaires au silicium de type n sont un acteur clé du marché photovoltaïque, démontrant des résultats remarquables en termes d'efficacité et de réduction des coûts. L'avenir s'annonce encore plus prometteur pour la technologie de type n, la recherche étant axée sur le dépassement des limites d'efficacité, la réduction des coûts et la mise en place d'une industrie photovoltaïque totalement durable. Dans cette optique, de récentes avancées en matière de passivation et de métallisation pour les cellules solaires de type n sont discutées par Korichi et al [9].

1.2 Le développement des cellules solaires en silicium monocristallin de type n

Bien que les cellules solaires en silicium de type p aient dominé le marché pendant des décennies, un changement de paradigme vers la technologie de type n est en cours. depuis des décennies, Ce changement est motivé par plusieurs facteurs, notamment le potentiel de rendement élevé du silicium de type n et les progrès des techniques de traitement [25], [26]. Des recherches récentes ont montré que les cellules solaires de type n ont un rendement de conversion énergétique supérieur, une meilleure performance en basse lumière et une plus

grande résistance à la dégradation induite par la lumière [27]. En outre, les modules de type n présentent une biface accrue, ce qui leur permet de capter la lumière réfléchie par l'environnement et d'augmenter encore leur d'énergie [28]. Comme le montre la figure 1.1, le prix des modules photovoltaïques a considérablement baissé ces dernières années, ce qui a entraîné une adoption rapide de la technologie photovoltaïque. Cette tendance a permis aux technologies de type n, initialement plus coûteuses, de devenir compétitives.

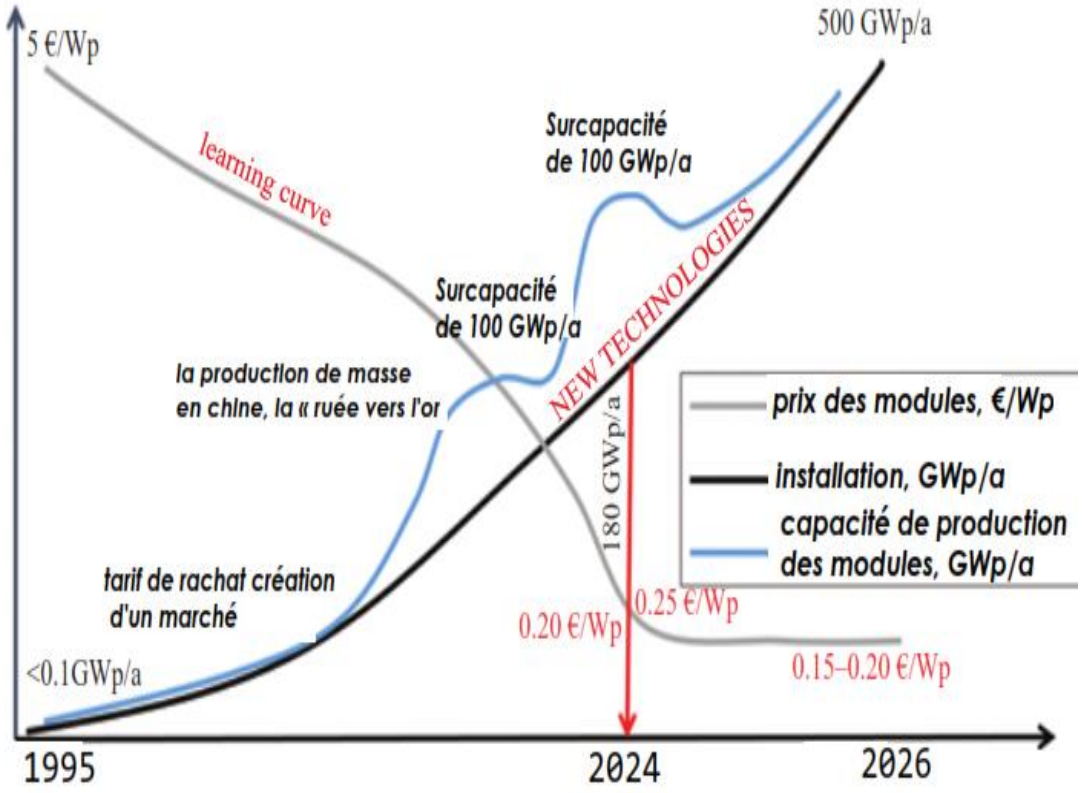


***Figure 2-1**:montre L'évolution passée, actuelle et future des prix*

des modules photovoltaïques[14].

Les propriétés électriques supérieures des plaquettes de silicium de type n voir tableau 1.1, qui se traduisent par des durées de vie des porteurs plus longues [29], permettent de réduire les coûts de production et d'améliorer la qualité de l'air. durée de vie des porteurs [29], permettent d'atteindre des tensions en circuit ouvert (Voc) et des facteurs de remplissage (FF) plus élevés dans les cellules solaires. En outre, le silicium de type n est moins sensible à la dégradation induite par la lumière (LID) causée par complexes bore-oxygène, qui sont fréquents dans le silicium de type p [30]. Cela a conduit au développement d'architectures de cellules de type n avancées, telles que l'hétérojonction silicium (SHJ) et le contact passivant à oxyde tunnel (TOPCon). Ces technologies permettent d'améliorer l'efficacité par rapport aux cellules PERC [31], conduisant l'industrie vers un avenir dominé par le silicium monocristallin de type n. Le tableau 1.1 souligne également ce point, où le coût de possession (COO) des cellules de type n se rapproche de plus en plus de celui des cellules PERC [32].

***Tableau 2.1**:Comparaison des performances annoncées par rapport aux performances réelles des technologies pertinentes (c-Si) sur le marché de la photovoltaïque* [14].

Technologie	Équipement	Annonces Cellule Rendement (%)	Efficacité moyenne production (%)	Module disponible Rendement (%)	Tension moyenne potentiel en production (mV)	Efficacité moyenne production (%)
Al-BSF	Standard	20.29	19.5–20.0	<20%	670	20.5
PERC	Standard PERC based	24.06	22.5–23.5	21.5	690	23.5
TOPCon		26.4	23.5–24.5	21.9-22.3	725	24.5
Low cost IBC		25.04	23.5–24.5	22.1 [19]	735	25
Low cost SHJ	Thin film based	25.26	23.5–24.5	21.7–22.3	735	25
Complex SHJ	Thin film and electro-nic industry based	26.81	24.5–25.0	22.5	740	25.5
Complex IBC	Thin film and electro-nic industry based	26.1	25.0–25.5	22.3–22.8	740	26

1.3 Problèmes de dégradation des cellules solaires PERC mono-silicium de type p :

L'adoption généralisée de la technologie PERC (Passivated Emitter and Rear Cell) a permis d'améliorer considérablement l'efficacité des cellules solaires au silicium. Cependant, les cellules PERC de type p sont sujettes à certains mécanismes de dégradation qui peuvent avoir un impact sur leur performance et leur rendement énergétique à long terme. Ces effets de dégradation sont largement attribués à la présence de défauts spécifiques dans le matériau de silicium et à l'influence des étapes de traitement pendant la fabrication des cellules.

1.3.1 Dégradation induite par la lumière (LID)

La dégradation induite par la lumière (LID) est un phénomène bien connu dans les plaquettes de silicium de type p dopé au bore, en particulier dans le silicium Czochralski (Cz), où elle peut réduire de manière significative la durée de vie des porteurs minoritaires, ce qui entraîne une diminution de l'efficacité des cellules solaires [33]. La formation de complexes bore-oxygène, communément appelés défauts « B-O », en est la principale cause [34]. Ces défauts agissent comme des centres de recombinaison, réduisant la durée de vie des porteurs et affectant la tension de circuit ouvert (V_{OC}) de la cellule solaire. La Figure 1.2 illustre l'activité des complexes bore-oxygène, montrant leur formation (activation) sous illumination et leur désactivation ultérieure.

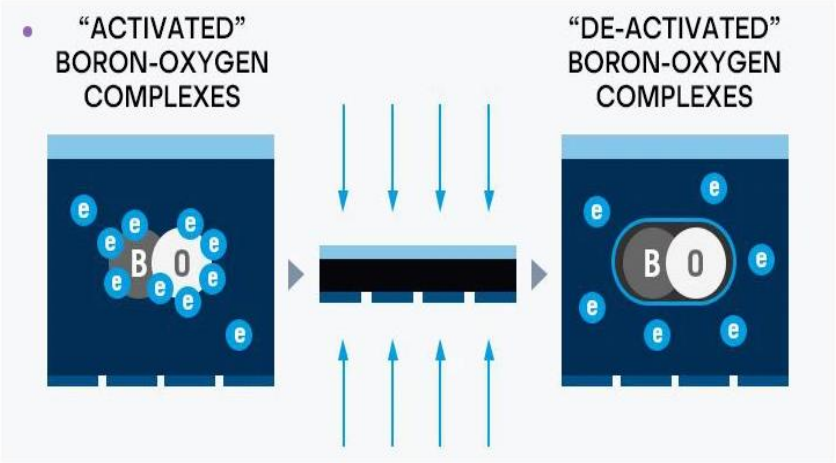


Figure 2-2: *montre l'activation des complexes bore-oxygène sous illumination, entraînant une augmentation de leur concentration, suivie d'une désactivation après un traitement approprié* [35].

1.3.2 Dégradation induite par la lumière et les températures élevées (LeTID)

Outre le LID, un autre mécanisme de dégradation, la dégradation induite par la lumière et les températures élevées (LeTID), peut se produire dans les cellules PERC au silicium monocristallin et multicristallin [36]. Bien que le mécanisme exact reste un sujet de débat, des études suggèrent que les atomes d'hydrogène jouent un rôle crucial [30]. Ces atomes d'hydrogène, introduits pendant l'étape de cuisson à partir des couches diélectriques riches en hydrogène, peuvent se diffuser dans le silicium en vrac et interagir avec les défauts.

1.3.3 Dégradation de la passivation sur une plaquette de silicium nue

Les couches de passivation jouent un rôle crucial dans la limitation de la recombinaison de surface dans les cellules solaires PERC, améliorant ainsi la tension de circuit ouvert (V_{OC}). Cependant, ces couches de passivation peuvent se dégrader en raison de plusieurs facteurs, notamment l'exposition à l'humidité, les températures élevées et la présence d'impuretés [37].

1.4 Objectifs de la thèse :

Cette thèse vise à étudier de manière approfondie l'influence des principaux paramètres de traitement sur la formation de contacts de champ de surface arrière (BSF) de haute qualité pour les cellules solaires au silicium monocristallin de type n à haut rendement. Plus précisément, nous nous concentrons sur la relation complexe entre la concentration d'aluminium dans la pâte Ag-Al utilisée pour la formation du contact arrière et le profil de recuit. Notre objectif principal est de déterminer la concentration optimale d'aluminium qui minimise simultanément la résistance de contact et favorise une couche émettrice p+ bien définie et profondément diffusée. Cela implique une évaluation systématique des différentes concentrations d'aluminium et de leur impact sur les caractéristiques structurelles et électriques des contacts obtenus. En outre, nous visons à identifier le profil de recuit le plus efficace, en comparant le traitement thermique rapide (RTP) et le recuit en four conventionnel, pour faciliter la diffusion de l'aluminium et obtenir les propriétés souhaitées de l'émetteur p+. Cette étude comparative révélera la stratégie

de recuit optimale pour maximiser l'efficacité et la stabilité des cellules. En élucidant ces relations, cette thèse fournira des informations précieuses pour optimiser le processus de fabrication des cellules solaires en silicium de type n à haute performance, contribuant ainsi à l'avancement de la technologie photovoltaïque pour un avenir durable.

1.5 Progrès de la recherche et vue d'ensemble

Le présent travail se focalise sur un aspect crucial des cellules solaires au silicium de type n à haut rendement : l'optimisation des émetteurs de champ de surface arrière en aluminium (Al-BSF) par l'utilisation de pâtes Ag-Al. La recherche reconnaît l'évolution actuelle de l'industrie photovoltaïque vers le silicium de type n, en raison de ses propriétés matérielles supérieures et de son potentiel de rendement élevé par rapport au silicium de type p traditionnel. Néanmoins, créer des émetteurs p+ de haute qualité sur le silicium de type n présente des défis spécifiques, en particulier pour la réalisation d'une faible résistance de contact et d'une couche émettrice p+ bien définie et profondément diffusée par dopage au bore. Ce point est crucial, car les performances des cellules de type n sont particulièrement sensibles aux pertes par recombinaison au niveau du contact arrière, comme souligné au chapitre 2

1.5.1 Relever les défis de la formation de l'Al-BSF

Cette thèse s'attaque à ces défis par une étude systématique de l'influence de deux paramètres de traitement clés, comme détaillé au chapitre 5 :

La concentration d'aluminium dans la pâte Ag-Al : Nous explorons une gamme de concentrations d'aluminium (1,34%, 4,1%, 7,8%, 9,81%) afin d'identifier la composition optimale pour obtenir à la fois une faible résistance de contact et une formation efficace d'émetteurs p+. L'analyse des images (MEB) (Figures 5.12 - 5.18) démontre l'impact de la concentration d'aluminium sur la morphologie et la microstructure des contacts.

Profil de recuit : Nous comparons deux méthodes de recuit distinctes - le traitement thermique rapide (RTP) et le recuit en four conventionnel - pour évaluer leur impact sur la profondeur de diffusion de l'aluminium, la morphologie des contacts et les propriétés électriques. Cette analyse comparative (chapitre 5) vise à comprendre le compromis entre le chauffage rapide et localisé offert par le traitement thermique rapide et le profil de chauffage plus uniforme du recuit en four conventionnel.

1.5.2 Utilisation d'une approche de caractérisation à multiples facettes

Nous utilisons une approche de caractérisation à multiples facettes, combinant des analyses structurelles, chimiques et électriques afin d'obtenir une compréhension complète du processus de formation du contact. Cette approche est décrite en détail au chapitre 5 et fait appel à une série de techniques de caractérisation avancées

MEB : visualisation des changements microstructuraux (frittage, porosité, formation de pointes, explosion de particules d'aluminium) induits par des concentrations d'aluminium et des profils de recuit variables.

EDS : révélation de la variation spatiale de la composition chimique, confirmant la formation d'alliages Ag-Al (identifiés par DRX comme potentiellement Ag3Al, figure 5.27) et d'oxydes à l'interface Si, indiquant des interactions Al-Si actives pendant le recuit (figure 5.21).

SIMS : cartographie du comportement de diffusion de l'aluminium dans le substrat Si, donnant un aperçu de la profondeur et de la concentration de la couche émettrice p+ (figures 5.22 - 5.23).

DRX : confirmation de la structure cristalline des contacts, identification de la formation de phases d'alliage Ag-Al spécifiques lors du recuit (figures 5.24 - 5.31).

Profilage ECV : Détermination de la profondeur et de la concentration de dopage de la couche émettrice p+, révélant l'impact des différentes concentrations d'aluminium et des conditions de recuit sur la formation de l'émetteur (figure 5.32).

Sonde à quatre points : Quantification de la résistance de feuille des contacts, reflétant l'impact de la température de recuit et de la composition de la pâte sur la conductivité électrique (tableau 5.5 et figure 5.33).

1.5.3 Dévoiler le mécanisme de formation des contacts

En combinant les résultats de ces techniques de caractérisation, cette thèse propose un modèle phénoménologique (illustré à la figure 4.14) qui décrit les interactions complexes entre les matériaux et les transformations de phase au cours du processus de recuit à haute température. Le modèle souligne le rôle de la fusion de l'aluminium, de la dissolution du silicium, de la croissance des pointes et de la précipitation du silicium dans l'obtention d'une faible résistance de contact et la formation de la couche émettrice p+.

1.5.4 Vers une optimisation des performances des cellules

Cette étude systématique fournit des informations précieuses pour adapter le processus de fabrication afin d'optimiser les performances des cellules. En corrélant les propriétés structurelles, chimiques et électriques observées avec les mesures de performance des dispositifs (comme indiqué au chapitre 5), nous visons à établir une compréhension solide de la voie d'optimisation des cellules solaires au silicium de type n à haut rendement avec des émetteurs BSF en aluminium.

1.5.5 Orientations futures

Cette recherche jette les bases de futures investigations axées sur :

Corréler les résultats de la caractérisation avec la performance du dispositif : L'établissement d'un lien direct entre les propriétés de contact observées et le rendement des cellules solaires, Voc, Jsc et FF dans différentes conditions d'éclairage permettra de mieux comprendre l'impact de chaque paramètre sur les performances du dispositif.

Exploration plus poussée des techniques de recuit avancées : L'élargissement de l'étude à d'autres méthodes de recuit, telles que le frittage laser ou le recuit par lampe flash, pourrait ouvrir de nouvelles possibilités d'optimisation de la formation des contacts et d'amélioration des performances des dispositifs.

Recherche de matériaux alternatifs pour le contact arrière : L'étude de l'utilisation de matériaux alternatifs, tels que le cuivre ou le nickel, pour le contact arrière pourrait permettre de réduire les coûts et d'améliorer encore les performances.

Cette recherche contribue de manière significative à l'avancement de la technologie des cellules solaires au silicium de type n, ouvrant la voie à une adoption plus large et à des améliorations continues de l'efficacité dans la poursuite d'un avenir énergétique durable.

1.6 Organisation de la thèse

Cette thèse est structurée de manière à fournir une étude complète de la fabrication et de l'optimisation de cellules solaires au silicium monocristallin de type n à haut rendement avec des émetteurs de champ de surface arrière (BSF) Al-p+. Les chapitres suivants abordent les principes fondamentaux, les technologies de métallisation avancées, les mécanismes complexes de formation des contacts et la méthodologie expérimentale rigoureuse employée pour atteindre cet objectif.

Chapitre 1 : Introduction: Le défi de l'optimisation des contacts métalliques pour les cellules solaires de type n.

Ce chapitre établit le contexte de la recherche, en soulignant l'importance croissante des cellules solaires en silicium de type n. Il décrit les défis associés aux cellules solaires conventionnelles en silicium. Il décrit les défis associés aux cellules conventionnelles de type p, préparant le terrain pour la thèse qui se concentre sur l'amélioration des contacts métalliques pour les cellules solaires au silicium de type n.

Chapitre 2 : Revue de la littérature sur les cellules solaires au silicium de type N

Ce chapitre présente une vue d'ensemble de la technologie des cellules solaires au silicium de type N. Il aborde les principes fondamentaux, l'évolution historique, les différentes structures de cellules et les technologies commerciales actuelles, ce qui constitue une base pour le travail expérimental.

Chapitre 3 : Technologies de métallisation avancées pour les cellules solaires de type N

Ce chapitre explore les différentes techniques de métallisation employées dans les cellules solaires au silicium de type N. Il aborde les avantages, les limites et les progrès récents de la métallisation en couche épaisse et en couche mince, en mettant l'accent sur des techniques telles que la sérigraphie, l'impression au pochoir, la tampographie, l'impression à jet d'encre, la distribution, la photolithographie et les méthodes basées sur le laser.

Chapitre 4 : Formation de contact des pâtes d'Ag et d'Ag/Al sur les émetteurs P+.

Ce chapitre se concentre sur les subtilités de la formation du contact à l'aide de pâtes d'argent (Ag) et d'argent-aluminium (Ag/Al) sur des émetteurs p+ dopés au bore. Il analyse l'influence de la teneur en aluminium, du profil de cuisson, du revêtement antireflet et de la texture de la surface sur les propriétés de contact, et donne un aperçu des mécanismes impliqués.

Chapitre 5 : Méthodologie expérimentale et techniques de caractérisation

Ce chapitre décrit méticuleusement les méthodes expérimentales et les techniques de caractérisation utilisées dans la recherche. Il décrit la préparation des plaquettes, les processus de métallisation (sérigraphie et PVD), la diffusion du bore pour la formation de l'émetteur p+

et les techniques de caractérisation complètes employées pour analyser les propriétés structurelles, chimiques et électriques des contacts.

Chapitre 2

Revue de la littérature sur les cellules solaires au silicium de type n

2 Revue de la littérature sur les cellules solaires au silicium de type n

2.1 Aperçu historique des cellules solaires au silicium de type n

Le développement des cellules solaires au silicium de type n remonte à la toute première cellule solaire pratique, fabriquée à partir d'une plaquette de silicium de type n en 1954 aux Laboratoires Bell [38], [39]. Cependant, malgré ce succès précoce, la recherche et le développement se sont principalement concentrés sur les dispositifs en silicium de type p au cours des décennies suivantes. Ce changement a été principalement motivé par le marché dominant des applications spatiales, où les cellules de type p présentent une meilleure résistance aux radiations[40].

Lorsque l'industrie photovoltaïque s'est orientée vers les applications terrestres à la fin du XXe siècle, la technologie de type p a dominé le marché en raison de ses processus de fabrication bien établis et de son coût relativement faible [41]. Cependant, les cellules solaires les plus efficaces disponibles dans le commerce au début des années 2000, telles que celles de Sanyo et de Sunpower étaient basées sur le silicium de type n [42], [43]. Ce regain d'intérêt pour la technologie de type n a été motivé par la reconnaissance de ses propriétés électriques supérieures et la promesse d'un rendement plus élevé. Depuis le début des années 2000, le silicium de type n a fait l'objet d'une recherche et d'un développement intensifs, conduisant à des améliorations significatives en termes d'efficacité et d'évolutivité industrielle[44], [45]. Ces progrès ont été favorisés par la demande croissante de cellules solaires à haut rendement, en particulier les dispositifs bifaciaux, qui bénéficient du coefficient de température plus faible et de la bifacialité améliorée inhérents au silicium de type n [46]. Alors que la technologie PERC de type p occupe actuellement la position dominante sur le marché, la part de marché croissante des technologies de type n et leurs performances supérieures à long terme ouvrent la voie à une évolution vers une ère bifaciale de type n dans les années à venir [47], [48].

2.2 Principes fondamentaux des cellules solaires

2.2.1 L'effet photovoltaïque et les cellules solaires

L'effet photovoltaïque est le phénomène physique par lequel la lumière est directement convertie en électricité dans un matériau. Cet effet se produit lorsque des photons lumineux dont l'énergie dépasse la bande interdite du matériau sont absorbés, créant des paires électron-trou [49]. Ces électrons excités se déplacent ensuite vers la bande de conduction, laissant derrière eux des trous dans la bande de valence.

Les cellules solaires sont des dispositifs spécifiquement conçus pour exploiter cet effet. Elles sont généralement constituées d'une jonction p-n, formée par la combinaison d'un matériau semi-conducteur de type p et d'un matériau semi-conducteur de type n. Le champ électrique incorporé à travers cette jonction permet d'obtenir un effet de champ. Le champ électrique intégré à cette jonction sépare les électrons et les trous excités, créant ainsi un flux de courant électrique [50], [51].

La figure 2.1 illustre le mécanisme fondamental de l'effet photovoltaïque dans une cellule solaire. Un photon dont l'énergie est supérieure à la bande interdite Eg du semi-conducteur est absorbé, créant une paire électron-trou. Le champ électrique intégré de la jonction p-n sépare les porteurs de charge excités : les électrons se dirigent vers la région de type n et les trous vers

la région de type p. En connectant un circuit externe, ce flux de porteurs de charge se traduit par un photocourant [41].

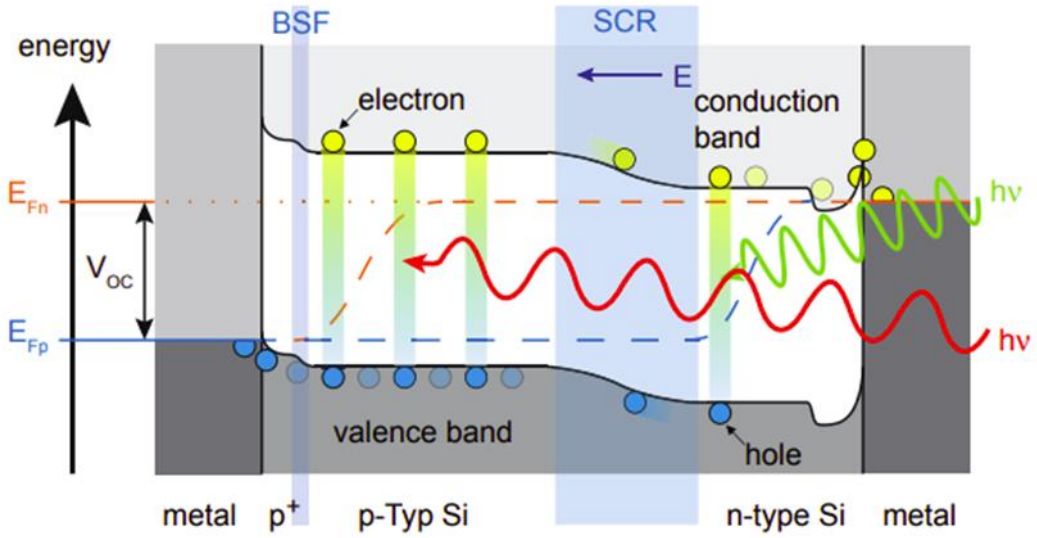


***Figure 2-1**:Mécanisme de base de l'effet photovoltaïque dans une cellule solaire* [52].

Le rendement d'une cellule solaire est déterminé par la fraction de l'énergie solaire incidente qui est convertie en électricité [53]. Les facteurs qui influencent l'efficacité sont les suivants

La bande interdite : Une bande interdite proche de la valeur optimale pour le spectre solaire (environ 1,34 eV) maximise le nombre de photons absorbés [44].

La recombinaison : La recombinaison des électrons et des trous avant qu'ils n'atteignent les contacts est un mécanisme de perte important. La réduction de la recombinaison par la passivation et l'ingénierie des défauts est cruciale [54], [55].

Propriétés optiques : Un piégeage efficace de la lumière et des revêtements antireflets minimisent les pertes optiques [56].

2.2.2 Principe de fonctionnement des cellules solaires conventionnelles de type p

Les cellules solaires conventionnelles au silicium de type p sont le type de cellules solaires le plus largement produit et utilisé [57]. Les principaux composants d'une cellule solaire conventionnelle de type p sont les suivants :

- **Base :** Une plaquette de silicium de type p, épaisse et légèrement dopée[58].
- **Émetteur :** Une fine couche de type n fortement dopée, généralement créée par diffusion de phosphore[59].
- **Jonction** : Une jonction p-n formée à l'interface entre la base et l'émetteur, créant un champ électrique intégré [60].
- **Contacts** : Contacts métalliques sur les surfaces avant et arrière, qui collectent les électrons et les trous générés et les dirigent vers le circuit externe.

La figure 2.2 présente la coupe transversale schématique d'une cellule solaire de type p typique, avec la base de type p, l'émetteur de type n, la jonction et les contacts métalliques.

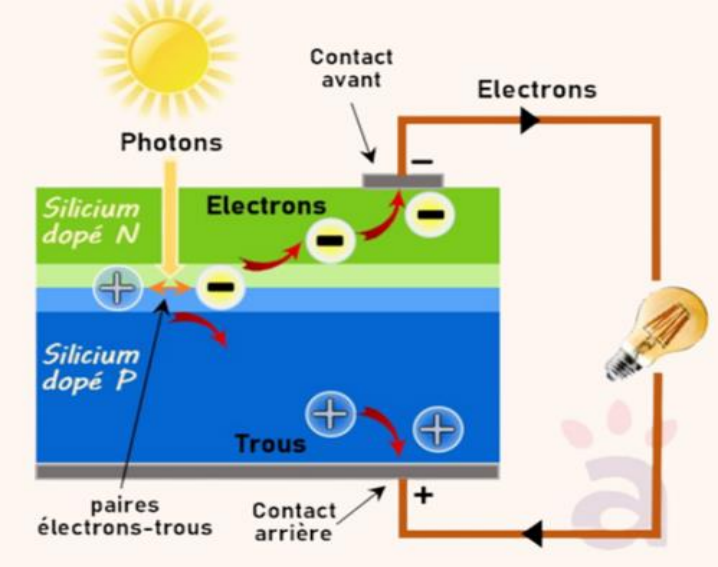


***Figure 2-2**:Coupe transversale schématique d'une cellule solaire conventionnelle au silicium de type p* [61].

2.2.3 Le fonctionnement d'une cellule solaire de type p peut être résumé comme suit

- **Absorption des photons** : Les photons lumineux dont l'énergie est supérieure à la bande interdite du silicium sont absorbés par la base de silicium de type p, générant des paires électron-trou.
- **Séparation des porteurs de charge :** Le champ électrique intégré à la jonction p-n pousse les électrons vers l'émetteur de type n et les trous vers la base de type p.
- **Collecte des porteurs :** Les contacts métalliques sur les surfaces avant et arrière collectent les porteurs de charge et les dirigent vers le circuit externe, générant un photocourant.

2.2.4 Comparaison des cellules solaires de type p et de type n

Le choix entre les plaquettes de silicium de type p et de type n dépend de l'application visée et de la rentabilité globale . l'application visée et du rapport coût-efficacité global [62]. Alors que le silicium de type p domine actuellement le marché en raison de son traitement bien établi et de son coût inférieur, le silicium de type n offre plusieurs avantages qui deviennent de plus en plus pertinents de plus en plus importants :

1. **Rendement plus élevé** : le silicium de type n offre un potentiel de rendement plus élevé en raison de ses pertes de recombinaison plus faibles [63]. En effet, la plupart des impuretés des métaux de transition et les états de surface du silicium ont des sections efficaces de capture des électrons plus importantes que celles des trous [64].
2. **Coefficient de température plus faible** : Le silicium de type n présente un coefficient de température plus faible, ce qui indique que sa puissance de sortie est plus élevée que celle des autres matériaux. À des températures plus basses, la puissance de sortie du dispositif

est moins affectée par les augmentations de température [65]. Ceci est particulièrement bénéfique pour les applications dans les climats chauds.

3. **Bifacialité améliorée :** le silicium de type n peut atteindre un facteur de bifacialité plus élevé. La bifacialité plus élevée du panneau solaire signifie qu'il peut générer plus d'énergie à partir de la lumière qui frappe sa face arrière [66].Ceci est particulièrement important pour les modules bifaciaux, qui sont de plus en plus utilisés dans l'industrie.
4. **Réduction de la dégradation induite par la lumière (LID) :** le silicium de type n est moins sensible à la dégradation induite par la lumière (LID), un phénomène qui peut entraîner des pertes d'efficacité significatives dans les plaquettes de silicium de type p dopées au bore [67].

2.3 Avantages et applications des cellules solaires au silicium de type n

2.3.1 Matériau de base des cellules solaires de type n

Alors que le silicium de type p a historiquement dominé le marché photovoltaïque en raison de son traitement bien établi et de son coût inférieur [68], le silicium de type n offre plusieurs avantages qui deviennent de plus en plus pertinents dans la recherche d'une efficacité et d'une durabilité accrues. Ces avantages découlent des propriétés intrinsèques du silicium de type n, qui en font un candidat prometteur pour les futures technologies de cellules solaires.

2.3.1.1 Pertes de recombinaison plus faibles :

L'un des principaux avantages du silicium de type n est la réduction des pertes par recombinaison par rapport au silicium de type p [62], [63]. En effet, la plupart des défauts ponctuels courants dans le silicium, y compris les métaux de transition et les états de surface du silicium, présentent des sections transversales de capture d'électrons plus importantes que les sections transversales de capture de trous [69]. Par conséquent, pour le même type et la même concentration d'impuretés, la durée de vie des porteurs minoritaires (durée de vie des trous dans le silicium de type n) est supérieure à la durée de vie des électrons dans le silicium de type p. Cela se traduit par un potentiel plus élevé pour la tension en circuit ouvert (Voc) et le facteur de remplissage (FF) dans les cellules solaires de type n [65].

2.3.1.2 Réduction de la dégradation induite par la lumière (LID)

La dégradation induite par la lumière (LID) [66], qui se produit en raison de la formation de complexes bore-oxygène et/ou bore-fer [70], constitue un problème important pour les plaquettes de silicium de type p dopées au bore. Ces complexes agissent comme des centres de recombinaison, entraînant une réduction de la durée de vie et de l'efficacité des porteurs sous l'effet de la lumière. Le silicium de type n, en revanche, n'est pas sensible à ce mécanisme de dégradation, ce qui le rend plus robuste et plus fiable au fil du temps [71].

2.3.1.3 Stabilité améliorée à haute température

le silicium de type n a une stabilité thermique plus élevée que son homologue de type p, ce qui est particulièrement avantageux pour les cellules solaires incorporant des étapes de traitement à haute température. Par exemple, le silicium de type n est moins sujet à la formation de précipités d'oxygène, qui peuvent affecter négativement la durée de vie et l'efficacité des

porteurs [72], [73]. Cette plus grande stabilité thermique permet également d'explorer de nouvelles techniques de traitement pour les dispositifs de type n, ce qui ouvre des possibilités d'amélioration de l'efficacité et de réduction des coûts [74].

2.3.1.4 Réduction de l'impact des impuretés de fer

Les impuretés de fer sont un problème courant dans les plaquettes de silicium. Bien que le fer ait un impact négatif sur le silicium de type p et de type n, cet impact est considérablement réduit dans le silicium de type n. Cela est dû à la plus faible activité de recombinaison des défauts liés au fer dans le matériau de type n [75], [76]. Cette plus grande tolérance aux impuretés de fer ouvre la voie à l'utilisation de matériaux de silicium de qualité inférieure, potentiellement moins coûteux, pour les cellules de type n.

2.3.1.5 Bifacialité plus élevée

le silicium de type n peut atteindre un facteur de bifacialité plus élevé, ce qui signifie qu'il peut générer plus d'énergie à partir de la lumière qui frappe sa face arrière que le silicium de type p [77]. Ceci est particulièrement important pour les modules bifaciaux qui sont de plus en plus utilisés dans l'industrie, car ils permettent de la lumière solaire réfléchie par le sol. La bifacialité supérieure du silicium de type n est attribuée à sa plus grande longueur de diffusion des électrons, qui permet une collecte plus efficace des porteurs de charge générés sur la surface arrière.

2.3.1.6 Coefficient de température plus faible

le silicium de type n a un coefficient de température plus faible, ce qui signifie que sa puissance de sortie est moins affectée par les augmentations de température [78]. Cet avantage est particulièrement important pour les applications dans les climats chauds, où les cellules solaires de type p subissent des pertes de performance plus importantes dues à la température.

2.4 Technologie de base des cellules photovoltaïques de type n

Les technologies des cellules solaires au silicium de type n ont été développées pour tirer parti des avantages du matériau de type n. Les architectures de cellules de type n les plus courantes sont les suivantes :

2.4.1 n-PERT

cette technologie comporte un émetteur au bore fortement dopé sur la surface avant et une région au phosphore fortement dopée sur la surface arrière. Cette configuration réduit les pertes par recombinaison sur les deux surfaces, ce qui améliore le rendement[79].

2.4.2 Hétérojonction avec couche mince intrinsèque (HIT)

les cellules HIT utilisent une fine couche de silicium amorphe (a-Si) sur les surfaces avant et arrière, créant une structure d'hétérojonction avec la plaquette de silicium cristallin[80]. Cette approche permet une excellente passivation et une sélectivité des porteurs, ce qui se traduit par une tension en circuit ouvert (Voc) et un rendement élevés.

2.4.3 Contact arrière interdigité

Les cellules solaires IBC présentent tous les contacts sur la surface arrière, avec des contacts n+ et p+ interdigités

2.5 Types de structures de cellules solaires au silicium de type n

La demande croissante de cellules solaires à haut rendement et rentables a stimulé la recherche et le développement de cellules solaires au silicium de type n. Ces cellules présentent des avantages notables, notamment une grande tolérance aux impuretés, une sensibilité réduite à la dégradation induite par la lumière (LID), et des performances améliorées dans les configurations bifaciales comparativement à leurs équivalents de type p [81]. Cette section se concentre sur quatre structures spécifiques de cellules solaires au silicium de type n.

Cellules émettrices arrière à champ de surface avant (FSF), cellules émettrices dos à dos, cellules émettrices avant à champ de surface arrière (BSF) et cellules émettrices implantées d'ions, en discutant de leurs principes de conception, de leurs processus de fabrication, de leurs avantages et de leurs avancées récentes. Figure 2.3 Organigramme des structures cellulaires possibles utilisant des substrats en silicium de type n, Cette figure donne un aperçu complet des différentes structures de cellules solaires de type n qui peuvent être réalisées sur des substrats de silicium de type n, en les classant en fonction de leurs techniques de fabrication et de leurs schémas de contact. Cette classification permet une discussion structurée des différents types de cellules et de leurs caractéristiques uniques dans les sous-sections suivantes.

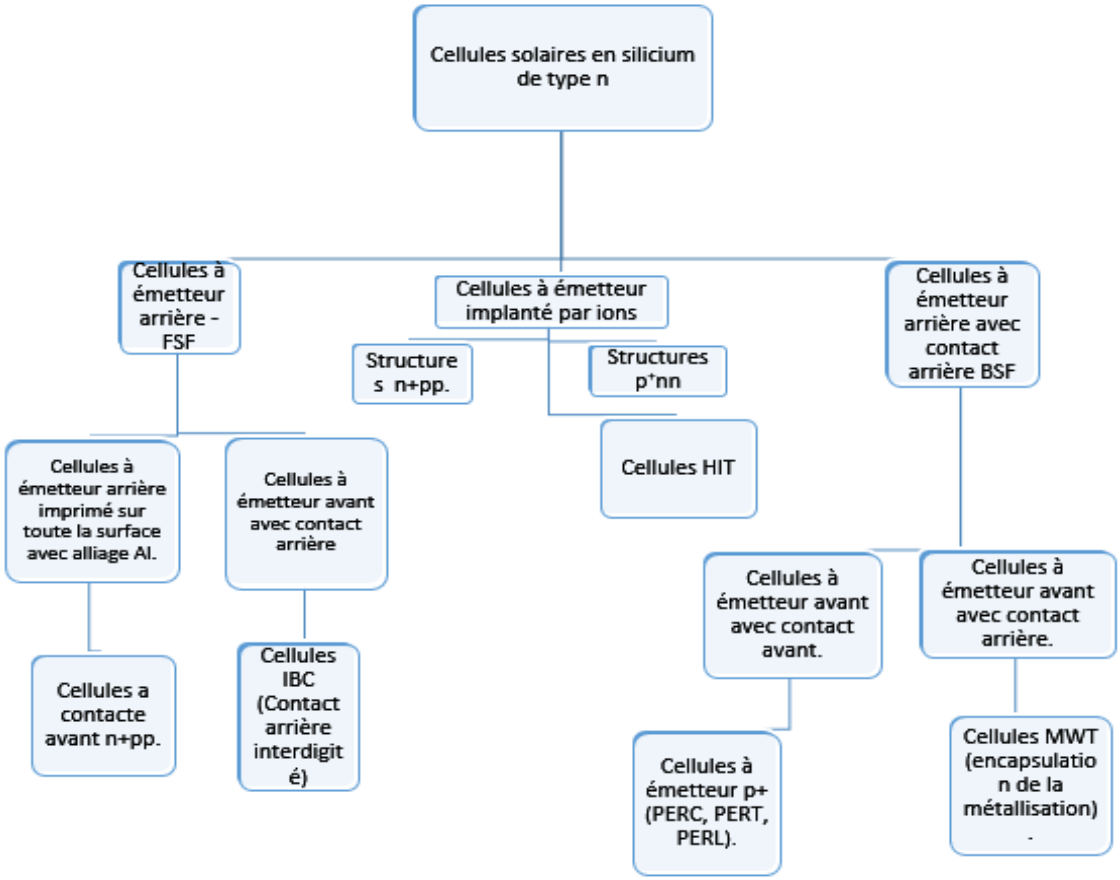


***Figure 2-3**:Diagramme des différents types de structures cellulaires possibles avec des substrats de silicium de type n* [82].

2.6 Cellules à émetteur arrière à champ de surface avant (FSF)

Les cellules à émetteur arrière FSF, comme leur nom l'indique, comportent un émetteur p+ situé sur la face arrière de la plaquette de silicium de type n et un champ de surface avant (FSF) diffusé n+, comme l'illustre la figure 2.4. Cette structure est particulièrement avantageuse pour les applications bifaciales en raison de son ombre minimale sur la face avant, ce qui maximise la capture de la lumière. Cette structure présente plusieurs avantages :

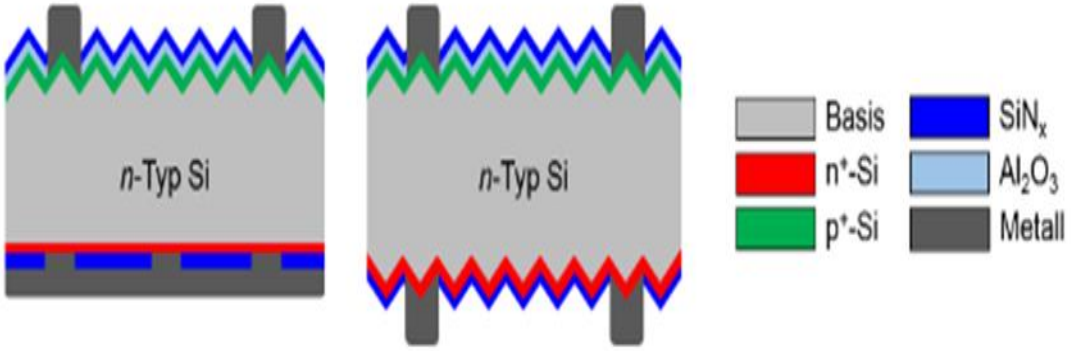


***Figure 2-4**:montre une coupe transversale schématique d'une cellule solaire PERT* [83].

2.6.1 Réduction des pertes par ombrage

Le positionnement de l'émetteur sur la face arrière minimise les pertes par ombrage sur la face avant, ce qui est crucial pour les applications bifaciales où l'éclairage de la face arrière contribue de manière significative à la puissance de sortie [84].

2.6.2 Amélioration de la tension en circuit ouvert (V_{OC})

En positionnant l'émetteur au bore sur la face arrière, loin des régions frontale et de masse où la plupart des porteurs sont générés, cette architecture peut favoriser des valeurs de tension en circuit ouvert plus élevées [85]. Ceci est analogue aux principes de conception des cellules PERC de type p.

2.6.3 Compatibilité avec les procédés de fabrication existants

Le processus de fabrication des cellules à émetteur arrière FSF présente des similitudes avec les cellules solaires Al-BSF et PERC de type p conventionnelles [86], ce qui permet aux fabricants d'adapter les lignes de production existantes avec des coûts d'investissement relativement faibles. Cependant, cette architecture présente également des défis :

2.6.4 Passivation de l'émetteur au bore

La passivation d'une surface p+ dopée au bore pose des problèmes par rapport à son homologue n+, en particulier sur les surfaces texturées en raison de la formation d'une couche riche en bore (BRL) très défectueuse au cours du processus de diffusion du bore [87].

2.6.5 Contact avec l'émetteur de bore

L'utilisation de pâtes à base d'Al pour la mise en contact de l'émetteur de bore peut conduire à des pointes, lorsque l'Al pénètre dans l'émetteur et court-circuite la jonction [88]. Cela nécessite un contrôle minutieux de la température de recuit et d'autres techniques de métallisation. Pour relever ces défis, les chercheurs se sont concentrés sur les points suivants :

2.6.5.1 Développer de nouveaux schémas de passivation

Le développement de procédés à basse température pour la passivation de la face arrière, tels que le dépôt de couches d'oxyde d'aluminium (Al2O3) [89], est crucial pour atténuer la formation de BRL et améliorer la qualité de la passivation.

2.6.5.2 Optimisation du processus de métallisation

Pour éviter la formation de pointes, les chercheurs explorent d'autres techniques de métallisation, telles que le dopage au laser , le dépôt chimique et le dépôt induit par la lumière (LIP) [90], afin de créer des contacts localisés et d'empêcher la diffusion indésirable de l'aluminium.

2.7 Cellules émettrices dos à dos

Les cellules émettrices dos à dos, également connues sous le nom de cellules co-diffusées, simplifient le processus de fabrication en formant simultanément l'émetteur au bore et le BSF au phosphore en une seule étape à haute température. On y parvient généralement en plaçant deux plaquettes avec leurs faces arrière l'une en face de l'autre pendant le processus de diffusion, Les tranches sont ensuite séparées, ce qui donne une cellule de type n avec un émetteur au bore d'un côté et une cellule de type p avec un émetteur au phosphore de l'autre côté. Cette structure offre des avantages en termes de :

1. **Simplification du processus** : Le processus de co-diffusion élimine plusieurs étapes à haute température, réduisant ainsi le temps de traitement et les coûts associés .
2. **Réduction du budget thermique** : Moins d'étapes à haute température minimisent le budget thermique global, ce qui peut être bénéfique pour la qualité de la plaquette et réduire la formation de défauts tels que les précipités d'oxygène [91].

Cependant, la diffusion dos à dos présente également des limites :

1. **Moins de flexibilité dans les profils de dopage de l'émetteur** : Le processus de diffusion simultanée limite la possibilité d'optimiser individuellement les profils de dopage des émetteurs de bore et de phosphore[92]. Cela peut conduire à un compromis entre la formation d'un contact optimal et la recombinaison des porteurs.
2. **Compatibilité limitée avec les architectures cellulaires avancées** : Cette technique ne convient pas aux cellules solaires nécessitant un dopage localisé, telles que les architectures de cellules PERC ou IBC [93].

2.7.1 Développements récents dans les cellules à émetteur dos à dos

1. **Techniques de dopage alternatives** : Pour surmonter les limites de la diffusion simultanée, les chercheurs explorent d'autres techniques de dopage, telles que

l'implantation d'ions [94] ou l'utilisation de couches de dopage déposées par PECVD ou LPCVD.

2. **Architectures cellulaires avancées** : Bien qu'il ne soit pas directement compatible avec les cellules PERC ou IBC, le concept de co-diffusion peut être intégré dans des architectures plus avancées, telles que les cellules n-PERT bifaciales [95].
3. **Stratégies de réduction des coûts** : Le processus simplifié et le budget thermique réduit inhérents aux cellules à émetteur dos à dos sont avantageux pour la réduction des coûts .
4. **Application à des marchés spécifiques** : Cette technologie est particulièrement adaptée aux applications où le coût est un facteur important et où des rendements élevés ne sont pas obligatoires [96].

2.7.2 Cellules émettrices frontales à champ de surface arrière (BSF)

Les cellules à émetteur frontal BSF représentent une structure conventionnelle pour les cellules solaires au silicium de type n, reflétant la conception de leurs homologues de type p. Dans cette architecture, l'émetteur n+ est situé sur la face avant de la plaquette, tandis qu'un champ de surface arrière (BSF) p+ de pleine surface est formé sur la face arrière, généralement par alliage d'aluminium, comme l'illustre la figure 2.5.



***Figure 2-5**:Schéma de la cellule solaire n-PERT-FJ* [14].

1. **Avantages :**

- **Processus de fabrication simplifié** : Les processus de formation de l'émetteur frontal et du BSF s'appuient sur des techniques bien établies utilisées dans les cellules solaires conventionnelles de type p Al-BSF et PERC [97], ce qui facilite leur adoption dans les lignes de production existantes.
- **Rendement élevé et faible coût** : Les procédés de fabrication éprouvés garantissent un rendement élevé et des coûts de production relativement faibles, ce qui rend cette structure intéressante pour la fabrication à grande échelle [98].
- **Bonne qualité de passivation** : L'utilisation de couches d'Al2O3 et de SiNx pour la passivation des faces avant et arrière assure une bonne qualité de passivation de la surface, ce qui permet d'obtenir des valeurs de Voc élevées [89].

- **Compatibilité avec les tranches plus fines** : Cette structure est compatible avec des plaquettes plus fines, ce qui permet de réduire les coûts des matériaux et d'améliorer la flexibilité mécanique [85].

2. **Défis :**
   - **Pertes par recombinaison induites par la métallisation** : La formation d'un contact entre l'électrode frontale Ag-Al et l'émetteur au bore peut entraîner des pertes par recombinaison, ce qui a un impact sur l'efficacité globale de la cellule [99].
   - **Résistance en série** : La résistance de feuille de l'émetteur frontal et la résistance de contact entre la métallisation et l'émetteur peuvent contribuer aux pertes de résistance série, ce qui affecte le facteur de remplissage (FF) [100].
   - **Limites de bifacialité** : La surface totale de l'Al-BSF sur la face arrière limite le facteur de bifacialité par rapport à d'autres architectures telles que les cellules n-PERT ou IBC [101].
3. **Progrès récents :**
   - **Sérigraphie en ligne fine** : L'utilisation de sérigraphies fines avec des pâtes d'argent améliorées peut réduire les pertes par ombrage et augmenter le rapport d'aspect des doigts avant, améliorant ainsi l'efficacité de la cellule [102].
   - **Placage de cuivre** : Le remplacement de l'argent par du cuivre grâce à des techniques de placage peut réduire les coûts des matériaux et améliorer la stabilité à long terme de la métallisation[103] .

2.7.3 Cellules émettrices implantées par ions

L'implantation ionique offre une méthode précise et contrôlée pour introduire des dopants dans la plaquette de silicium, ce qui constitue une alternative convaincante aux techniques de diffusion conventionnelles pour la formation d'émetteurs dans les cellules solaires de type n . Cette technique permet de créer des émetteurs hautement reproductibles avec des profils de dopage bien définis. Cette méthode, illustrée dans la Figure 2.6, offre un contrôle précis du profil et de la profondeur de dopage

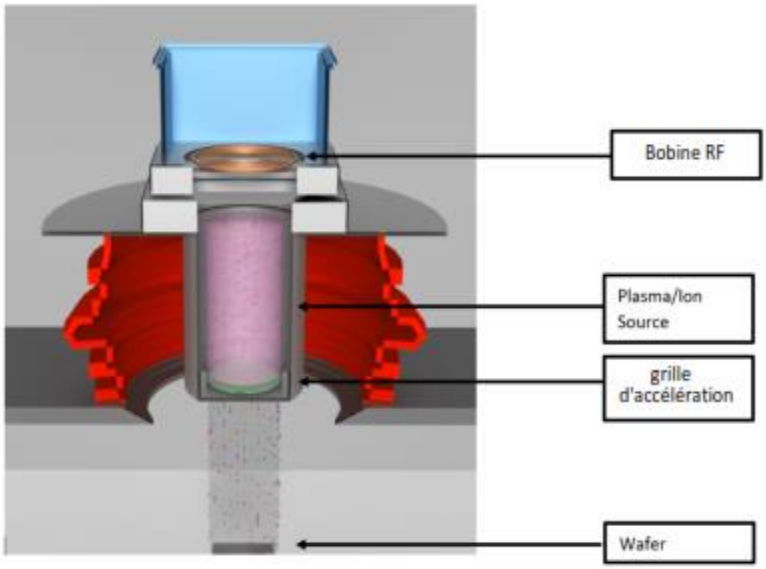


***Figure 2-6**:Schéma d'implantation ionique* [104].

1. **Avantages :**
   - **Contrôle précis du dopage** : L'implantation ionique permet un contrôle précis de la dose de dopant et du profil de profondeur, ce qui permet d'adapter les propriétés de l'émetteur à des exigences spécifiques .
   - **Émetteurs peu profonds et fortement dopés** : Cette technique facilite la création d'émetteurs peu profonds et fortement dopés, ce qui permet de minimiser les pertes par recombinaison de l'émetteur et d'améliorer la formation du contact [105].
   - **Budget thermique réduit** : L'implantation ionique est un processus à basse température, qui minimise le budget thermique global et améliore potentiellement la qualité des plaquettes .
2. **Défis :**
   - **Coût et complexité** : l'équipement d'implantation ionique est relativement coûteux par rapport aux fours de diffusion conventionnels, et le processus peut être plus complexe [106].
   - **Exigences de recuit** : Après l'implantation ionique, une étape de recuit à haute température est nécessaire pour activer les dopants implantés et réparer les dommages cristallins induits pendant le processus d'implantation. Cette étape peut entraîner des coûts et des difficultés supplémentaires.
   - **Passivation de surface** : Il peut être difficile d'obtenir une passivation de surface de haute qualité sur les émetteurs implantés par ions en raison des dommages induits lors de l'implantation. Les techniques de passivation avancées, telles que l'utilisation de couches d'Al2O3, sont essentielles pour atténuer ces effets [107].
3. **Progrès récents :**

- **Implantation ionique par immersion dans un plasma (PIII) :** L'implantation ionique par immersion dans un plasma (PIII) offre une alternative à l'implantation ionique conventionnelle par ligne de faisceau, avec des profils de dopage peu profonds et une réduction des coûts d'équipement et de l'encombrement[108] .

- **Co-recuit** : Le recuit simultané des régions implantées en bore et en phosphore peut simplifier le processus de fabrication et réduire le budget thermique [19].
- **Démonstrations de haute efficacité** : Des études récentes ont démontré le potentiel des émetteurs implantés par ionisation pour la réalisation de cellules solaires de type n à haut rendement, avec des résultats prometteurs en termes de VOC, FF et de rendement global[109] .

2.8 Technologies commerciales de cellules solaires au silicium de type n :

2.8.1 Cellules solaires à substrat de type n HIT :

Les cellules solaires à hétérojonction avec couche mince intrinsèque (HIT), développées par Sanyo (aujourd'hui Panasonic), sont une technologie de silicium de type n qui connaît un succès commercial [42], [110]. Elles utilisent une fine couche de silicium amorphe (a-Si) sur les surfaces avant et arrière de la plaquette de silicium cristallin (c-Si), créant ainsi une structure d'hétérojonction. Les couches de a-Si agissent comme des contacts passivants et sélectifs des porteurs très efficaces, ce qui permet d'améliorer considérablement le rendement et la tension en circuit ouvert (Voc) [111], [112]. La figure 2.7 illustre la structure de base d'une cellule HIT :

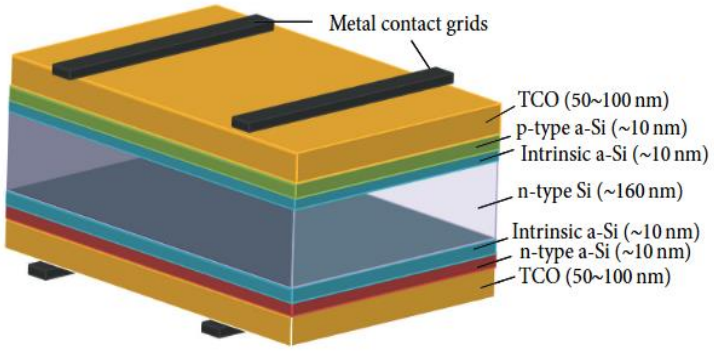


***Figure 2-7**: Coupe schématique d'une cellule solaire HIT de type n* [113].

Les principales caractéristiques des cellules solaires HIT sont les suivantes :

- **Excellente passivation** : Les couches de silicium amorphe assurent une passivation efficace de la surface du c-Si, ce qui réduit considérablement les pertes par recombinaison de surface. Cela permet d'obtenir une tension en circuit ouvert (Voc) plus élevée et un meilleur rendement [114].
- **Sélectivité des porteurs :** Les couches d'a-Si sont dopées au bore (type p) sur la face avant et au phosphore (type n) sur la face arrière, ce qui crée une sélectivité des porteurs. La couche d'a-Si de type p laisse de préférence passer les trous tout en bloquant les électrons, tandis que la couche d'a-Si de type n laisse passer les électrons tout en bloquant les trous [112]. Cela améliore la collecte des porteurs de charge et réduit la recombinaison.
- **Traitement à basse température :** Les cellules HIT sont fabriquées à des températures relativement basses (généralement inférieures à 200 °C), ce qui est compatible avec les substrats flexibles et réduit la courbure des plaquettes [115].

- **Bifacialité élevée** : les cellules HIT présentent un facteur de bifacialité élevé, ce qui leur permet de capter la lumière des deux côtés de la plaquette [46]. Cela se traduit par une augmentation de la production d'énergie dans des conditions réelles.
- **Amélioration des performances d'absorption de la lumière :** Les cellules HIT présentent une amélioration notable des performances lors de l'absorption de la lumière. Ce phénomène est attribué à la réduction des défauts d'interface entre les couches a-Si et c-Si sous une illumination prolongée [116].

Malgré ses nombreux avantages, la technologie HIT est confrontée à certains défis :

- **Consommation d'indium** : Les cellules HIT nécessitent généralement de l'oxyde d'indium et d'étain (ITO) comme couche d'oxyde conducteur transparent (TCO) sur les deux faces, ce qui entraîne une consommation importante d'indium, une matière première essentielle [5].
- **Coût** : Bien que le traitement des cellules HIT soit plus simple que celui de certaines autres structures de type n, le coût global reste plus élevé que celui des cellules PERC conventionnelles de type p, ce qui entrave leur adoption à plus grande échelle.
- **Stabilité** : La stabilité à long terme dans des conditions environnementales difficiles reste un problème pour les cellules HIT, en particulier pour les couches de silicium amorphe.

2.8.2 Cellules solaires à substrat de silicium de type n IBC :

Les cellules solaires à contact arrière interdigité représentent une autre technologie commerciale importante de type n [117]. Elles présentent tous les contacts électriques sur la surface arrière de la plaquette, avec des contacts n+ et p+ interdigités, comme l'illustre la figure 2.8. La surface avant reste exempte de métallisation, ce qui permet d'optimiser l'absorption de la lumière et de réduire les pertes optiques.

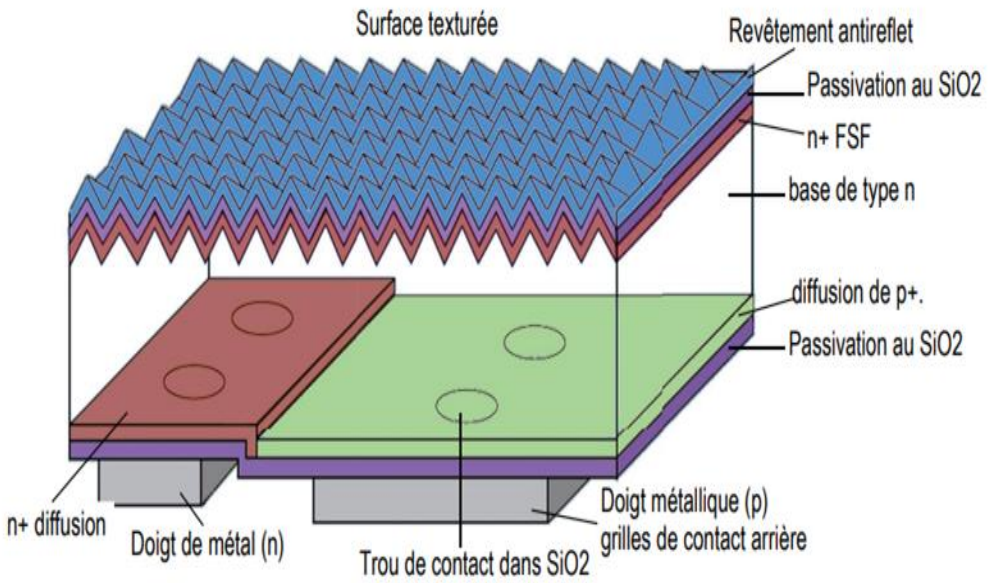


***Figure 2-8**:Représentation schématique d'une cellule solaire de type n IBC* [118].

Les principales caractéristiques des cellules IBC sont les suivantes :

1) **Potentiel de rendement élevé :** Les cellules IBC ont le potentiel d'atteindre les rendements les plus élevés parmi les cellules solaires au silicium à jonction unique, en raison de la minimisation de la recombinaison à la surface avant et de l'augmentation de l'absorption de la lumière [119], [120].
2) **Faible résistance de contact** : La structure de contact interdigitée minimise la résistance de contact, ce qui améliore le facteur de remplissage (FF) et la puissance de sortie.
3) **Stabilité thermique améliorée** : Les cellules IBC sont plus résistantes aux contraintes thermiques que les autres configurations, en raison de l'absence de métallisation sur la face avant et d'une structure de contact plus équilibrée. Cependant, les cellules IBC sont également confrontées à des défis :
4) **Complexité de la mise en forme** : La création du motif de contact interdigité sur la surface arrière nécessite des technologies de modelage précises et complexes, ce qui augmente les coûts de fabrication.
5) **Consommation d'argent plus élevée :** Alors que la face avant est exempte de métallisation, les cellules IBC nécessitent généralement plus d'argent pour la structure de contact complexe de la face arrière.

2.8.3 Cellule solaire à substrat de type n PANDA :

Le concept de cellule PANDA (Polysilicon for Advanced and Novel Device Applications), développé par Fraunhofer ISE, utilise une couche de polysilicium de type p de haute qualité déposée sur la face arrière de la plaquette de type n [121]. Ce contact passivant réduit les pertes par recombinaison sur la surface arrière, ce qui permet d'obtenir un meilleur rendement. La figure 2.9 illustre la structure PANDA :

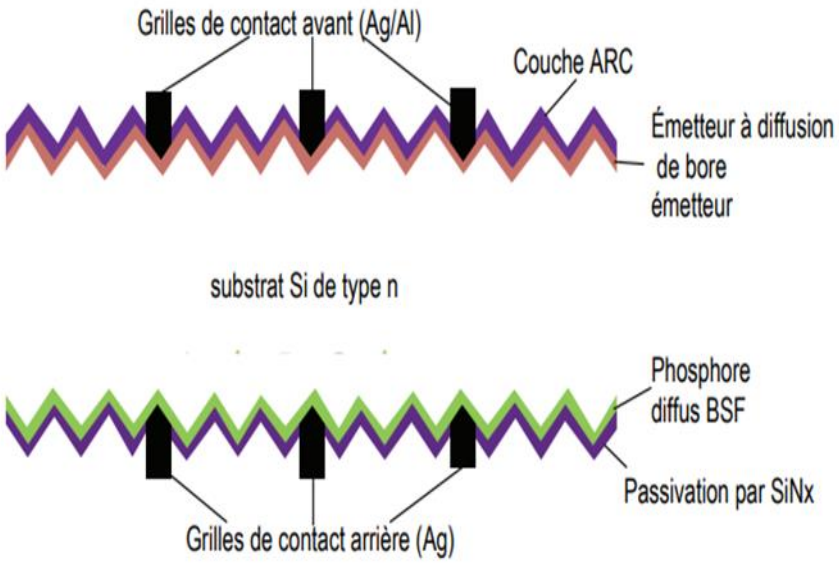


***Figure 2-9**:Représentation schématique d'une cellule solaire PANDA de type n* [122].

Les principales caractéristiques des cellules PANDA sont les suivantes :

1) **Potentiel de rendement élevé** : Les cellules PANDA ont montré un excellent rendement, avec des rendements certifiés de plus de 22% [123]. Ce rendement élevé est attribué à la

passivation efficace de la surface arrière et à la couche de polysilicium de haute qualité [124].

2) **Fabrication à faible coût** : Le concept PANDA repose sur l'utilisation de technologies de dépôt de polysilicium bien établies, ce qui permet de réduire les coûts de fabrication.
3) **Bifacialité améliorée** : L'utilisation d'une couche de polysilicium sur la surface arrière permet d'améliorer la bifacialité, ce qui permet de capter la lumière des deux côtés de la plaquette.
4) **Consommation d'argent réduite** : La structure PANDA peut être optimisée pour réduire la consommation d'argent, car les contacts arrière peuvent être mis en œuvre avec une teneur en argent inférieure à celle d'autres structures de type n.

Les cellules PANDA sont également confrontées à des défis :

1) **Contrôle du processus :** Le contrôle précis du processus de dépôt et de dopage du polysilicium est essentiel pour obtenir des performances élevées.
2) **Le coût :** Bien que potentiellement inférieur à celui des autres technologies de type n, le coût des cellules PANDA doit encore être optimisé en vue d'une adoption généralisée.

2.9 Formation d'un émetteur au bore

La formation d'un émetteur p+ sur un substrat de silicium de type n est une étape critique dans la fabrication de cellules solaires n+np+ à haut rendement. Cette région p+ dopée au bore crée la jonction p-n, fondamentale pour le fonctionnement de la cellule solaire. Différentes techniques peuvent être employées pour la formation de l'émetteur, chacune ayant ses propres avantages et difficultés.

2.9.1 Techniques de formation d'émetteurs au bore.

Avant d'examiner les diverses méthodes de diffusion, il est essentiel de saisir les approches généralement employées pour l'incorporation du bore dans le wafer de silicium. La figure 2.10 présente les trois configurations principales de fours à tube ouvert couramment employées pour la diffusion de dopants.

(a) **Une source solide dopante** : typiquement composée de platine et de bore, est insérée dans un bateau en quartz. Le gaz vecteur achemine le bore vaporisé jusqu'aux plaquettes de silicium. Cette approche est relativement simple, cependant, elle peut être limitée en ce qui concerne l'uniformité du dopage à l'échelle de vastes surfaces.
(b) **Source liquide** : Le bore est incorporé sous forme liquide, tel que le composé BBr3. Un gaz vecteur, typiquement de l'azote (N2), est utilisé pour transporter le BBr3 liquide à travers un bulleur chauffé afin de générer un flux de vapeur. Ensuite, ce flux est inséré dans le four à tube en quartz qui renferme les plaquettes de silicium. Cette méthode permet d'exercer un contrôle accru sur la concentration de bore. Cela facilite l'obtention de dopages plus uniformes.
(c) **Origine gazeuse** : Le bore est introduit de manière directe sous forme gazeuse, par exemple à travers l'utilisation du diborane (B2 H6). Un gaz dopant tel que le diborane (B2 H6) est combiné avec un gaz vecteur inerte, généralement de l'azote ainsi que de l'oxygène. Par la suite, le gaz est introduit dans le four à tube en quartz contenant les plaquettes de silicium. Cette méthode offre la possibilité d'effectuer un dopage précis tout en assurant un contrôle optimal de la profondeur de la jonction. Chaque configuration comporte des avantages et

des inconvénients en ce qui concerne le coût, la complexité du processus et la précision du dopage. Le choix de la configuration sera déterminé par les exigences particulières de fabrication des cellules solaires.

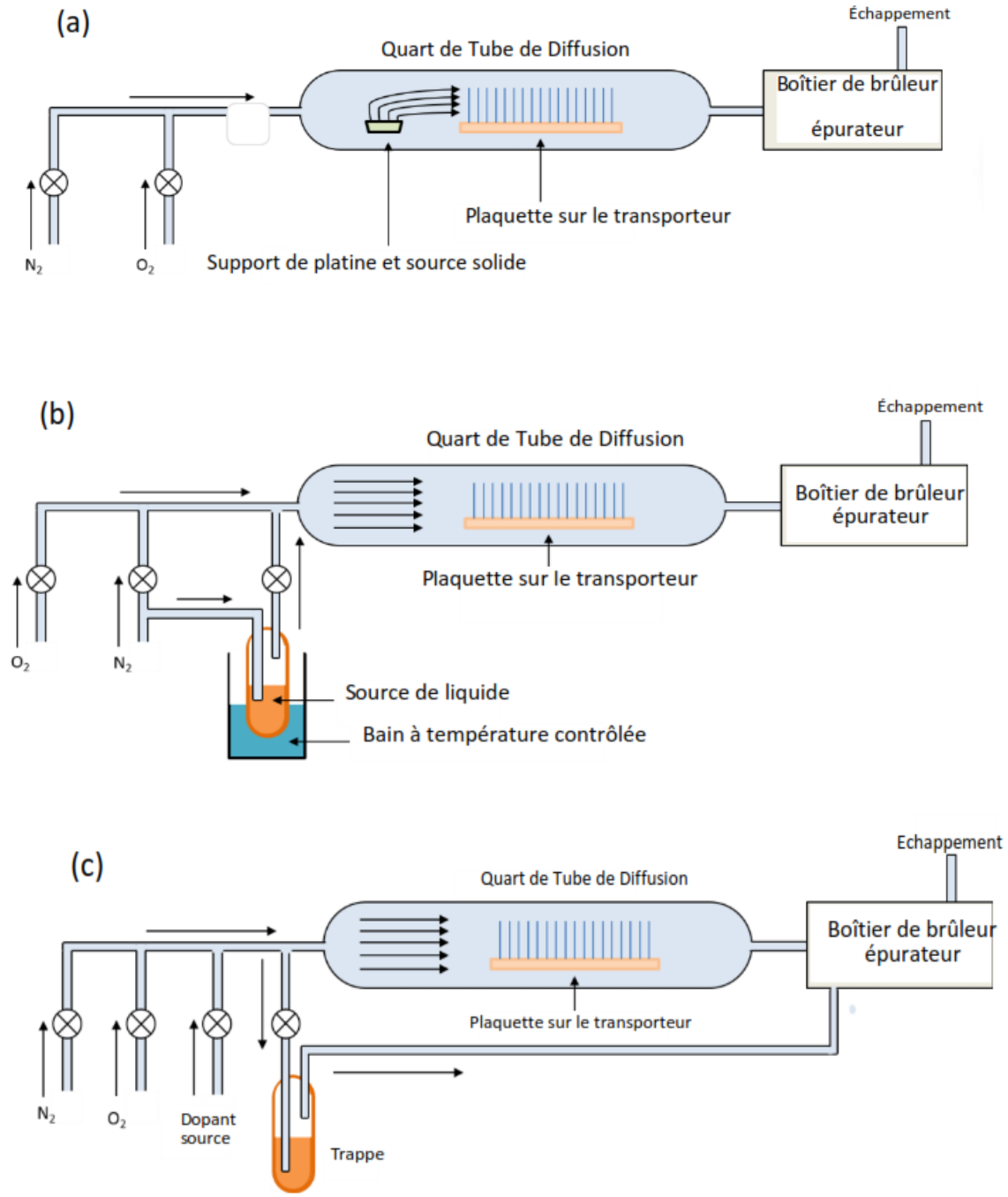


***Figure 2-10**:présente : (a) une source solide située dans un bateau en platine à l'extrémité arrière du tube de diffusion ; (b) un système de source liquide où un gaz porteur circule à travers un bulleur ; (c) un système de diffusion faisant appel à des sources d'impuretés gazeuses* [104].

La figure 2.10 présente : (a) une source solide située dans un bateau en platine à l'extrémité arrière du tube de diffusion ; (b) un système de source liquide où un gaz porteur circule à travers un bulleur ; (c) un système de diffusion faisant appel à des sources d'impuretés gazeuses.

2.9.1.1 Diffusion du tribromure de bore (BBr3)

La diffusion du bore à partir d'une source liquide de BBr3 reste une méthode largement adoptée pour la formation d'émetteurs de bore dans l'industrie photovoltaïque en raison de sa fiabilité et de sa maturité bien établies [125]. Ce processus est généralement réalisé dans un four à tubes de quartz chauffé illustrée par la Figure 2.9 (b), où les vapeurs de BBr3 sont introduites en présence d'oxygène.

2.9.1.2 Mécanisme de diffusion du BBr3 :

- **Réaction en phase gazeuse** : En entrant dans le four, le BBr3 réagit avec l'oxygène (O2), formant du trioxyde de bore (B2O3) et libérant du brome (Br2) comme sous-produit. Cette réaction est représentée par l'équation (1).

$$BBr_3(g) + 3O_2\,(g) \rightarrow 2B_2O_3(L) + 6Br_2(g) \qquad (1)$$

- **Dépôt et réaction avec le silicium** : Le B2O3 liquide se dépose ensuite sur la surface de la plaquette de silicium, où il réagit avec le silicium. Cette réaction produit du dioxyde de silicium (SiO2) et du bore élémentaire, comme le montre l'équation (2).

$$2B_2O_2(l) + 3Si(s) \rightarrow 4B(s) + 3SiO_2(s) \qquad (2)$$

- **Diffusion à l'état solide** : Enfin, à des températures élevées, le bore élémentaire se diffuse de la surface dans la masse de la plaquette de silicium, créant ainsi la région émettrice p+ souhaitée.

2.9.1.3 Contrôle du processus et impact sur la couche riche en bore (BRL) :

Le contrôle du processus de diffusion du BBr3 est essentiel pour obtenir des émetteurs de haute qualité et minimiser la formation d'une couche riche en bore (BRL) préjudiciable. Cette couche, riche en bore élémentaire, tend à se former à l'interface entre la couche de verre borosilicaté (BSG), formée lors de la réaction initiale du B2O3 avec le silicium, et la plaquette de silicium elle-même. La présence d'un BRL peut entraver de manière significative les performances des cellules solaires en raison de l'augmentation de la recombinaison à l'interface.

Plusieurs paramètres clés influencent à la fois la diffusion du bore et la formation du BRL :

- **Le débit de BBr3** : Un débit suffisant de BBr3 est crucial pour assurer la saturation de la surface du silicium en bore, ce qui favorise la formation d'un BRL uniforme. Un débit insuffisant peut entraîner un dopage non uniforme et nuire à l'efficacité du BRL en tant que source de diffusion au cours des étapes ultérieures à haute température. Voir la figure 2.11.

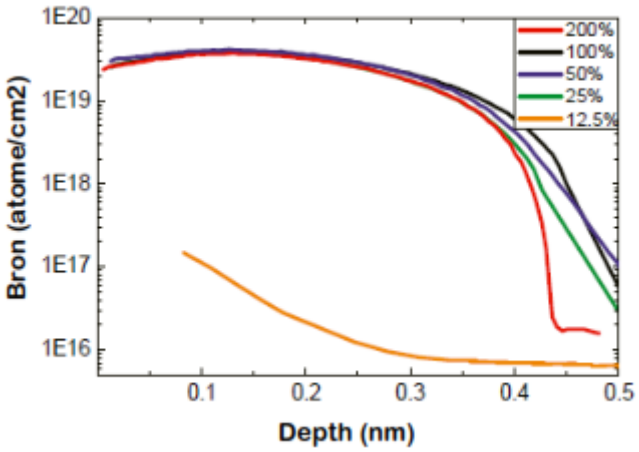


***Figure 2-11**:présente le profil de profondeur mesuré de la concentration en bore en fonction de différents débits de BBr3* [83].

- **Débit d'O_2** : Des débits d'O_2 plus élevés, tout en favorisant la formation de BSG plus épais, peuvent conduire à une oxydation indésirable du bore élémentaire destiné au dopage de l'émetteur, ce qui réduit effectivement l'apport de bore pour la diffusion.
- **Débit du gaz vecteur N_2** : Le gaz porteur N_2, qui transporte les vapeurs de BBr3 dans le four, joue un rôle crucial dans le contrôle du processus. Des débits de N2 plus élevés diluent l'atmosphère de dopage et augmentent la vitesse d'écoulement du gaz dans le tube. Cela peut avoir un impact sur l'homogénéité du dopage à travers la plaquette et sur l'épaisseur du BRLcomme montre sur la figure 2.12.

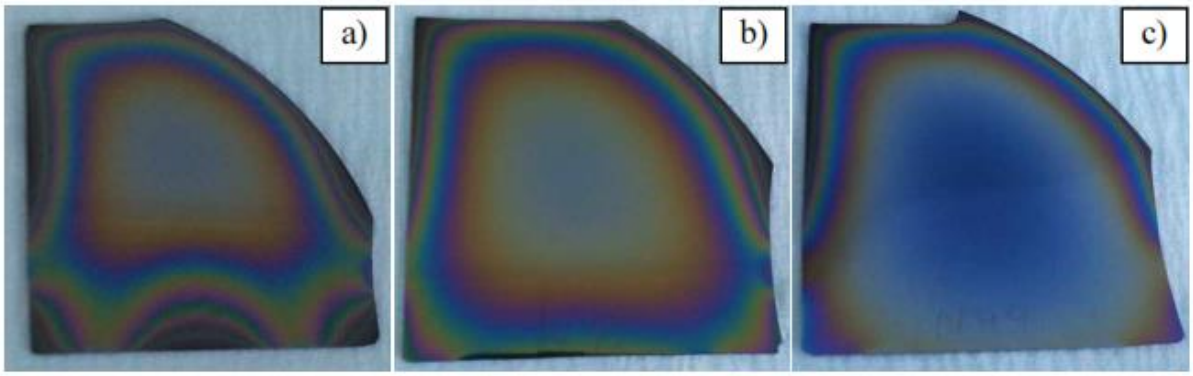


***Figure 2-12**:présente la coloration de l'oxyde résultant de chaque étape de dopage* [126].

Les débits de N_2 sont de 3.53, 5.92 et 8.82 respectivement.

- **Température du barboteur :** Le contrôle précis de la température du barboteur, qui contient le BBr3 liquide, est crucial car il a un impact direct sur la pression de vapeur du BBr3. Une température plus basse se traduit par une pression de vapeur plus faible, ce qui entraîne un apport de bore insuffisant pour un dopage efficace. Inversement, une température trop élevée peut entraîner une atmosphère sursaturée en BBr3 dans le four, ce qui se traduit par une formation non uniforme de BRL et empêche un contrôle précis du profil de dopage de l'émetteur.

- **Temps de pré-dépôt** : Si des temps de prédépôt plus longs peuvent être utilisés pour obtenir des profils d'émetteur plus profonds, ils peuvent également exacerber la non-uniformité du dopage et favoriser la formation excessive de BRL, comme le montre le figure 2.13.

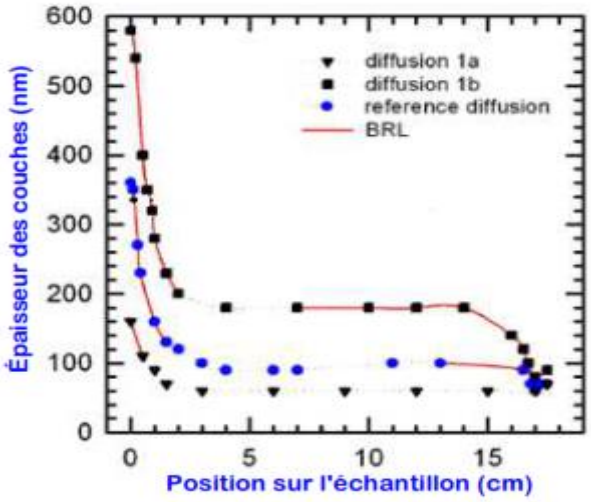


***Figure 2-13**:représente l'évolution de l'épaisseur totale de la couche BSG/BRL sur la surface de la plaquette de silicium en fonction de la position, pour des durées de diffusion de référence de 30 minutes, de 10 minutes pour la diffusion 1a et de 60 minutes pour la diffusion 1b* [127].

- **Espacement des plaquettes** : L'espacement entre les plaquettes à l'intérieur du bateau de diffusion influe considérablement sur l'homogénéité du dopage. Un espacement réduit favorise une diffusion plus uniforme en minimisant l'appauvrissement en gaz dopant au centre du four. À l'inverse, un espacement plus important peut créer des « zones mortes » où la concentration de dopant est insuffisante pour la formation d'émetteurs efficaces figure 2.14.

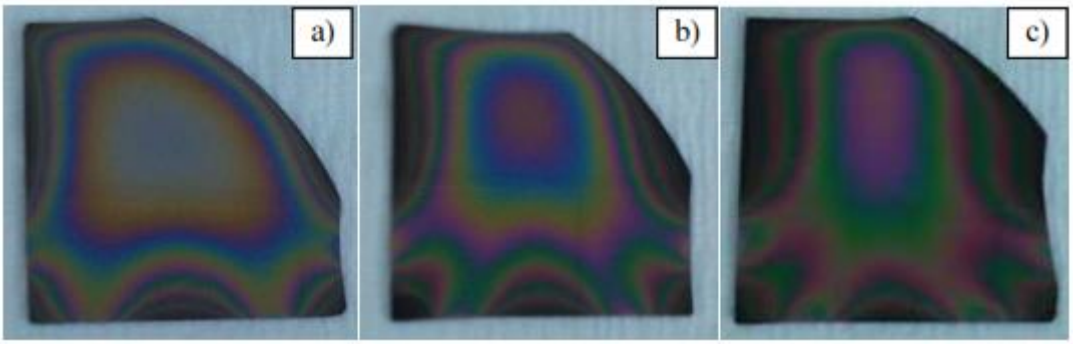


***Figure 2-14**:présente la coloration des oxydes après chaque processus de dopage. Les espacements des plaquettes sont respectivement de 4,0, 6,5 et 9,0 mm*[127].

1) Avantages de la diffusion de BBr3 :

Technique bien établie avec une reproductibilité et une contrôlabilité élevées. Permet d'obtenir des émetteurs de haute qualité électrique avec de faibles pertes par recombinaison [125], [128]. Peut produire des émetteurs profonds et fortement dopés avec une faible résistance de contact

[129]. Effet « autonettoyant » inhérent à la génération de Br2, qui élimine efficacement les impuretés métalliques de la plaquette de silicium. des impuretés métalliques de la plaquette de silicium, ce qui améliore la durée de vie de l'ensemble [130].

2) Inconvénients de la diffusion de BBr3 :

- **Toxicité et pyrophoricité du BBr3** : Le BBr3 est à la fois toxique et pyrophorique. procédures de manipulation et des mesures de sécurité spécialisées [131].
- **Gestion des sous-produits :** La formation du dibrome (Br2), un sous-produit toxique bien que bénéfique pour l'élimination des impuretés métalliques, requiert des systèmes d'épuration et de ventilation spécialisés afin d'assurer un environnement de travail sécurisé [132].

2.9.1.4 Diffusion du bore à l'aide d'une source d'acide borique en rotation

La diffusion à l'aide d'une source d'acide borique en rotation constitue une alternative prometteuse à la diffusion conventionnelle de BBr3 pour la formation d'émetteurs de bore [133]. Cette méthode offre des avantages en termes de simplicité, de rentabilité et de meilleur contrôle de la concentration de dopant à la surface de la plaquette, ce qui permet d'améliorer l'uniformité de l'émetteur formé [134]. La Figure 2.15 présente les étapes simplifiées de la technique de l'enduction par rotation, utilisée pour créer des films minces uniformes sur des substrats. Le processus débute par le dépôt d'une goutte de solution sur un substrat en rotation. La force centrifuge répand la solution, l'évaporation élimine le solvant, laissant derrière elle un film mince.

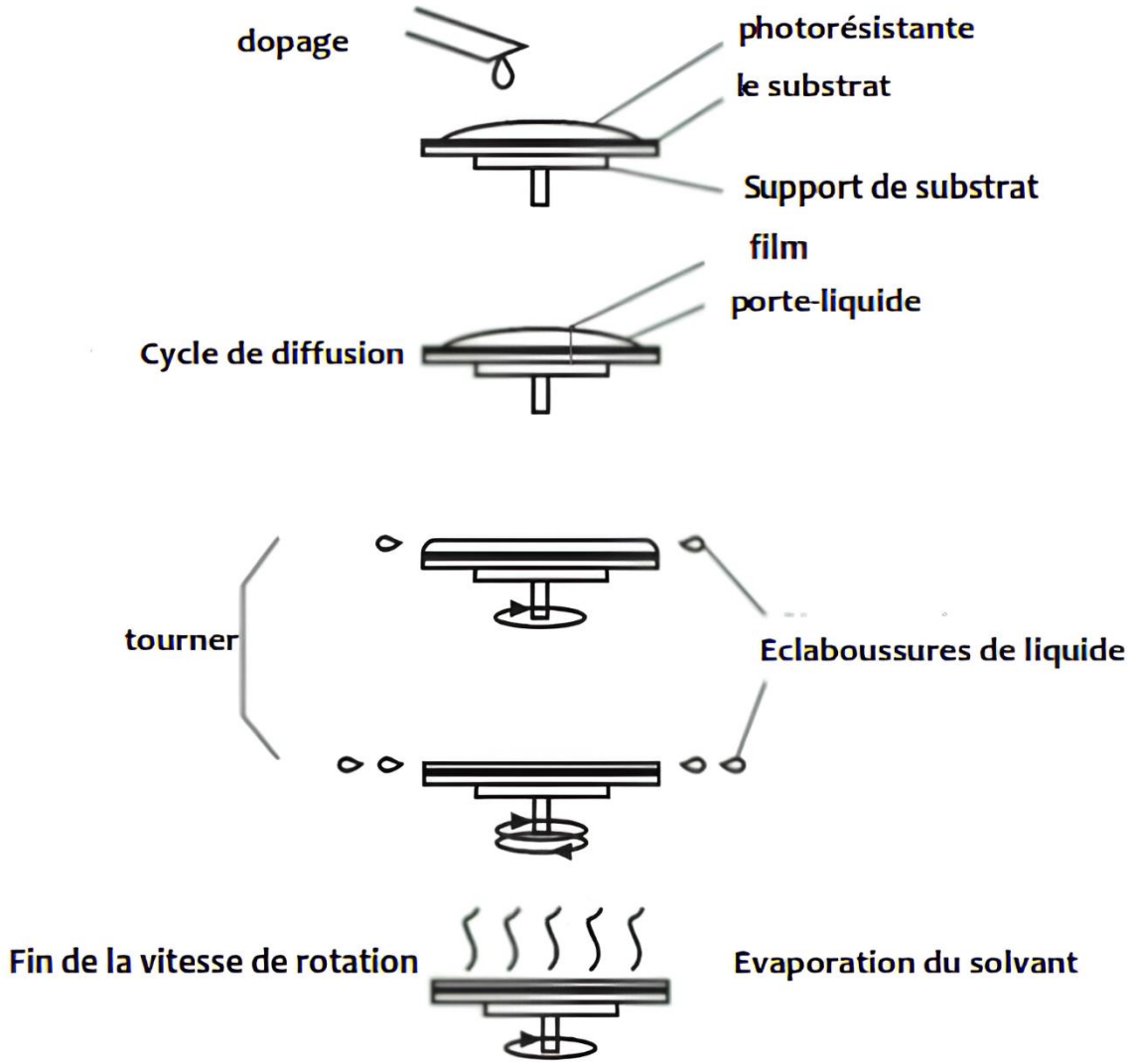


***Figure 2-15**:Processus simple de revêtement par centrifugation* [135].

2.9.1.5 Mécanisme de diffusion par spin-on :

1. **Préparation de la solution de spin-on** : Une solution d'acide borique (H3BO3) dans de l'eau désionisée (DI) est préparée. Le contrôle précis de la concentration de l'acide borique dans cette solution permet d'ajuster efficacement le profil de dopage final dans la plaquette de silicium.
2. **Dépôt par spin-coating** : La solution préparée est ensuite déposée sur la tranche de silicium à l'aide d'un processus de spin-coating. La vitesse et la durée de l'essorage sont soigneusement contrôlées afin d'obtenir l'épaisseur souhaitée de la couche d'acide borique sur la surface de la plaquette.
3. **Séchage et diffusion** : La plaquette revêtue est ensuite soumise à une étape à haute température dans un four, ce qui entraîne l'évaporation du solvant de l'eau DI et la déshydratation de l'acide borique en trioxyde de bore (B2O). Le B2O3 réagit ensuite avec le silicium, ce qui conduit à la formation de la région émettrice p+ dop. de la région émettrice p+ dopée au bore.

4. **Contrôle du processus et homogénéité de la diffusion :** L'obtention d'une diffusion reproductible et uniforme du bore à l'aide de sources à spin-on nécessite de contrôle minutieux de plusieurs paramètres du processus :
5. **Âge de la solution** : Au fur et à mesure que la solution d'acide borique vieillit, une dégradation peut se produire, modifiant ainsi la concentration de bore et, par conséquent, la résistance de la feuille et de la couche dopée.
6. **Conditions ambiantes** : Le processus de diffusion est très sensible à l'humidité et à la température ambiantes. Les fluctuations de ces paramètres au cours des étapes d'essorage et de séchage peuvent entraîner des variations de la résistance de la feuille et de l'uniformité du dopage sur l'ensemble de la plaquette.
7. **Méthode de chargement des plaquettes** : Les méthodes conventionnelles de chargement des plaquettes, avec une plaquette par fente dans de diffusion, peuvent entraîner des variations significatives du dopage en raison de la sensibilité de la solution d'essorage aux conditions ambiantes.
   Le chargement de deux plaquettes dos à dos dans une unique fente a été prouvé pour atténuer ce problème, permettant un dopage plus cohérent et reproductible, indépendamment des fluctuations ambiantes.

1. **Avantages de la diffusion par rotation :**

   - **Processus simplifié :** La diffusion en spin-on offre une approche plus simple et plus rationalisée que la diffusion conventionnelle en BBr3. par rapport à la diffusion conventionnelle de BBr3, ce qui réduit la complexité du processus et les coûts associés.
   - **Contrôle précis de la concentration en surface** : Cette technique permet un contrôle précis de la concentration de bore à la surface de la plaquette, ce qui permet d'obtenir une formation d'émetteurs plus uniforme et plus cohérente.
   - **Rapport coût-efficacité** : Les sources d'acide borique par centrifugation sont généralement moins coûteuses que les sources de BBr3 ce qui rend cette technique plus intéressante pour les applications industrielles à grande échelle.
   -

2. **Inconvénients de la diffusion par centrifugation :**

   - **Sensibilité à l'environnement :** Le processus de diffusion peut être sensible à l'âge de la solution et aux fluctuations des conditions ambiantes. Un contrôle minutieux de ces paramètres est crucial pour obtenir des résultats reproductibles.
   - **Formation de BRL** : Comme pour la diffusion du BBr3, une couche riche en bore (BRL) peut se former lors de la diffusion par spin-on. Des étapes de traitement supplémentaires, telles que la gravure chimique ou l'oxydation thermique, peuvent être nécessaires pour éliminer la couche riche en bore et minimiser les risques de contamination. pour éliminer la BRL et minimiser son impact négatif sur les performances de la cellule.

2.9.1.6 Implantation d'ions

L'implantation ionique est une technique de dopage qui permet un contrôle précis de la concentration du dopant et de la profondeur de la jonction. en utilisant un faisceau d'ions de bore accélérés pour introduire directement des atomes de bore dans le substrat de silicium comme illustrie dans la figure 2.16. Ce contrôle permet de créer des profils de dopage sur

mesure, y compris des émetteurs peu profonds et fortement dopés, ce qui est particulièrement bénéfique pour la conception de cellules solaires à haut rendement. [136].

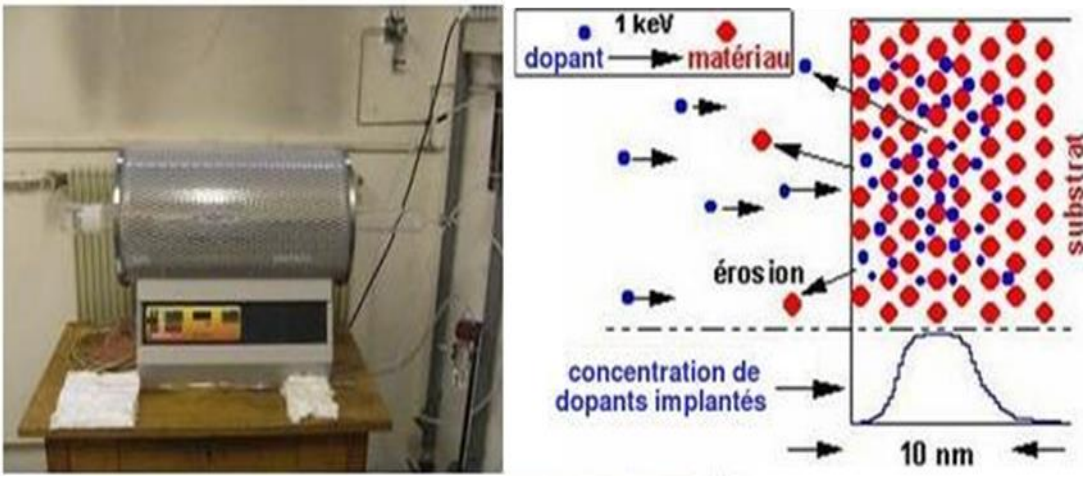


Figure 2-16: *dopage par Implantation ionique* [104].

2.9.1.7 Mécanisme d'implantation d'ions :

- **Génération d'ions** : Le processus commence par la génération d'ions bore à partir d'une source d'ions spécialisée.
- **Accélération** : Ces ions sont ensuite accélérés à des énergies élevées à l'aide d'un champ électrique puissant. Le contrôle précis de la tension d'accélération est crucial pour déterminer la profondeur d'implantation finale dans la plaquette de silicium.
- **Implantation :** Le faisceau d'ions à haute énergie est dirigé vers la plaquette de silicium. Les ions bore pénètrent dans le réseau de silicium et s'arrêtent à une profondeur définie par leur énergie. Ce processus d'implantation peut toutefois endommager la structure cristalline du silicium.
- **Recuit** : Pour réparer les dommages induits par l'implantation et activer électriquement les atomes de bore implantés, une étape de recuit thermique est réalisée. Ce traitement à haute température permet au réseau de silicium de se recristalliser et aux atomes de bore de passer de sites interstitiels à des sites substitutifs dans le réseau de silicium. où ils agissent en tant qu'accepteurs.

2.9.1.8 Contrôle du processus et impact sur la performance des cellules :

La profondeur de l'implantation ionique est contrôlée par l'énergie du faisceau d'ions, déterminée par la tension d'accélération. La dose d'ions bore implantés, qui détermine la concentration de dopage de l'émetteur, est contrôlée par la tension d'accélération. La distribution des atomes de bore dans le silicium après l'implantation peut être prédite à l'aide de logiciel de simulation tel que SRIM (Stopping and Range of Ions in Matter) [137], qui prend en compte l'énergie de l'ion, l'espèce d'ion, l'intensité de l'énergie de l'ion, les espèces d'ions et les propriétés du matériau cible.

Avantages de l'implantation d'ions

- **Contrôle précis** : Cette technique offre un contrôle inégalé sur la concentration du dopant et la profondeur de la jonction.. Ce niveau de contrôle est crucial pour former profils de

dopage complexes, tels que ceux utilisés dans les cellules solaires avancées qui nécessitent un réglage précis de la résistance de la feuille de l'émetteur et de la profondeur de la jonction.

- **Rendement élevé** : L'implantation ionique est compatible avec le traitement à haut débit des plaquettes, ce qui la rend adaptée à la production de cellules solaires à l'échelle industrielle.
- **Procédé propre** : Par rapport à la diffusion utilisant des sources gazeuses, l'implantation ionique est un processus plus propre, car elle n'implique pas d'intervention de la part de l'utilisateur. plus propre, car elle ne fait pas appel à des produits chimiques dangereux comme le BBr3.

Inconvénients de l'implantation ionique :

- **Coût élevé** : l'équipement d'implantation ionique est généralement plus coûteux que les fours de diffusion, ce qui rend cette technique moins rentable pour certaines applications.
- **Dommages au réseau** : Le processus de bombardement ionique peut endommager le réseau cristal de silicium, ce qui nécessite une étape de recuit à haute température pour réparer les dommages et activer les dopants. Cette étape de recuit peut augmenter la durée et le coût total du traitement.

2.9.2 Formation d'émetteurs de bore par impression à jet d'encre et sérigraphie

L'impression à jet d'encre et la sérigraphie sont apparues comme des techniques prometteuses pour la formation d'émetteurs de bore dans les cellules solaires au silicium de type n, car elles offrent des avantages en termes de traitement à haut débit et de rentabilité, cruciaux pour la fabrication à grande échelle [138].

2.9.2.1 Impression à jet d'encre d'émetteurs de bore :

L'impression par jet d'encre permet le dépôt précis d'une encre dopée au bore sur la surface de la plaquette de silicium [139]. Cette technique offre des avantages en termes de consommation de matériaux, de flexibilité du processus et de capacité à créer des motifs d'émetteurs complexes. La résolution des caractéristiques imprimées est déterminée par la taille des gouttelettes d'encre et la précision du système d'impression. Après le dépôt de l'encre, une étape de diffusion à haute température est réalisée pour conduire les atomes de bore dans le réseau de silicium, formant ainsi l'émetteur p+.(la figure 2.16) illustre les différentes méthodes d'impression à jet d'encre (IJP) utilisées pour le dépôt précis de matériaux. En (a), l'impression à jet d'encre continu (CIJ) utilise un flux continu d'encre, avec des gouttelettes chargées et déviées de manière sélective pour former le motif souhaité sur le substrat. Les méthodes de goutte à la demande (DOD), illustrées en (b) et (c), génèrent des gouttelettes individuelles uniquement lorsque cela est nécessaire. (b) illustre la méthode DOD piézoélectrique, où la déformation mécanique d'un matériau piézoélectrique éjecte l'encre. À l'inverse, (c) illustre la DOD thermique, qui utilise le chauffage rapide et la vaporisation de l'encre pour créer des impulsions de pression pour l'éjection des gouttelettes. Ces techniques de JPI offrent des avantages distincts en termes de précision, de contrôlabilité et de consommation de matériaux, ce qui les rend adaptées à diverses applications, y compris la fabrication d'émetteurs au bore.

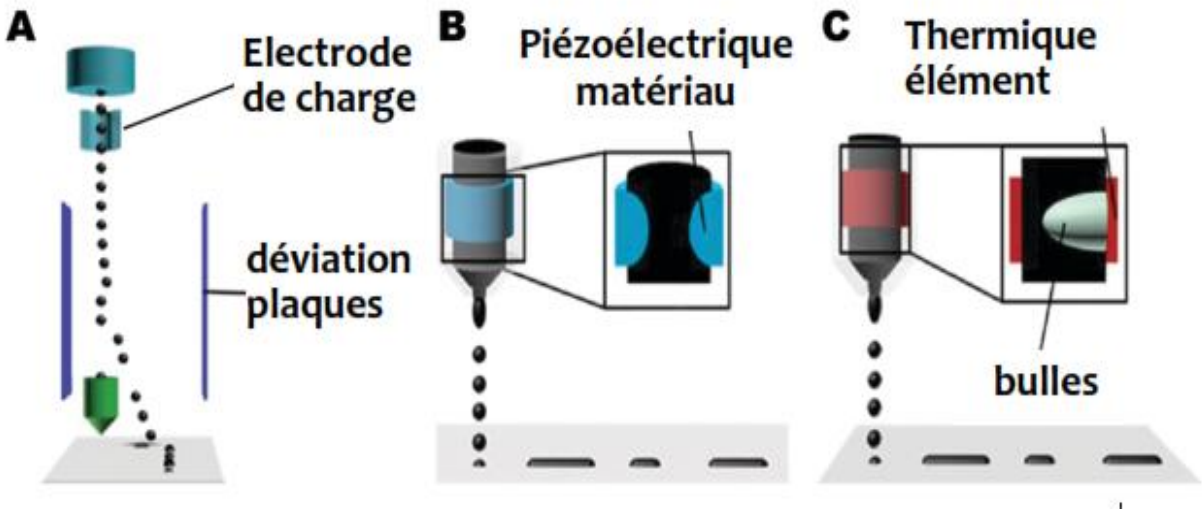


Figure 2-17:présente les méthodes d'impression jet d'encre (IJP) : (a) CIJ, et l'impression jet d'encre DOD avec (b) une tête piézoélectrique et (c) une tête thermique [140].

Avantages :

- **Dépôt précis et sans contact** : L'impression à jet d'encre offre une méthode de dépôt sans contact, ce qui minimise le risque de dommages la surface de la plaquette [141]. Ce dépôt précis permet un contrôle fin de la distribution du dopant et minimise les déchets de matériaux.
- **Modèles d'émetteurs complexes** : La précision du dépôt des gouttelettes permet la création de motifs d'émetteurs complexes, y compris des émetteurs sélectifs qui améliorent l'efficacité des cellules solaires en réduisant les pertes par recombinaison au niveau des contacts métalliques. [142].
- **Efficacité matérielle** : L'impression à jet d'encre est un processus très efficace en termes de matériaux, car seule la quantité d'encre dopante nécessaire est déposée sur le substrat. ce qui minimise les déchets et réduit les coûts [143].

Défis :

- **Homogénéité du dopage** : L'obtention d'un dopage uniforme sur toute la surface de la plaquette peut être l'impression à jet d'encre, car les variations de la taille des gouttelettes et de la concentration de l'encre peuvent entraîner la formation d'émetteurs non uniformes. [144].
- **Encres spécialisées** : L'impression à jet d'encre nécessite des encres spécialement formulées avec une viscosité appropriée, tension superficielle et des caractéristiques de séchage appropriées pour garantir une formation de gouttelettes et une distribution précise du dopant [145].
- **Contrôle de la contamination** : Le risque de contamination par les particules d'encre doit être géré avec soin afin d'éviter d'introduire des défauts dans la plaquette de silicium au cours du processus d'impression [146].

2.9.3 Sérigraphie d'émetteurs au bore :

La sérigraphie est une technique de dépôt bien établie et largement utilisée dans l'industrie photovoltaïque en raison de sa simplicité, de sa rentabilité et de sa compatibilité avec une production à haut rendement [147]. Cette technique consiste à faire passer une pâte dopée au bore à travers un tamis sur la plaquette de silicium, Les ouvertures du tamis définissent la géométrie de l'émetteur déposé. à Une étape de diffusion à haute température est ensuite réalisée pour faire pénétrer les atomes de bore dans le silicium, formant ainsi l'émetteur p+. La Figure 2.17 illustre le procédé de sérigraphie pour l'application de contacts électriques sur la face avant d'une cellule solaire en silicium de type n. Cette méthode consiste à extruder une pâte conductrice, typiquement à base de particules d'argent, à travers un tamis sur le substrat de silicium. Le motif de l'écran définit la configuration de la grille de contact, maximisant la collecte du courant et minimisant l'ombrage de la zone active. Les étapes de cuisson subséquentes sont essentielles pour durcir la pâte, consolider la structure de contact et établir un contact ohmique de faible résistance avec le silicium. Cette approche rentable et évolutive est couramment utilisée dans la fabrication à grande échelle des cellules solaires en silicium.

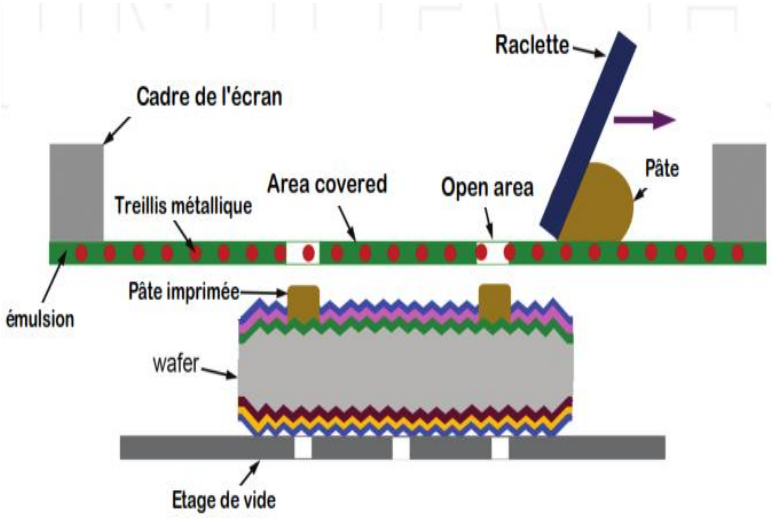


Figure 2-18:Schéma d'un processus de contact par sérigraphie pour les cellules solaires au silicium de type n à jonction frontale [148].

Avantages :

- **Technologie établie :** La sérigraphie est une technologie mature et largement comprise, avec des paramètres de processus bien établis et un équipement facilement disponible, ce qui la rend facile à mettre en œuvre dans des environnements industriels [149].
- **Rentabilité** : La sérigraphie est une technique de dépôt relativement peu coûteuse par rapport à d'autres méthodes comme l'implantation ionique.
- **Rendement élevé** : Cette technique est compatible avec le traitement à haut débit des plaquettes,

ce qui la rend adaptée à la production de masse de cellules solaires.

Défis :

- **Résolution limitée** : La résolution des caractéristiques sérigraphiées est limitée par la taille des mailles de l'écran, ce qui rend difficile la création de motifs à lignes fines et limite l'efficacité des cellules de conception avancée.
- **Limites des motifs complexes** : La création de motifs d'émetteurs complexes, tels que les émetteurs sélectifs, peut s'avérer difficile avec la sérigraphie en raison des limites de la de la résolution des lignes fines et de la nécessité de multiples étapes de masquage.
- **Consommation de matériaux :** La sérigraphie consomme généralement plus de dopant

par rapport à l'impression à jet d'encre, car toute la surface de la plaquette est recouverte de pâte, même dans les zones où l'émetteur n'est pas utilisé. dans les zones où l'émetteur n'est pas nécessaire.

2.9.4 Dépôt chimique en phase vapeur à pression atmosphérique (APCVD)

Le dépôt chimique en phase vapeur sous pression atmosphérique (APCVD) est une technique de dépôt en couche mince largement utilisée dans l'industrie des semi-conducteurs. Dans le contexte de la formation d'émetteurs au bore pour les cellules solaires au silicium de type n, l'APCVD permet le dépôt d'une couche de verre de silicate dopé au bore (BSG) sur la surface de la plaquette de silicium. La Figure 2. 18 présente un schéma mettant en évidence le processus dynamique d'APCVD en ligne utilisé dans cette étude, avec l'oxyde d'aluminium comme exemple. Cette opération est réalisée à pression atmosphérique, ce qui permet un traitement continu sans nécessiter de vide. Cette caractéristique est extrêmement avantageuse pour les applications de fabrication à haut volume et rentables, telles que la production de cellules solaires en silicium cristallin.

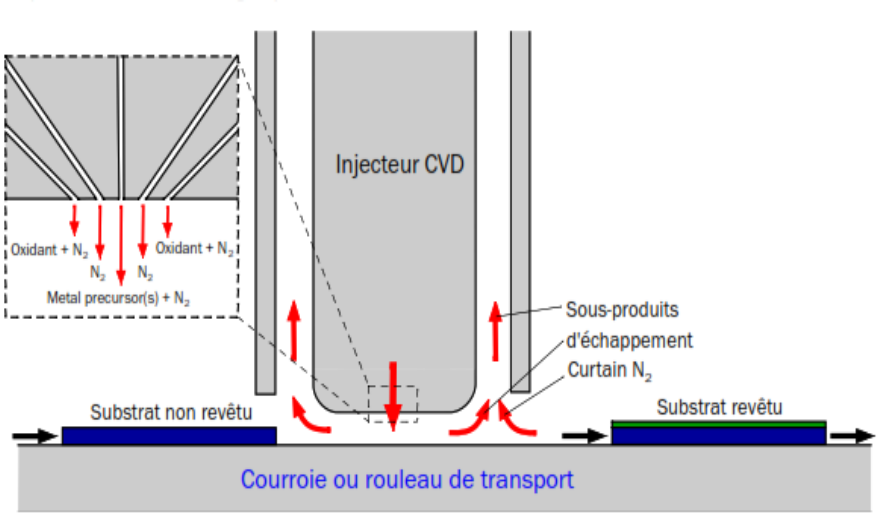


***Figure 2-19**:Schéma mettant en évidence la dynamique du processus APCVD en ligne utilisé dans cette étude, en prenant l'exemple de l'oxyde d'aluminium* [83].

2.9.4.1 Principe de l'APCVD :

L'APCVD repose sur la réaction chimique de précurseurs gazeux dans une chambre de réaction chauffée et maintenue à la pression atmosphérique. Pour la formation d'émetteurs de bore, un précurseur couramment utilisé est le diborane (B2H6) dilué dans de l'hydrogène (H2) [150]. À

haute température, le diborane réagit avec l'oxygène (O2) pour former du trioxyde de bore (B2O3), qui se dépose sur la surface de la plaquette de silicium. Cette réaction est représentée par l'équation suivante :

$$B_2H_6 + 3\ O2 \rightarrow B_2O_3 + 3\ H_2O$$

Le B2O3 déposé réagit ensuite avec le substrat de silicium (Si) pour former une couche de verre silicaté dopé au bore (BSG). (BSG), libérant des atomes de bore (B) qui se diffusent dans le réseau de silicium :

$$2\ B_2O_3 + 3\ Si \rightarrow 3\ SiO_2 + 4\ B$$

La concentration de bore dans la couche BSG, et donc le profil de dopage final de l'émetteur, peuvent être contrôlés en ajustant le ratio de diborane de bore dans la couche BSG et le profil de dopage final de l'émetteur. La concentration de bore dans la couche BSG, et donc le profil de dopage final de l'émetteur, peuvent être contrôlés en ajustant le rapport des flux de gaz de diborane et de silane dans le réacteur APCVD.

2.9.4.2 Avantages de l'APCVD pour la formation d'émetteurs de bore :

- **Dopage sélectif** : L'APCVD permet de déposer la couche BSG sélectivement sur la face arrière de la plaquette de silicium. Cette sélectivité évite la contamination de la surface avant et simplifie le processus de fabrication en exploitant des substrats de silicium de type n, éliminant ainsi les étapes de masquage et de gravure.
- **Co-Diffusion** : En utilisant une couche BSG multi-composants dopée à la fois avec du bore et du phosphore, il est possible de former simultanément l'émetteur de bore et le champ de surface arrière au phosphore (BSF) en une seule étape à haute température. Ce processus de co-diffusion simplifie considérablement la fabrication et permet de réduire les coûts.
- **Contrôle précis de la concentration en bore** : La mesure précise de la concentration en bore dans la couche BSG est essentielle pour garantir la qualité finale du matériau. La couche BSG, ainsi que le profil de dopage final de l'émetteur, peuvent être déterminés en ajustant précisément le ratio de diborane dans la couche BSG. En effectuant un réglage minutieux du rapport entre les flux de diborane et de silane dans le réacteur APCVD. Cette vérification Ce processus de contrôle permet d'ajuster de manière précise la profondeur de la jonction et la résistance de feuille de l'émetteur.

2.9.4.3 Défis de l'APCVD :

- **Uniformité du dépôt :** L'obtention d'une couche BSG uniforme sur toute la surface de la plaquette, en particulier pour les plaquettes de grand diamètre, peut constituer un défi important. Les variations du débit de gaz et la distribution de la température dans le réacteur APCVD peuvent entraîner des variations de l'épaisseur et de la concentration en bore, ce qui affecte l'émissivité. d'épaisseur et de concentration en bore, ce qui affecte l'uniformité de l'émetteur et les performances de la cellule.
- **Formation de BRL** : Une couche riche en bore (BRL) peut se former à l'interface BSG-silicium, semblable à la diffusion par tribromure de bore (BBr3), durant le processus de diffusion, et agir comme source de recombinaison, nuisant à l'efficacité de la cellule. Pour pallier cet inconvénient, il est crucial de mettre en œuvre des stratégies visant à minimiser

la formation de cette couche, telles que l'optimisation des paramètres de diffusion et des étapes de traitement complémentaires, afin d'obtenir des cellules solaires performantes.

2.10 Passivation de l'émetteur au bore

L'obtention de cellules solaires au silicium de type n à haut rendement repose essentiellement sur une passivation efficace de l'émetteur p^+ dopé au bore. Ce processus vise à minimiser les pertes par recombinaison à la surface de l'émetteur, ce qui a un impact direct sur la tension en circuit ouvert (Voc) et l'efficacité globale de la cellule. Plusieurs matériaux et techniques ont été étudiés pour la passivation de l'émetteur au bore, chacun ayant ses propres atouts et limites. Cette section examine les approches les plus courantes et les plus prometteuses, en se concentrant sur l'oxyde de silicium (SiO2), l'oxyde d'aluminium (Al2O3), le silicium amorphe (a-Si:H) et le nitrure de silicium (SiNx).

2.10.1 Oxyde de silicium (SiO2)

L'oxyde de silicium (SiO2), en particulier sous sa forme thermique, est depuis longtemps une pierre angulaire de la technologie du silicium en raison de sa compatibilité inhérente avec le silicium et de sa capacité à former des interfaces de haute qualité. Pour la passivation des émetteurs au bore, une fine couche (typiquement 1-2 nm) de SiO2 thermique est produite en oxydant la surface du silicium dans un four à haute température, en utilisant soit de l'oxygène (O2) soit de la vapeur d'eau (H2O) comme agent oxydant [151].

Le mécanisme de passivation du SiO2 repose sur sa capacité à réduire la densité des défauts d'interface (Dit) à l'interface SiO2/Si, atténuant ainsi les pertes par recombinaison. Ce phénomène est attribué à la formation de liaisons Si-O fortes qui éliminent efficacement les liaisons pendantes à la surface du silicium. Cependant, le SiO2 thermique n'a pas une forte composante de passivation à effet de champ en raison de sa densité de charge fixe (Qf) relativement faible. Cela limite son efficacité à repousser les porteurs minoritaires (les électrons dans ce cas) et à réduire davantage la recombinaison de surface. Malgré cette limitation, le SiO2 thermique reste un outil précieux pour la passivation des émetteurs au bore, en particulier lorsqu'il est utilisé en conjonction avec d'autres matériaux de passivation.

Des études récentes ont montré que l'incorporation d'une fine couche de SiO2 thermique avant le dépôt d'une couche de passivation de haute qualité telle que Al2O3 peut améliorer de manière significative la qualité globale de la passivation [152].

2.10.2 Oxyde d'aluminium (Al2O3)

L'oxyde d'aluminium (Al2O3) est apparu comme un matériau de passivation extrêmement prometteur pour les cellules solaires au silicium en raison de sa capacité à fournir simultanément une passivation chimique et une passivation par effet de champ. L'Al2O3 a une constante diélectrique élevée et peut incorporer une grande densité de charge fixe négative (Qf) à l'interface avec le silicium, ce qui le rend particulièrement adapté à la passivation des émetteurs de type p [153].

La technique de dépôt la plus courante pour Al2O3 à des fins de passivation est le dépôt par couche atomique (ALD), qui permet un contrôle précis de l'épaisseur et de l'uniformité de la couche mince avec une excellente conformabilité sur des surfaces complexes [154]. Cependant,

la faible vitesse de dépôt inhérente à l'ALD pose un problème pour la fabrication industrielle en grande quantité.

Pour y remédier, d'autres techniques de dépôt telles que le dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma et le dépôt chimique en phase vapeur à pression atmosphérique ont été activement étudiées[155], [156]. La Figure 2.19 montre des images en coupe TEM et HR-TEM d'un film d'Al2O3 déposé par APCVD, illustrant la qualité de l'interface Al2O3/Si obtenue avec cette technique.

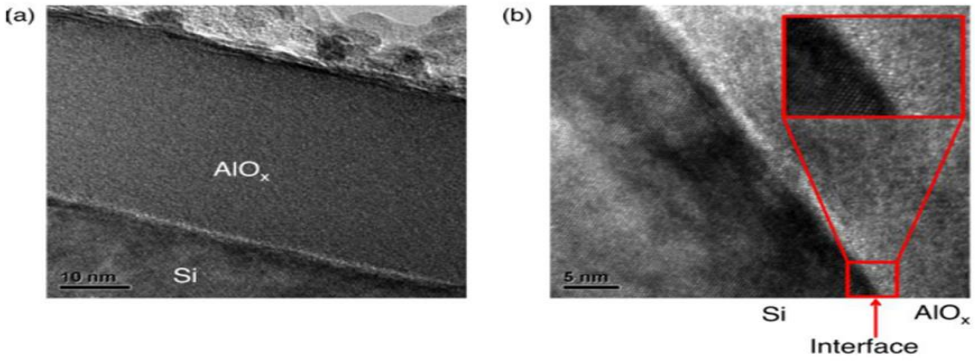


Figure 2-20*:i mages TEM et HR-TEM en coupe transversale montrant (a) la masse du film d'AlOx et (b) l'interface AlOx/Si* [154].

Bien que la PECVD et l'APCVD permettent d'atteindre des taux de dépôt nettement plus élevés que l'ALD, il est essentiel d'optimiser soigneusement le processus pour obtenir des performances de passivation comparables. La figure 2.20 met en évidence l'influence des paramètres de dépôt, en particulier le rapport O2/TMA du gaz précurseur, sur le Seff,max des films d'Al2O3 déposés par APCVD [157]. Ceci souligne l'importance d'un réglage fin du processus de dépôt pour optimiser la qualité de la passivation.

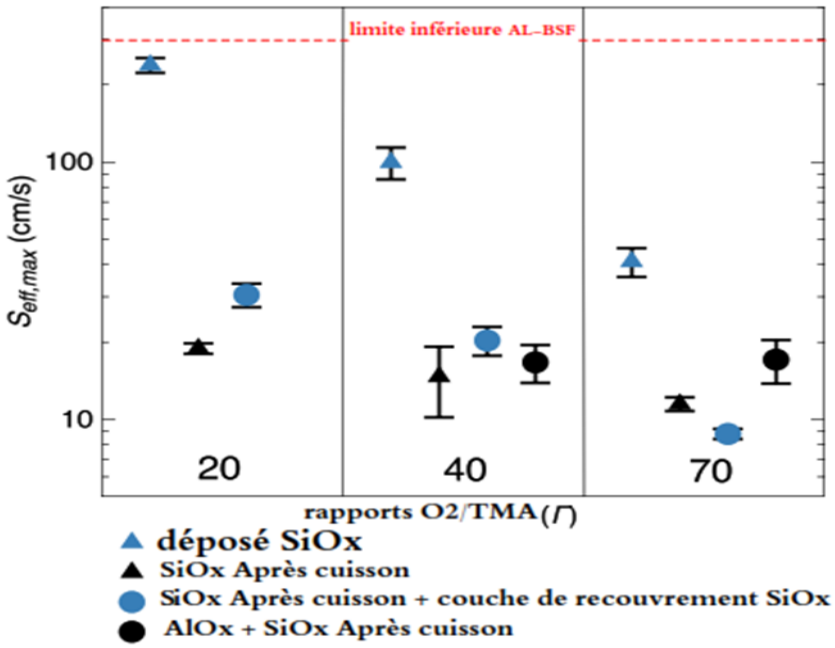


***Figure 2-21**:Seff,max de plaquettes AlOx Si Cz de type p passivées par APCVD (résistivité globale ≈10-20 Ω·cm, 500 µm d'épaisseur) avec/sans surcouche SiOx, mesuré dans les états tels que déposés et cuits pour trois rapports O2/TMA. τeff a été mesuré à Δn = 10^15, l*[158]

La recherche d'une technique de dépôt d'Al2O3 rentable et à haut rendement qui rivalise avec la qualité de passivation de l'ALD reste un domaine de recherche actif dans le domaine photovoltaïque.

2.10.3 Silicium amorphe (a-Si:H)

Le silicium amorphe hydrogéné (a-Si:H), déposé par PECVD, a également été étudié comme matériau de passivation pour les émetteurs au bore [159]. L'hydrogène (H) incorporé dans le film de a-Si:H joue un rôle essentiel dans la passivation des liaisons pendantes à l'interface a-Si:H/Si, ce qui contribue à réduire le Dit et à améliorer la passivation chimique. En outre, l'a-Si:H peut présenter une passivation par effet de champ, dont la force dépend des conditions de dépôt et de la densité de charge fixe (Qf) qui en résulte. Cependant, l'utilisation de l'a-Si:H pour la passivation de l'émetteur est souvent limitée par son absorption optique parasite. La nature désordonnée de l'a-Si:H entraîne des pertes d'absorption significatives, en particulier dans la région des courtes longueurs d'onde du spectre solaire, ce qui peut avoir un impact négatif sur la densité de courant de court-circuit (Jsc) de la cellule solaire. Pour atténuer cet inconvénient, l'a-Si:H est souvent utilisé en combinaison avec une couche d'oxyde conducteur transparent (TCO) [160]. La couche TCO, généralement un film mince d'oxyde d'indium et d'étain (ITO) ou d'oxyde d'étain dopé au fluor (FTO), remplit deux fonctions essentielles :

- **Amélioration optique** : La couche TCO améliore la transmission de la lumière dans la couche absorbante en silicium en réduisant les pertes par réflexion sur la surface avant.
- **Conductivité électrique** : La couche de TCO agit comme une voie conductrice pour collecter les porteurs de charge générés dans la couche absorbante de silicium. Cette combinaison synergique d'a-Si:H et de TCO s'est avérée particulièrement efficace dans les cellules solaires à hétérojonction silicium (SHJ), où les couches d'a-Si:H sont utilisées à la fois pour la passivation de l'émetteur et la formation de l'hétérojonction avec la couche

absorbante en silicium cristallin. La figure 2.21 présente un schéma d'une cellule SHJ typique, soulignant le rôle clé des couches a-Si:H dans cette architecture.

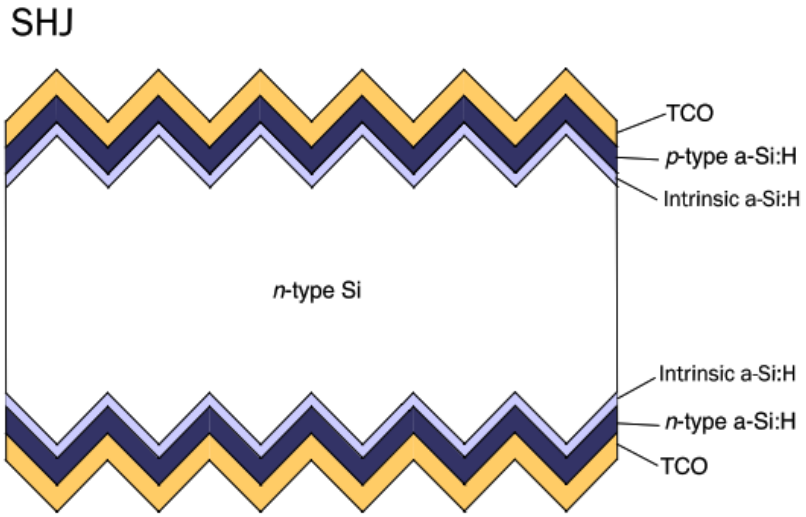


***Figure 2-22**:Schéma d'une cellule à hétérojonction au silicium (SHJ)* [83].

2.10.4 Nitrure de silicium (SiNx)

Le nitrure de silicium (SiNx), déposé par PECVD, est un matériau omniprésent dans la technologie des cellules solaires au silicium, largement utilisé à la fois comme revêtement antireflet sur la face avant et comme couche de passivation dans les cellules solaires Al-BSF conventionnelles [160]. Son utilisation généralisée découle d'une combinaison favorable de propriétés :

- **Indice de réfraction accordable** : En ajustant les paramètres de dépôt, l'indice de réfraction du SiNx peut être adapté pour minimiser les pertes par réflexion à la surface avant de la cellule solaire, améliorant ainsi la transmission de la lumière dans la couche absorbante en silicium.
- **Excellente passivation de surface** : Le SiNx peut passivé efficacement les surfaces de silicium, réduisant les vitesses de recombinaison de surface et améliorant le Voc.
- **Propriétés de barrière de diffusion** : Le SiNx agit comme une barrière contre la diffusion des impuretés, protégeant le silicium sous-jacent de la contamination. Cependant, le SiNx n'est généralement pas privilégié pour la passivation de l'émetteur au bore dans les cellules solaires au silicium de type n [161]. Cela est principalement dû à la charge fixe positive (Qf) associée aux films SiNx. La Qf positive induit une couche d'inversion à l'interface SiNx/Si, attirant les porteurs minoritaires (les électrons dans ce cas) vers la surface et augmentant la recombinaison de surface. Cet effet de shunt parasite peut dégrader de manière significative le **Voc** et l'efficacité globale de la cellule. C'est pourquoi des matériaux alternatifs tels que l'Al2O3, qui présente un Qf négatif, sont préférés pour la passivation des émetteurs au bore dans les cellules solaires au silicium de type n. (La figure 2.22) illustre divers empilements de films d'oxyde multicouches utilisés pour le revêtement antireflet et la passivation, y compris ceux qui utilisent Al2O3 comme couche de passivation pour les surfaces de type p. La (figure 2.22) souligne encore l'adéquation des couches de passivation à base d'oxyde, en mettant en évidence leur application dans les architectures de cellules Al-BSF, pPERC, nPERT et nPERL.

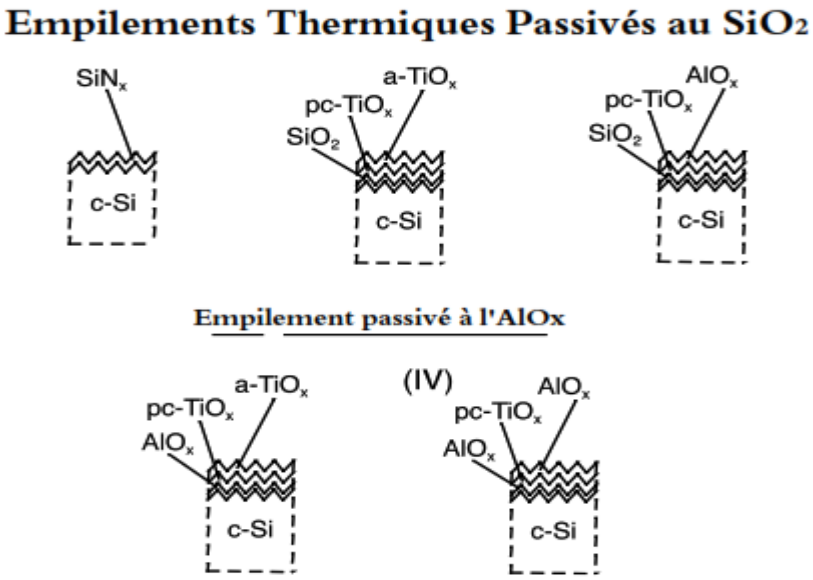


***Figure 2-23**:fournit des exemples supplémentaires de schémas de passivation arrière utilisant des couches d'oxyde dans les cellules pPERC, nPERT et nPERL* [83].

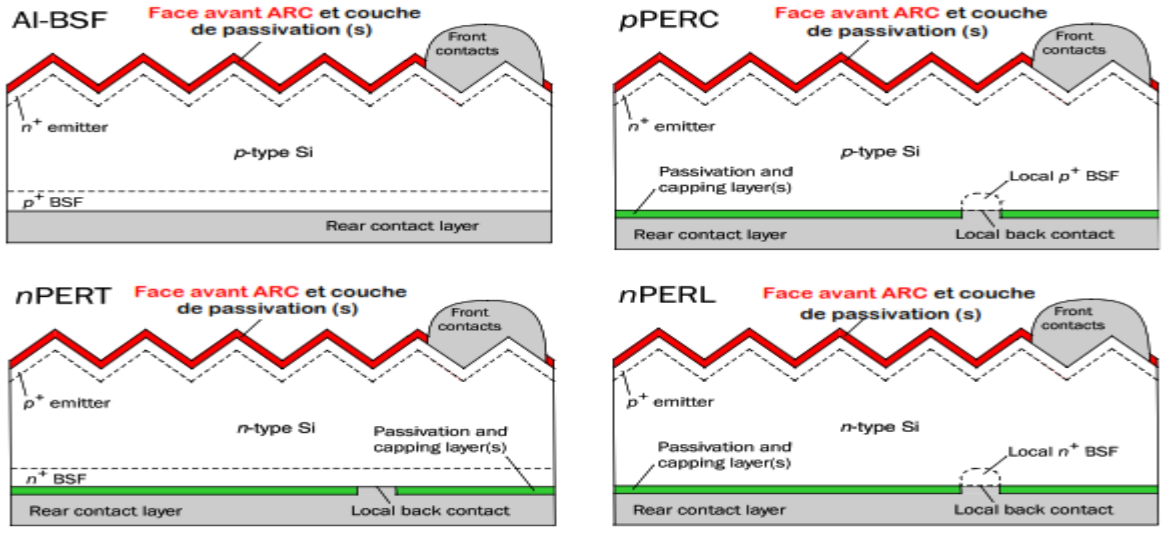


***Figure 2-24**:Diagrammes en coupe soulignant (en rouge) comment les DLARC à base d'oxyde peuvent être appliqués aux cellules Al-BSF, pPERC, nPERT et nPERL pour réduire la réflectance de la surface frontale* [83].

2.11 Contacts métalliques et résistance de contact :

Les contacts métalliques sont des composants essentiels des cellules solaires, car ils facilitent la collecte des porteurs de charge générés dans le semi-conducteur et leur transfert vers un circuit externe. Les propriétés électriques de ces contacts, en particulier leur résistance de contact, jouent un rôle crucial dans la détermination de l'efficacité globale de la cellule. Cette section explore différents types de contacts métalliques et les mécanismes de résistance de contact qui leur sont associés, en se concentrant sur leur pertinence pour les cellules solaires au silicium de type n.

2.11.1 Théorie de Schottky-Mott :

La théorie de Schottky-Mott fournit un cadre fondamental pour comprendre la formation d'un contact métal-semiconducteur [162], [163]. Elle prédit la formation d'une barrière de potentiel, connue sous le nom de barrière de Schottky, à l'interface entre un métal et un semi-conducteur. La hauteur de la barrière, ΦB, est déterminée par la différence de travail entre le métal (ΦM) et le semi-conducteur (ΦS). La Figure 2.24 illustre schématiquement le diagramme énergétique d'une jonction métal-semiconducteur, décrivant la formation de la barrière de Schottky selon la théorie de Schottky-Mott. Avant l'établissement du contact, le métal et le semi-conducteur sont caractérisés par des fonctions de travail distinctes (Φm pour le métal et Φs pour le semi-conducteur) et par des niveaux de Fermi différents. Le niveau de Fermi représente le niveau d'énergie auquel la probabilité de trouver un électron est de 50 % dans un système en équilibre thermique. Lorsqu'un contact se forme, les électrons migrent du matériau ayant la plus faible fonction de travail - typiquement le semi-conducteur - vers le matériau ayant la fonction de travail la plus élevée (le métal). Ce transfert se poursuit jusqu'à ce que les niveaux de Fermi des deux matériaux s'alignent, assurant un équilibre thermodynamique à l'interface. Ce déplacement de charges crée une zone de déplétion dans le semi-conducteur, révélant des atomes donneurs ionisés et générant une barrière de potentiel, appelée barrière de Schottky (Φb), qui s'oppose au flux de courant électronique. La théorie de Schottky-Mott, en négligeant l'influence des états de surface, simplifie cette interaction, prédisant une hauteur de barrière directement proportionnelle à la différence entre la fonction de travail du métal et l'affinité électronique du semi-conducteur.

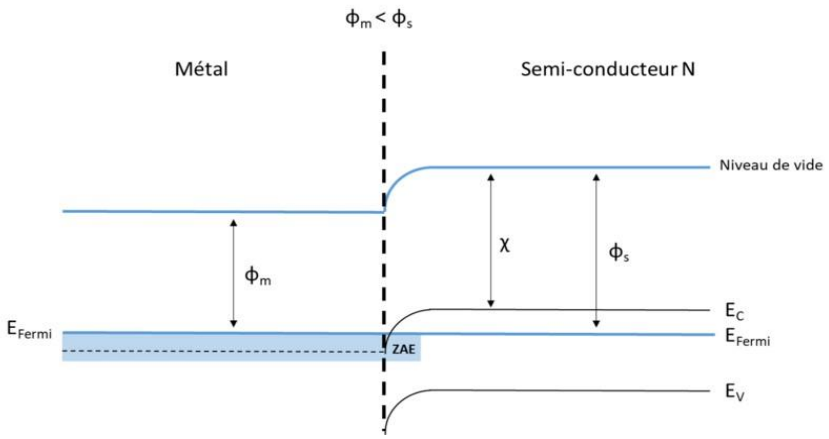


***Figure 2-25**:Schematic illustration of the band diagram of a metal-semiconductor junction according to the Schottky-Mott theory* [104].

La théorie de Schottky-Mott prédit que pour un semi-conducteur donné, la hauteur de la barrière devrait dépendre de la fonction de travail du métal utilisé. Cependant, des observations expérimentales ont montré que la hauteur de la barrière est souvent moins sensible à la fonction de travail du métal que ne le prévoit la théorie [164].

2.11.2 Contacts ohmiques

Un contact ohmique se caractérise par une relation linéaire courant-tension (I-V), ce qui signifie que la résistance du contact est indépendante de la tension appliquée. Les contacts ohmiques

sont essentiels pour une circulation efficace du courant dans les dispositifs électroniques. Dans les applications de cellules solaires, le scénario idéal serait de former des contacts ohmiques entre le métal et le semi-conducteur. Cela permettrait de minimiser les pertes d'énergie dues à la résistance du contact. Cependant, en réalité, la plupart des contacts métal-silicium présentent un comportement de redressement, formant des barrières de Schottky. qui empêchent le passage du courant [165].

2.11.3 Contacts à effet tunnel

Dans les semi-conducteurs fortement dopés, la largeur de déplétion de la barrière de Schottky devient très petite. Cela permet aux porteurs de charge de traverser la barrière, même à des énergies inférieures à la hauteur de la barrière [166]. Les contacts à effet tunnel sont souvent observés dans les régions fortement dopées, comme les émetteurs dans les cellules solaires. La résistance de contact spécifique (ρc) d'un contact à effet tunnel est nettement inférieure à celle d'un contact dominé par l'émission thermionique. Cela s'explique par la probabilité accrue que les porteurs de charge traversent la barrière plus mince.

2.11.4 Contacts recuits/alliés

Les processus de recuit ou d'alliage sont souvent utilisés pour améliorer les propriétés électriques des contacts métal-semiconducteur. Ces procédés consistent à chauffer le contact après son dépôt, ce qui entraîne une modification de la microstructure et de la composition chimique à l'interface.

Avantages :

- **Réduction de la résistance du contact** : Le recuit/alliage peut réduire la résistance de contact en favorisant la formation de contacts ohmiques ou à effet tunnel.
- **Amélioration de l'adhérence :** Le processus peut améliorer l'adhérence du contact métallique au substrat de silicium.
- **Augmentation du dopage** : Pour certains systèmes métalliques, tels que Al-Si, l'alliage peut augmenter la concentration de dopage à l'interface, contribuant ainsi à réduire la résistance de contact.

Inconvénients :

- **Dommages thermiques** : Les processus de recuit et d'alliage requièrent des températures élevées, qui peuvent endommager le substrat semi-conducteur, en particulier pour les tranches minces.
- **Diffusion de dopants** : Les dopants du contact peuvent se diffuser dans le substrat de silicium, ce qui peut modifier le profil de dopage et affecter les propriétés électriques du dispositif.
- **Complexité du processus** : Ces procédés ajoutent de la complexité à la séquence de fabrication des cellules solaires.

Chapitre 3

Technologies de métallisation avancées pour les cellules solaires de type n

3 Technologies de métallisation avancées pour les cellules solaires de type n

3.1 Défis pour les technologies de métallisation

La croissance rapide de l'industrie photovoltaïque (PV), qui vise une production à l'échelle du térawatt d'ici 2030 [167], [168], présente des défis importants pour les technologies de métallisation. Ces défis sont en grande partie liés à la nécessité de réduire la consommation de matériaux, principalement d'argent, tout en maintenant des rendements de conversion élevés et en atteignant des débits importants.

Argent : L'industrie photovoltaïque consomme actuellement des quantités importantes d'argent, représentant 10 % de la production mondiale en 2019 [169], et ce chiffre devrait atteindre 100 % d'ici la fin de la décennie si aucun changement n'est opéré [167]. Pour assurer la durabilité des matériaux et prévenir les fluctuations de prix, l'industrie vise à réduire la consommation d'argent par cellule de ~20 mg/W en 2019 à < 5 mg/W d'ici 2028 [169]. Cela nécessite le développement de techniques d'impression alternatives et l'exploration d'approches de métallisation à base de Cu.

Rendement : Les têtes de sérigraphie actuelles ont un débit d'environ 3 000 plaquettes par heure, ce qui est insuffisant pour les futures lignes de production visant à produire plus de 10 000 plaquettes par heure [167]. De nouvelles approches et de nouveaux équipements de métallisation à haut débit sont essentiels pour répondre à ces demandes.

Nouvelles conceptions de cellules : Au-delà de la technologie PERC établie, de nouvelles conceptions de cellules solaires au silicium à haut rendement apparaissent, telles que celles utilisant du silicium amorphe ou des hétérojonctions à base de polysilicium [170]. Ces conceptions nécessitent des pâtes modifiées, des oxydes conducteurs transparents (TCO) et des concepts de métallisation adaptés.

Interconnexion : L'industrie photovoltaïque évolue vers de nouvelles conceptions d'interconnexion de modules, telles que le multi-busbar ou le shingling, qui nécessitent des changements dans les contacts métalliques et les techniques de métallisation. Ces changements visent à améliorer les performances, à réduire les coûts et à améliorer l'esthétique.

En résumé, l'industrie photovoltaïque nécessite une innovation continue dans les technologies de métallisation pour relever ces défis et assurer sa viabilité future. Les sections suivantes approfondissent les technologies de métallisation spécifiques pour les cellules solaires en silicium de type n, en présentant l'état actuel de la technique, les efforts de recherche et développement et les solutions potentielles.

3.2 Technologies de métallisation pour les cellules solaires au silicium de type n

L'adoption croissante de plaquettes de silicium de type n pour les cellules solaires à haut rendement [171] présente de nouvelles opportunités et de nouveaux défis pour les technologies de métallisation. Ces plaquettes de type n, généralement dopées au phosphore, offrent des avantages en termes de durée de vie des porteurs et de résistance à la dégradation induite par la lumière (LID). Toutefois, les plaquettes de type n nécessitent des stratégies de métallisation distinctes en raison du comportement de contact différent des alliages métalliques avec le Si de type n.

3.2.1 Technologies de métallisation en couche épaisse et en couche mince

Les technologies de métallisation des cellules solaires en silicium de type n peuvent être classées en deux grandes catégories, la métallisation en couche épaisse et la métallisation en couche mince.

3.2.1.1 Métallisation en couche épaisse

Cette approche, souvent utilisée dans les cellules solaires conventionnelles, consiste à déposer d'épaisses couches de pâte métallique, généralement par sérigraphie. Les matériaux les plus courants sont l'argent (Ag) pour les contacts avant et l'aluminium (Al) pour les contacts arrière. Ces pâtes contiennent de la poudre métallique conductrice, de la fritte de verre et des liants organiques.

Avantages

- **Rendement élevé** : La sérigraphie permet un traitement rapide et efficace, avec des débits de plus de 5 000 plaquettes par heure.
- **Rentabilité :** L'équipement de sérigraphie est relativement peu coûteux, ce qui en fait un choix intéressant pour la production à grande échelle.
- **Technologie mature :** L'industrie a une grande expérience de la sérigraphie, qui offre un contrôle des processus robuste et bien compris.

Défis

- **Consommation élevée d'Ag** : La sérigraphie peut entraîner une consommation élevée d'Ag, en particulier pour les modèles nécessitant de l'Ag sur les deux faces de la cellule, ce qui contribue de manière significative au coût global.
- **Résolution limitée** : La sérigraphie est généralement moins précise que d'autres techniques, ce qui entraîne des doigts de contact plus larges et des pertes d'ombrage plus importantes.
- **Formation du contact** : Il est difficile d'obtenir une faible résistance de contact et de minimiser les dommages causés à la surface du silicium pendant l'étape de cuisson à haute température, en particulier lorsque l'on travaille avec des émetteurs minces et légèrement dopés.

3.2.1.2 Métallisation en couche mince

Cette approche consiste à déposer des films métalliques minces, généralement par dépôt physique en phase vapeur (PVD) ou par électrodéposition. Ces techniques permettent d'obtenir des caractéristiques plus fines et un contrôle plus précis de la formation des contacts, ce qui les rend bien adaptées aux cellules solaires à haut rendement de conception complexe.

Avantages :

- **Haute résolution** : Les techniques de dépôt en phase vapeur (PVD) et de dépôt électrolytique permettent de fabriquer des doigts de contact extrêmement étroits, ce qui minimise les ombres et les pertes par recombinaison.
- **Contacts faiblement ohmiques** : Ces techniques facilitent la création de contacts ohmiques à faible résistance avec les surfaces de Si p+ et n+, même pour les matériaux légèrement dopés.
- **Flexibilité des matériaux** : Une plus large gamme de matériaux peut être utilisée, y compris le Cu et ses alliages, ce qui offre des avantages en termes de coût par rapport à l'Ag.

Défis :

- **Processus complexe** : Les procédés de dépôt en phase vapeur (PVD) et de galvanoplastie nécessitent généralement des équipements plus complexes et un contrôle spécialisé des procédés, ce qui augmente le coût et la complexité de la production.
- **Limitation de la production** : Les procédés de dépôt en phase vapeur et de galvanoplastie ont souvent des débits inférieurs à ceux de la sérigraphie, ce qui limite potentiellement leur aptitude à la production à grande échelle. Le choix entre la métallisation en couche épaisse et la métallisation en couche mince pour les cellules solaires de type n dépend de facteurs tels que la conception spécifique de la cellule, les performances souhaitées, les considérations de coût, ainsi que la maturité et la disponibilité des technologies appropriées.

3.2.2 Sérigraphie

La sérigraphie reste une force dominante dans l'industrie photovoltaïque, car elle offre une solution rentable et à haut rendement pour l'application de contacts métalliques épais. Cependant, ses limites en termes de consommation d'argent, de résolution et de formation des contacts remettent en cause sa domination continue pour les conceptions de cellules solaires de type n avancées.

Progrès récents :

Des mailles de tamis plus fines et des émulsions améliorées ont permis de réduire la largeur des doigts d'argent de ~150 µm à ~30 µm, ce qui minimise les pertes d'ombrage et réduit la consommation de pâte d'argent.

Le développement de pâtes spécialisées contenant du Si et du bore a permis de créer des contacts en Al allié localement de haute qualité dans les cellules solaires PERC, où la pâte d'Al est cuite à travers des ouvertures définies au laser dans la couche de passivation arrière. Des grilles à doigts en Al sérigraphié ont été introduites pour les cellules solaires PERC+

bifaciales, permettant l'absorption de la lumière des deux côtés de la plaquette et améliorant de manière significative le rendement énergétique.

1. **Efforts de R&D en cours** : Les chercheurs étudient activement les moyens de réduire encore la consommation d'argent en développant de nouvelles techniques d'impression et en remplaçant l'argent par des métaux moins coûteux comme le cuivre. La mise au point de mailles d'écran plus fines et d'émulsions améliorées continuera d'améliorer la résolution de l'impression, ce qui permettra d'obtenir des doigts de contact plus étroits avec des rapports d'aspect plus élevés. Des formulations de pâtes améliorées sont en cours de développement afin de minimiser la recombinaison de contact, d'améliorer la résistance de contact et de réduire les coûts et minimiser les dommages à la surface du silicium pendant le processus de cuisson.
2. **Défis pour l'avenir**

   Malgré des progrès significatifs, la sérigraphie doit encore relever des défis pour répondre aux demandes sans cesse croissantes de conception de cellules solaires de type n à haut rendement. Réduire encore la consommation d'Ag tout en maintenant une conductivité élevée et une faible résistance dans les contacts sérigraphiés reste un objectif majeur. L'industrie cherche continuellement à augmenter le débit des lignes de sérigraphie pour répondre aux exigences de la production à grande échelle. L'intégration de la sérigraphie dans de nouvelles conceptions de cellules, telles que celles utilisant des hétérojonctions, nécessite le développement de pâtes spécifiques et l'optimisation des processus pour une gamme de matériaux et d'architectures. Malgré ses difficultés, la sérigraphie reste une technologie cruciale pour les cellules solaires au silicium de type n. Les efforts de R&D en cours continueront d'affiner ce processus et d'explorer de nouvelles innovations pour répondre aux demandes en constante évolution de l'industrie photovoltaïque.

3.2.3 Impression au pochoir

L'impression au pochoir est une alternative prometteuse à la sérigraphie pour la métallisation de la face avant des cellules solaires au silicium de type n, car elle présente plusieurs avantages [172].

3.2.3.1 Principales caractéristiques et avantages

1. **Haute résolution et rapport d'aspect** : Les pochoirs permettent d'imprimer des doigts de contact extrêmement étroits (jusqu'à 30 µm) avec des rapports d'aspect élevés, ce qui minimise les pertes d'ombre et améliore la conductivité électrique [173]. Ceci est particulièrement avantageux pour les cellules solaires de type n avec des émetteurs légèrement dopés, qui nécessitent des lignes de contact plus fines pour réduire la résistance de contact.
2. **Uniformité** : La surface ouverte des pochoirs est de 100 % [174], [175], ce qui garantit un transfert uniforme de la pâte et une variation minimale de la hauteur des lignes, d'où une meilleure qualité d'impression et une réduction de la consommation de pâte.
3. **Meilleure libération de la pâte :** L'impression au pochoir permet de mieux contrôler la libération de la pâte grâce à la géométrie précise des ouvertures, ce qui minimise le risque de résidus de pâte et de débris sur le substrat [173], [174].

3.2.3.2 Fabrication et conception de pochoirs

La fabrication de pochoirs implique généralement l'utilisation de feuilles métalliques minces, généralement en acier inoxydable ou en nickel. Les ouvertures sont créées par découpe laser, gravure chimique ou électroformage [173]. Les pochoirs électroformés en nickel offrent la plus grande précision et sont souvent utilisés dans des applications avancées [173]. Cependant, la disposition en H couramment utilisée pour les contacts avant des cellules solaires pose un problème pour les pochoirs monocouches en raison du manque de support mécanique pour les barres omnibus. Pour surmonter ce problème, l'approche de la double impression est couramment employée, les barres étant imprimées à l'aide d'un écran conventionnel et les doigts à l'aide d'un pochoir[176]. Cette approche permet également d'utiliser deux pâtes Ag différentes, l'une optimisée pour la soudure et l'autre pour la formation de contacts.

3.2.3.2.1 Applications et résultats

L'impression au pochoir a été démontrée avec succès en laboratoire pour diverses conceptions de cellules solaires avec des gains d'efficacité de 0,3 % en valeur absolue par rapport aux cellules sérigraphiées [177].

3.2.3.2.2 Défis et perspectives d'avenir

Malgré son potentiel, l'impression au pochoir est confrontée à plusieurs défis qui ont limité son adoption à grande échelle dans la production industrielle. Ces défis sont les suivants :

- **Coût :** la fabrication de pochoirs peut être plus coûteuse que la fabrication d'écrans, en particulier pour les dessins aux lignes fines.
- **Sensibilité à la poussière** : Les particules de poussière piégées entre le pochoir et la plaquette peuvent provoquer un élargissement local des doigts d'Ag, ce qui entraîne des défauts optiques qui sont détectés lors du tri, réduisant ainsi le rendement de la production [178].
- **Limites de la mise en page :** L'impression au pochoir peut être plus difficile à adapter à des conceptions de cellules complexes, à barres hautes ou sans barres.

Les recherches futures sont axées sur la résolution de ces problèmes, en particulier sur l'amélioration des techniques de fabrication des pochoirs, le développement de pochoirs plus robustes et résistants à la poussière, et l'exploration de nouveaux concepts de conception pour les grilles complexes [179].

3.2.4 Impression par tampographie

La tampographie, également connue sous le nom d'impression par tampon, est une autre technique d'impression qui a été étudiée pour la métallisation des cellules solaires [180].

Principales caractéristiques et avantages

1. **Polyvalence** : La tampographie est particulièrement adaptée à l'impression sur des surfaces tridimensionnelles et des substrats de forme complexe. Elle est donc potentiellement adaptée à l'impression de cellules solaires texturées [181], [182].
2. **Haute résolution** : La tampographie permet d'obtenir une haute résolution (jusqu'à ~40 µm) pour les structures imprimées.

3. **Impression en douceur** : L'utilisation d'un tampon élastomère garantit un processus d'impression en douceur, minimisant le risque d'endommagement des substrats fragiles tels que les plaquettes minces [181].
4. **Faible consommation de pâte** : La tampographie permet d'obtenir une grande précision et de réduire les déchets de pâte par rapport à la sérigraphie.

Principe de fonctionnement

Le principe de base de la tampographie consiste à transférer un motif prédéfini d'une plaque d'impression (cliché) à un tampon élastomère souple. Le tampon est ensuite pressé sur le substrat pour transférer l'image. Le cliché est généralement en photopolymère ou en élastomère et le motif est formé par exposition sélective aux UV ou par ablation laser.

Figure 3.1 (a) Principe de fonctionnement d'une unité d'impression flexographique destinée à la métallisation des cellules solaires en silicium : Le rouleau anilox à la surface finement texturée est rempli d'une quantité définie d'encre provenant de la chambre à encre. L'excès d'encre est éliminé par les lames du système de chambre à encre. Les zones surélevées de la plaque/manchon flexo sont encrées par le cylindre anilox et directement imprimées sur le substrat (plaquette de silicium). (b) Forme d'impression flexographique avec tracé fin pour la métallisation de la face avant des cellules solaires. Les zones surélevées (zones d'impression) sont clairement visibles. (c) Image au microscope électronique à balayage d'une intersection barre omnibus-doigts sur une plaque de flexographie. (d) Images microscopiques de différentes variantes de gravure laser pour les cylindres.

anilox (de gauche à droite) : micro-puits hexagonaux de grande taille, micro-puits hexagonaux de petite taille, micro-puits SteppedHex, gravure trihélique .

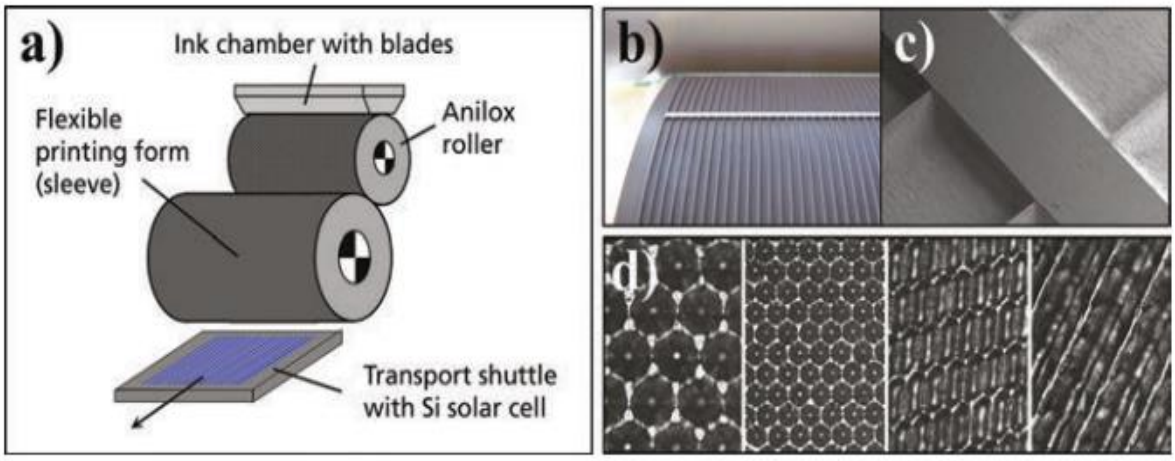


Figure 3-1:*(a) Unité d'impression flexographique pour la métallisation des cellules solaires en silicium le rouleau anilox encre les zones élevées de la plaque flexo sur la plaquette. (b) Formulaire d'impression pour la métallisation de la face avant avec des zones visibles. (c) Image MEB d'une intersection barre omnibus-doigts. (d) Images microscopiques de cylindres anilox gravés au laser divers modèles hexagonaux et trihélicoïdaux (avec l'aimable autorisation de Kurt Zecher GmbH)* [183].

Applications et résultats :

La tampographie a été démontrée pour la métallisation des cellules solaires en silicium en utilisant à la fois des approches à impression unique et à impressions multiples [154]. Elle a

également été combinée à d'autres techniques de métallisation, telles que le placage induit par la lumière (LIP) [184]. Malgré plusieurs démonstrations réussies, la tampographie n'a pas été largement adoptée dans la production industrielle. Cela est probablement dû aux limites de son potentiel de production, ainsi qu'à la complexité du processus d'impression.

Défis et perspectives d'avenir :

- **Limites de rendement :** La tampographie a un rendement inférieur à celui de la sérigraphie, ce qui constitue un obstacle important à son adoption dans la production à grande échelle.
- **Complexité du processus :** Les multiples étapes de transfert impliquées dans la tampographie (du cliché au tampon et du tampon au substrat) augmentent le risque de défauts et exigent un contrôle précis du processus d'impression, ce qui ajoute à la complexité globale et au coût de production.
- **Hauteur de ligne limitée :** La tampographie se traduit généralement par une hauteur de ligne limitée (≤ 3 µm) [180], ce qui peut constituer un inconvénient lorsqu'on vise des rapports d'aspect élevés (rapport hauteur/largeur) pour de meilleures performances électriques. Pour que la tampographie devienne une option viable pour la métallisation industrielle des cellules solaires, de nouveaux progrès sont nécessaires. pour la métallisation industrielle des cellules solaires, des progrès supplémentaires sont nécessaires en termes de vitesse d'impression, de contrôle du processus et de formulations d'encre/pâte adaptées à des hauteurs de ligne plus élevées et à un transfert de pâte plus important.

3.2.5 Impression par jet d'encre

L'impression par jet d'encre est une technique d'impression sans contact et très souple qui est étudiée pour la métallisation des cellules solaires, en particulier pour sa capacité à déposer des lignes fines avec une grande précision et un minimum de perte de matériau [185]. La figure 3.2 illustre les deux procédés utilisés dans l'impression par jet d'encre.

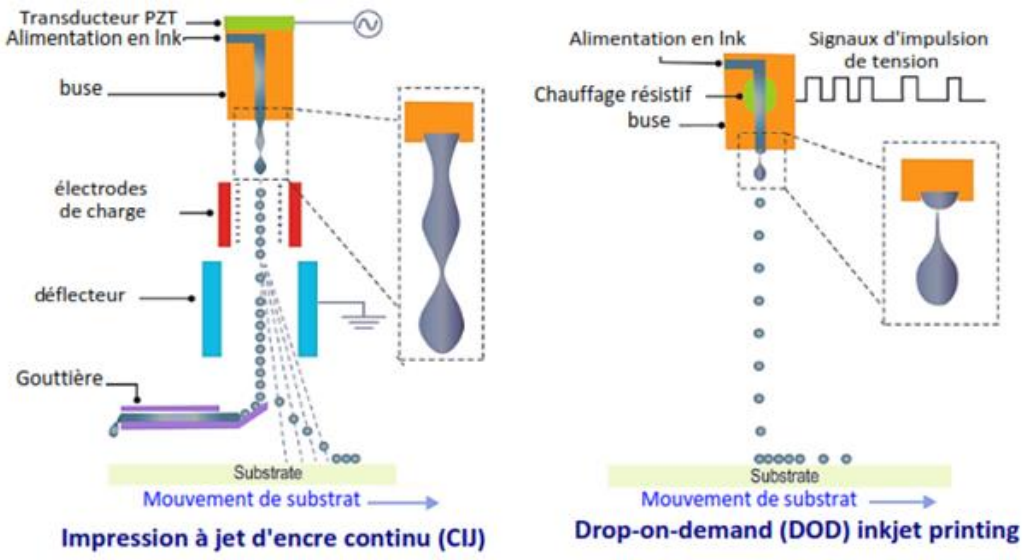


***Figure 3-2**:Schéma de l'impression CIJ et DOD* [186].

3.2.6 Principales caractéristiques et avantages

- **Haute résolution** : L'impression à jet d'encre permet d'obtenir une résolution très élevée (jusqu'à 20 µm) pour les structures imprimées, ce qui est particulièrement avantageux pour les cellules solaires de type n avec des émetteurs légèrement dopés nécessitant des caractéristiques plus fines [187].
- **Contrôle numérique** : L'impression à jet d'encre est un processus sans masque, ce qui permet une conception flexible et des modifications rapides du modèle, sans avoir besoin de masques physiques [188].
- **Dépôt direct :** L'impression à jet d'encre permet le dépôt direct d'encres métalliques sur le substrat sans qu'il soit nécessaire de procéder à des transferts intermédiaires ou à des étapes de gravure, comme c'est le cas pour la sérigraphie ou la tampographie.
- **Faible consommation de matériaux** : L'impression à jet d'encre permet une excellente utilisation des matériaux avec un très faible dépôt d'encre, ce qui se traduit par des économies et une réduction de l'impact sur l'environnement.

3.2.7 Impression par jet d'encre pour les cellules solaires au silicium de type n

- **Métallisation de la face avant :** L'impression par jet d'encre a été étudiée pour appliquer des grilles métalliques sur la face avant des cellules solaires de type n, en particulier celles qui présentent des hétérojonctions ou des contacts passivés [189]. Elle a également été utilisée pour imprimer des couches de TCO sur des cellules à hétérojonction [190]–[192].
- **Métallisation de la face arrière** : Bien que moins courante, l'impression à jet d'encre a par ailleurs été envisagée pour déposer des contacts métalliques sur la face arrière, en particulier pour les cellules à contact arrière interdigité [193].
- **Dépôt d'une couche d'amorçage** : L'impression à jet d'encre peut être utilisée pour déposer une fine couche d'amorçage de métal en vue d'une galvanoplastie ultérieure, ce qui permet de réduire encore la consommation d'argent [194], [195]. Figure 3.3 (a) Disposition d'essai sur une plaque d'impression en caoutchouc éthylène-propylène-diène (EPDM) gravée au laser comprenant des éléments de doigt de différentes largeurs nominales de 5 µm à 50 µm. (b) Section transversale tridimensionnelle optimale d'un élément de doigt gravé au laser sur une forme d'impression en EPDM. (c) Intersection busbar-doigt conique pour éviter les zones manquantes à la transition (images

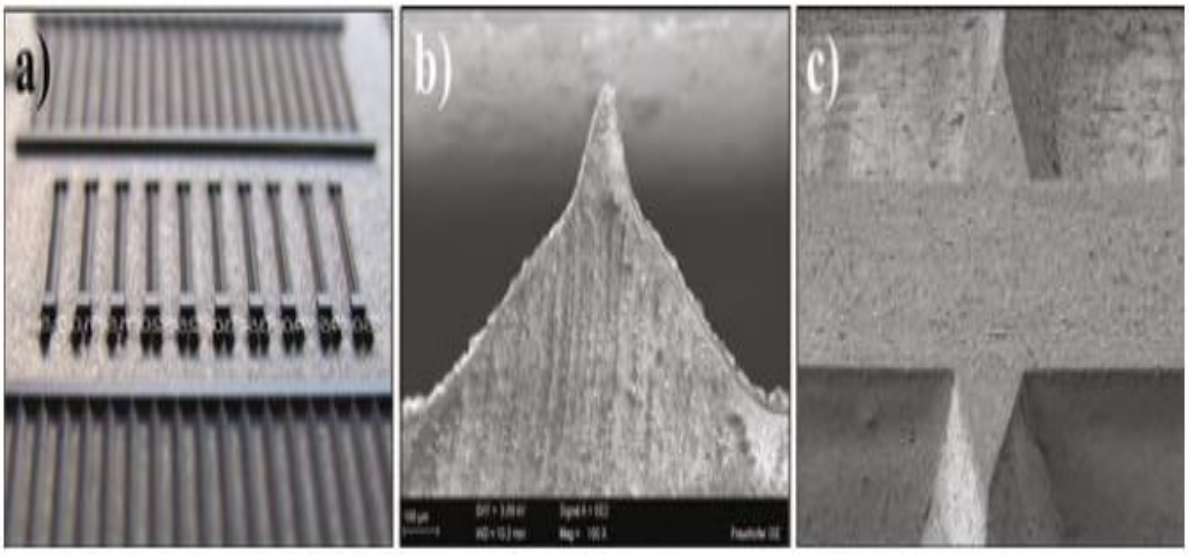


Figure 3-3: (a) montre une plaque d'impression EPDM gravée au laser avec des éléments de 5 µm à 50 µm. avec des éléments de doigts de 5 µm à 50 µm. La section 3D (b) illustre cette gravure. gravure, et la figure (c) montre un dispositif d'interconnexion entre un jeu de barres et un doigt conique un doigt conique pour éviter les interruptions de courant [196]

- **Défis et perspectives d'avenir** : Malgré son potentiel, l'impression à jet d'encre pour la métallisation des cellules solaires est confrontée à plusieurs défis :
- **Formulation de l'encre** : Le développement d'encres stables, à faible viscosité et présentant des propriétés rhéologiques appropriées pour une impression à haute résolution et d'excellentes performances électriques reste un défi [197], [198].
- **Colmatage** : Les buses étroites des têtes d'impression à jet d'encre sont susceptibles de se boucher, en particulier avec les encres à base de particules, ce qui limite la stabilité du processus et le débit.
- **Conductivité de la ligne** : Les lignes imprimées par jet d'encre ont généralement une résistance plus élevée que les lignes sérigraphiées, en raison d'une surface de contact plus faible et d'un frittage limité du métal pendant le recuit à basse température.
- **Limites de rendement** : L'impression à jet d'encre a souvent un rendement inférieur à celui de la sérigraphie, en particulier pour les cellules et les modules de grande surface. Les recherches futures sur l'impression à jet d'encre pour la métallisation des cellules solaires visent à surmonter ces difficultés. Les efforts actuels portent sur les points suivants
- **Développement d'encres** : Développement de nouvelles formulations d'encre avec une rhéologie améliorée, une taille de particule réduite et des propriétés de frittage améliorées.
- **Technologie des têtes d'impression** : Développement de têtes d'impression avec des buses plus robustes et des techniques de projection avancées pour une stabilité et une fiabilité accrues du processus [198].
- **Recuit** : Exploration de nouvelles méthodes de recuit à haut débit pour améliorer le frittage des métaux et la conductivité électrique des contacts imprimés par jet d'encre. L'impression par jet d'encre présente un potentiel important pour la métallisation des cellules solaires, et la poursuite des efforts de recherche et de développement conduira probablement à son adoption plus large dans l'industrie photovoltaïque.

3.2.8 Dispensing

Le dispensing est une technique d'impression sans contact qui consiste à appliquer un support fonctionnel sur un substrat à l'aide d'une petite buse. Il s'agit d'une alternative prometteuse à la sérigraphie, qui offre des avantages en termes de haute résolution, de rapport d'aspect élevé et de réduction de la consommation de matériaux [172].

3.2.8.1 Principales caractéristiques et avantages

- **Haute résolution et rapport d'aspect** : La dépose permet d'obtenir des lignes très étroites (jusqu'à 17 µm) avec des rapports d'aspect élevés (rapport entre la hauteur et la largeur) [199]. Ceci est particulièrement avantageux pour les cellules solaires de type n avec des émetteurs légèrement dopés, nécessitant des lignes fines pour minimiser l'ombrage et assurer une faible résistance de contact [200].
- **Homogénéité** : La dépose permet généralement d'obtenir un profil de ligne très homogène, sans marques de maille [201]. Cela améliore la qualité d'impression et permet une utilisation plus efficace du matériau.
- **Réduction de la consommation de matériau** : L'absence de marques de maille et la possibilité de contrôler avec précision le volume de matériau déposé se traduisent par une réduction de la consommation globale de pâte [202]**.**

Principe de fonctionnement :

Lors de la dépose, un fluide fonctionnel, généralement une pâte ou une encre, est poussé à travers une petite ouverture de buse par une pompe ou une valve contrôlée par la pression. La buse est déplacée par rapport au substrat, créant ainsi des points ou des lignes continues. Pour augmenter le rendement, plusieurs buses sont souvent utilisées en parallèle [203]. La vitesse de la buse peut être contrôlée pour ajuster la quantité de matériau déposé et la largeur de la ligne imprimée.

Applications et résultats :

Métallisation de la face avant : La dépose a été étudiée pour appliquer des grilles métalliques sur la face avant de divers types de cellules solaires, y compris PERC [204] et HET [201].

Métallisation de la face arrière : La dépose a également été étudiée pour appliquer des contacts métalliques sur la face arrière des cellules PERC+ bifaciales, où la pâte d'aluminium est déposée à travers des ouvertures définies par laser dans la couche de passivation arrière [205].

Pâtes à basse température : La dépose est particulièrement bien adaptée à l'application de pâtes à basse température utilisées dans les cellules HET et d'autres cellules sensibles à la température [199], [206].

Cellules sans barre omnibus : La dépose peut être utilisée pour imprimer une grille sans barre omnibus, où l'interconnexion est réalisée par des fils multiples (par exemple, en utilisant SWCT), ce qui permet de réduire davantage la consommation d'argent [203].

Défis et perspectives d'avenir :

Bien qu'elle soit prometteuse, l'application industrielle de la technique de distribution se heurte à des difficultés :

Rhéologie des pâtes : Il est essentiel de trouver des pâtes ayant des propriétés rhéologiques adaptées à la dépose, en particulier celles qui présentent des rapports d'aspect élevés et un faible étalement [201], [207].

Débit : L'obtention de débits élevés, comparables à ceux de la sérigraphie, reste un défi, en particulier pour les processus de distribution intermittents.

Coût de l'équipement : Le développement de systèmes de distribution à grande échelle et à haut débit dotés de buses robustes et fiables est un défi permanent.

Pour relever ces défis, la recherche se concentre sur le développement :

des pâtes spécialisées : De nouvelles pâtes à la rhéologie optimisée pour des rapports d'aspect plus élevés, une meilleure adhérence et une conductivité améliorée. Des équipements de distribution à **haut débit** : Têtes d'impression avancées dotées de buses multiples et d'un contrôle précis des paramètres de distribution.

Intégration industrielle : Trouver des moyens d'intégrer de manière transparente la dépose dans les lignes de production photovoltaïque existantes. La technologie de dépose recèle un énorme potentiel pour l'avenir de la métallisation des cellules solaires. La poursuite des efforts de recherche et de développement devrait conduire à son adoption plus large dans l'industrie photovoltaïque, en particulier pour les cellules de type n de la prochaine génération.

3.2.9 Définition photolithographique et évaporation

La photolithographie et l'évaporation sont deux technologies cruciales pour la fabrication de cellules solaires à haut rendement, en particulier dans le domaine de la recherche et du développement [171]. Elles sont principalement utilisées pour créer des contacts métalliques étroits et très précis, qui sont essentiels pour obtenir des rendements de conversion élevés.

Photolithographie : Ce procédé est la pierre angulaire de la fabrication de dispositifs semi-conducteurs, car il permet de définir avec précision des motifs complexes dans des couches minces[208].

Étapes :

Revêtement résistant : Un polymère photosensible, appelé résine photosensible, est appliqué sur la surface du substrat.

Exposition : la résine photosensible est exposée à la lumière ultraviolette (UV) à travers un masque, qui définit le motif souhaité.

Développement : La résine photosensible exposée est soit enlevée (résistance positive), soit durcie (résistance négative) à l'aide d'une solution de développement.

Gravure : les régions exposées ou non exposées (selon le type de résine) sont gravées par un procédé chimique ou plasma, transférant le motif à la couche sous-jacente.

Élimination de la résine : La résine photosensible restante est enlevée. La photolithographie permet d'obtenir des caractéristiques de taille nanométrique et est essentielle pour créer les structures complexes que l'on trouve dans les cellules solaires avancées [170].

Figure 3.4 Grilles métalliques entièrement évaporées structurées par photolithographie et par la technique du lift-off : (a) doigts à rapport d'aspect élevé utilisés pour les cellules solaires au silicium à haut rendement [208], [209] et (b) doigts de forme triangulaire réalisés par lithographie laser sans masque [209]

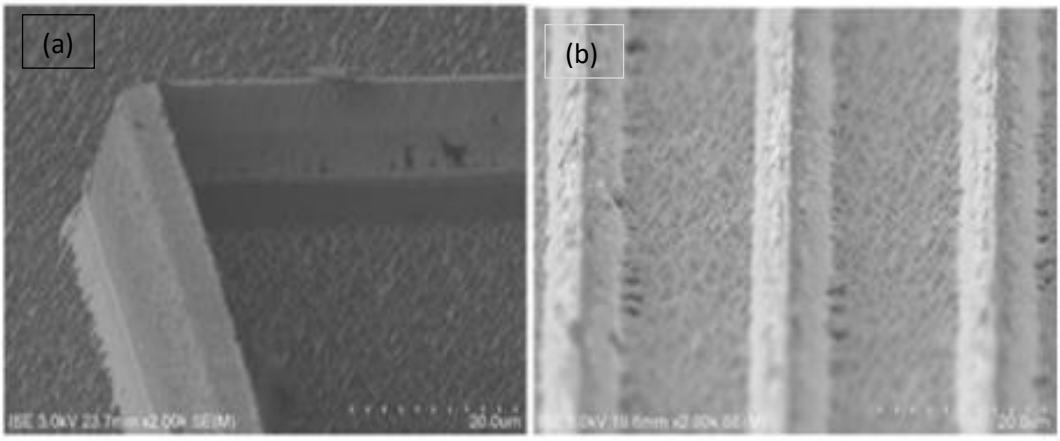


Figure 3-4: *Grilles métalliques entièrement évaporées obtenues par photolithographie et par la technique du lift-off. (a) Doigts à haut rapport d'aspect pour les cellules solaires en silicium à haut rendement. (b) Doigts triangulaires produits par lithographie laser sans masque* [210].

L'évaporation : Ce procédé consiste à déposer des films métalliques minces sur un substrat en chauffant une source métallique dans une chambre à vide [211],. Les atomes évaporés se déplacent en ligne droite de la source au substrat.

Avantages :

Grande pureté : L'évaporation produit des films minces très purs, minimisant la contamination et améliorant la conductivité.

Épaisseur contrôlable : Un contrôle précis de l'épaisseur du film déposé est possible.

Vitesse de dépôt élevée : L'évaporation est un processus relativement rapide, ce qui permet un débit élevé dans certaines applications.

Défis :

Taille limitée des caractéristiques : L'évaporation n'est généralement pas adaptée aux très petites caractéristiques (inférieures à ~50 µm), qui peuvent être obtenues par d'autres techniques telles que la sérigraphie.

Dépôt en ligne de mire : La nature en ligne droite de l'évaporation peut conduire à une mauvaise couverture des étapes pour les géométries complexes, ce qui la rend moins adaptée à la métallisation de surfaces très texturées.

Applications et résultats :

Cellules à haut rendement : La photolithographie et l'évaporation sont couramment utilisées dans la production à l'échelle du laboratoire de cellules solaires à haut rendement, où elles permettent la fabrication de doigts extrêmement étroits avec des rapports d'aspect élevés [171], [209], [212].

Couches d'amorçage : L'évaporation peut être utilisée pour déposer de fines couches d'amorçage en vue d'un dépôt électrolytique ultérieur, ce qui constitue une approche alternative pour réduire le coût de la métallisation à l'Ag [213].

Défis et perspectives d'avenir :

Coût : Les équipements de photolithographie et d'évaporation sont généralement coûteux, ce qui limite leur utilisation dans la production industrielle de masse.

Rendement : Le processus complexe en plusieurs étapes de la photolithographie et le débit limité de l'équipement d'évaporation rendent ces techniques moins adaptées à la production à grande échelle de cellules solaires.

Déchets de matériaux : L'utilisation de masques et le dépôt en ligne de mire de l'évaporation peuvent entraîner un gaspillage important de matériaux. La recherche future se concentre sur le développement d'alternatives rentables et à haut rendement à la photolithographie et à l'évaporation pour la métallisation des cellules solaires, telles que les technologies d'écriture directe comme l'impression à jet d'encre ou le traitement au laser [214].

3.2.10 Microfrittage au laser

Le micro-frittage laser est une technique prometteuse pour la formation de contacts électriques sur les cellules solaires, car elle présente plusieurs avantages [215]. Elle s'appuie sur des faisceaux laser focalisés pour chauffer localement et fritter des particules métalliques,la figure 3.5 illustrite ce process, éliminant ainsi le besoin d'étapes de cuisson traditionnelles dans des fours à haute température.

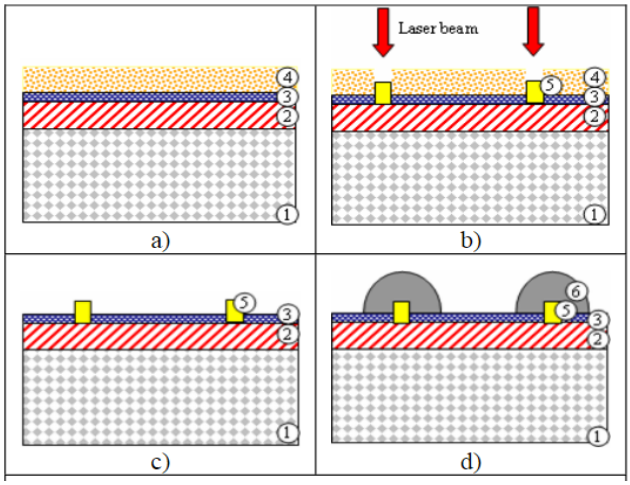


***Figure 3-5**:Schéma du processus de micro-frittage laser. 1) matériau de base de type p, 2) Émetteur de type n, 3) Couche diélectrique, 4) couche de poudre, 5) Contacts d'amorçage LMS, 6) Doigt plaqué Ag* [216].

3.2.11 Principales caractéristiques et avantages

Traitement à basse température : Le micro-frittage laser fonctionne à des températures nettement plus basses (généralement < 400 °C) que les procédés de cuisson traditionnels (700-900 °C) [217], [218]. Il convient donc aux cellules solaires en silicium de type n avec des couches sensibles à la température telles que le silicium amorphe (a-Si:H).

Haute précision : Le faisceau laser focalisé permet un contrôle précis de la zone de chauffage et la création de contacts très étroits avec des rapports d'aspect élevés [217].

Rendement élevé : Le micro-frittage laser présente un potentiel important en termes de rendement, en particulier lorsqu'il est utilisé dans une configuration en ligne [219].

Principe de fonctionnement :

Un faisceau laser focalisé d'une longueur d'onde fortement absorbée par le métal (par exemple, 1064 nm) est dirigé sur les particules métalliques. L'énergie du laser est convertie en chaleur, ce qui provoque la fusion et le frittage des particules métalliques. Le faisceau laser est généralement balayé sur le substrat pour créer le motif souhaité. Le processus peut être réalisé dans l'air ou dans une atmosphère inerte [220], [221]

Applications et résultats :

Le micro-frittage laser a été étudié pour diverses conceptions de cellules solaires, y compris celles avec des structures à homojonction et à hétérojonction [217], [218], [222].

Avantages pour les cellules de type n

Dommages minimisés : Le chauffage localisé réduit le risque d'endommagement de la plaquette de silicium ou des couches sensibles à la température dans les cellules solaires de type n.

Résistance de contact réduite : Les contacts frittés au laser permettent d'obtenir une résistance de contact plus faible que les contacts cuits traditionnels.

Conductivité améliorée : Le procédé permet une conductivité élevée des pistes métalliques frittées.

- **Défis et perspectives d'avenir :** Le micro-frittage laser doit encore relever des défis pour la production à grande échelle
- **Coût de l'équipement** : L'équipement de micro-frittage laser peut être coûteux, en particulier pour les lasers à haute puissance capables d'atteindre un débit suffisant.
- **Contrôle du processus** : Il est difficile de contrôler avec précision la puissance du laser et les paramètres de balayage afin de garantir une formation de contact cohérente et fiable.
- **Interactions avec les matériaux** : La chaleur induite par le laser peut affecter les matériaux environnants, entraînant potentiellement une dégradation de la surface du silicium, des couches de passivation ou d'autres composants. La recherche continue se concentre sur la résolution de ces problèmes, en mettant l'accent sur les points suivants : le développement de sources laser plus rentables, l'amélioration du contrôle du processus et l'optimisation de la longueur d'onde du laser afin de minimiser les interactions avec les matériaux. Le micro-frittage laser a le potentiel pour devenir une technologie de métallisation importante pour pour les futures cellules solaires au silicium de type n à haut rendement.

3.2.12 Nickelage

Le nickelage est une technique de métallisation polyvalente et souvent utilisée pour la fabrication de cellules solaires, en particulier pour les cellules solaires au silicium de type n [223]. Il s'agit d'une méthode rentable pour déposer des couches conductrices épaisses, et ses propriétés peuvent être adaptées à des applications spécifiques.

3.2.13 Principales caractéristiques et avantages

Conductivité élevée : Le nickel a une conductivité élevée, comparable à celle du cuivre et de l'argent [224].

Bonne adhérence : Le nickel présente une bonne adhérence à divers substrats, y compris le silicium et d'autres métaux, ce qui est crucial pour créer des contacts robuste.

Barrière de diffusion : Le nickel agit efficacement comme une barrière de diffusion contre le cuivre, empêchant ce dernier de migrer dans la plaquette de silicium et de la dégrader [225].

Soudabilité : Les couches de nickel sont généralement recouvertes d'une fine couche de Sn ou d'Ag pour améliorer la soudabilité, ce qui les rend compatibles avec les technologies d'interconnexion de modules standard [226].

Placage de nickel pour les cellules solaires au silicium de type n

Couche d'ensemencement : Le nickelage est couramment utilisé pour déposer une couche d'amorçage en vue d'un dépôt électrolytique ultérieur de cuivre (Cu) ou d'autres métaux, ce qui constitue un moyen efficace de réduire la consommation d'argent (Ag). Une fine couche de nickel peut être déposée directement sur la surface du silicium ou sur une couche d'ensemencement pulvérisée telle que Ti ou Al [219].

Contact sur toute la surface : Le nickelage peut être utilisé pour fabriquer des contacts arrière sur toute la surface dans certains modèles de cellules solaires, en particulier pour les cellules de type n avec des structures de contact arrière interdigité [227].

Contact direct : Le nickel peut également être utilisé comme matériau de contact direct pour le silicium de type n, offrant une alternative aux contacts à base d'argent [226]. La figure 3.6 montre que le nickel présente une faible résistivité de contact sur les surfaces de silicium fortement dopées, ce qui le rend approprié pour contacter les régions de l'émetteur et du BSF. Les données relatives à diverses méthodes de placage du nickel sont présentées, y compris le placage chimique, le placage induit par la lumière et la pulvérisation cathodique. On observe que la résistivité de contact mesurée du nickel est nettement inférieure à celle des contacts en argent sérigraphiés.

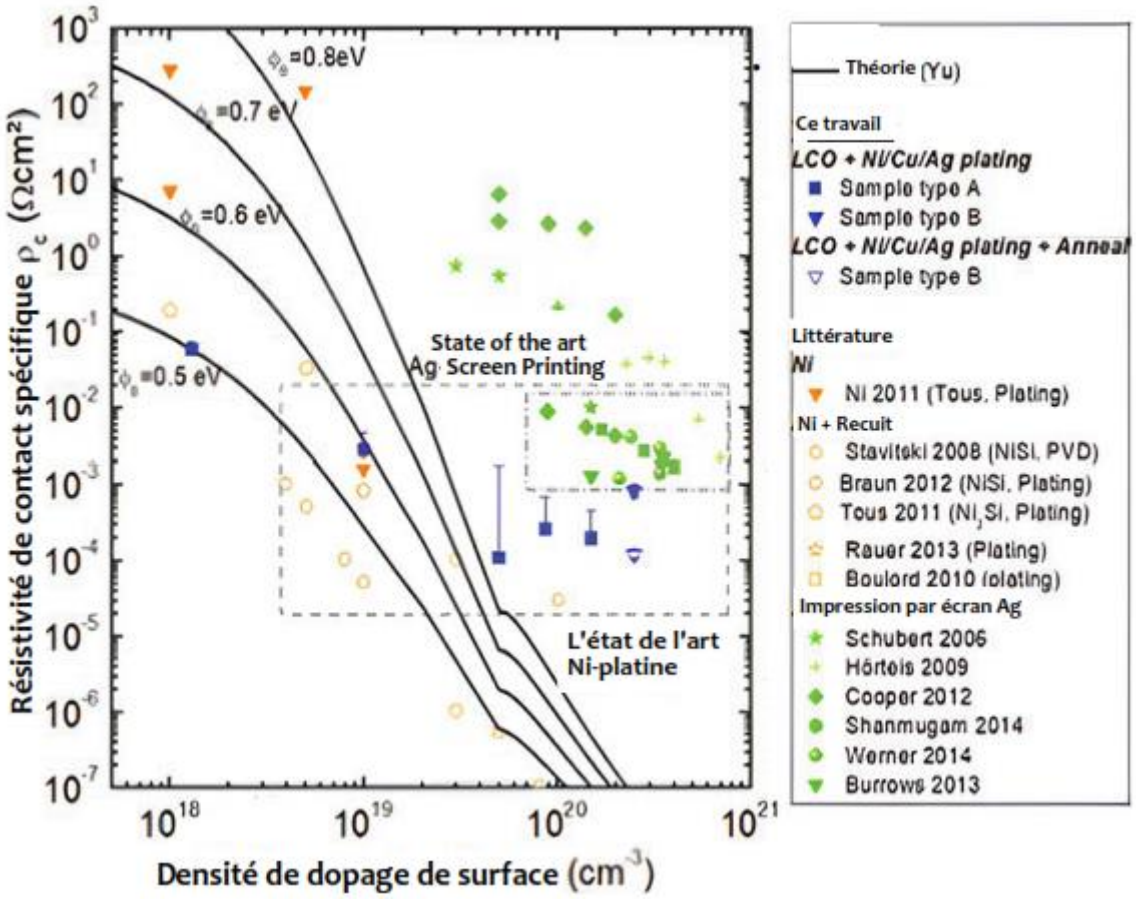


***Figure 3-6**:Résistivité de contact mesurée (symboles) et théorique (lignes) des contacts Ni et de contacts Ag sérigraphiés sur des émetteurs dopés au phosphore* [228].

3.2.14 Défis et perspectives d'avenir :

Malgré ses nombreux avantages, le nickelage est confronté à certains défis

Formation de siliciures : Le nickel peut réagir avec le silicium à des températures élevées pour former des siliciures de nickel [229]. Si la formation de siliciures peut améliorer la résistance au contact et l'adhérence, elle peut également entraîner une formation inégale du contact et introduire des contraintes, ce qui peut endommager les cellules ou provoquer des dérivations.

Résistance des contacts : Les contacts Nickel-Si ont souvent une résistance de contact plus élevée que les contacts Ag-Si, en particulier à de faibles concentrations de dopage [230].

Traitement des eaux usées : Le nickelage nécessite un traitement des eaux usées en raison de la libération d'ions nickel dans l'électrolyte, qui doit être éliminé de manière appropriée. Les recherches futures sur le nickelage pour la métallisation des cellules solaires se concentrent sur la résolution de ces problèmes.

Les efforts actuels portent notamment sur les points suivants

Optimiser le recuit : Trouver des moyens de contrôler la formation de silicium et d'éviter d'endommager la plaquette de silicium pendant le recuit.

Développement de nouveaux électrolytes : Recherche de nouveaux électrolytes pour améliorer la qualité du dépôt de nickel et réduire la résistance de contact.

Amélioration du traitement des eaux usées : Développer des systèmes de traitement des eaux usées plus efficaces et plus durables pour le nickelage. Le nickelage reste une technologie importante pour les cellules solaires en silicium de type n, et la poursuite de la recherche et du développement devrait conduire à son adoption plus large dans l'industrie photovoltaïque, en particulier pour les applications où le coût et la performance sont essentiels.

3.2.15 Épaississement des contacts métalliques par électrodéposition

La galvanoplastie, un procédé d'épaississement des couches métalliques minces, est une technologie bien établie en microélectronique et dans divers domaines industriels [231]. Ce procédé consiste à déposer une fine couche de base, par exemple par dépôt physique en phase vapeur (PVD), suivie d'un dépôt électrolytique. La couche d'ensemencement sert de base au métal plaqué et, à ce titre, elle doit présenter une bonne conductivité électrique et être compatible avec l'électrodéposition.

électrique et être compatible avec l'électrolyte utilisé pour le placage. Divers matériaux, généralement du Cu ou de l'Ag, sont utilisés comme couches d'amorçage [232].

3.2.16 Principales caractéristiques et avantages du placage

Faible résistance de contact : Les contacts métalliques électrodéposés peuvent atteindre une résistance de contact très faible, même pour les surfaces de silicium de type n légèrement dopées, par rapport aux contacts sérigraphiés [233], [234].

Conductivité élevée : Les métaux plaqués offrent une conductivité très élevée, comparable à celle des métaux en vrac [235].

Contrôle précis : Le placage permet un contrôle précis de l'épaisseur et de l'uniformité de la couche métallique déposée, ce qui garantit des performances constantes.

Rendement élevé : L'électrodéposition peut être mise en œuvre dans des processus en ligne ou par lots à haut débit, ce qui la rend adaptée à la production à grande échelle [168], [236].

3.2.17 Placage des cellules solaires au silicium de type n

Épaississement des contacts : La métallisation est couramment utilisée pour épaissir les contacts sérigraphiés ou imprimés au jet d'encre afin d'améliorer la conductivité et de réduire les pertes par ombrage [173], [237] La galvanoplastie peut également être utilisée pour déposer directement l'ensemble de la grille de contact, soit sur la face avant, soit sur la face arrière de la cellule.

Approche par ensemencement et placage : Le placage s'est avéré être une alternative efficace à la sérigraphie à l'Ag, en déposant de fines couches de semences par PVD suivies d'un placage de Cu ou d'Ag.

Cellules à contact arrière interdigité: Le placage a été largement étudié pour métalliser les cellules IBC, où les électrodes sont placées sur la face arrière de la cellule [222]. Le placage est particulièrement important pour la métallisation de la face arrière des cellules IBC, car la géométrie de contact est très difficile à fabriquer par d'autres méthodes telles que la sérigraphie. La figure 3.7 illustre le processus de placage de cuivre induit par la lumière (LIP). La cellule solaire en silicium, immergée dans un électrolyte de cuivre, agit comme une source d'énergie lorsqu'elle est éclairée. La lumière génère un courant qui entraîne la réduction des ions cuivre à la surface du silicium de type n et le dépôt de cuivre métallique. Cette technique permet une métallisation sélective et réduit les étapes de traitement.

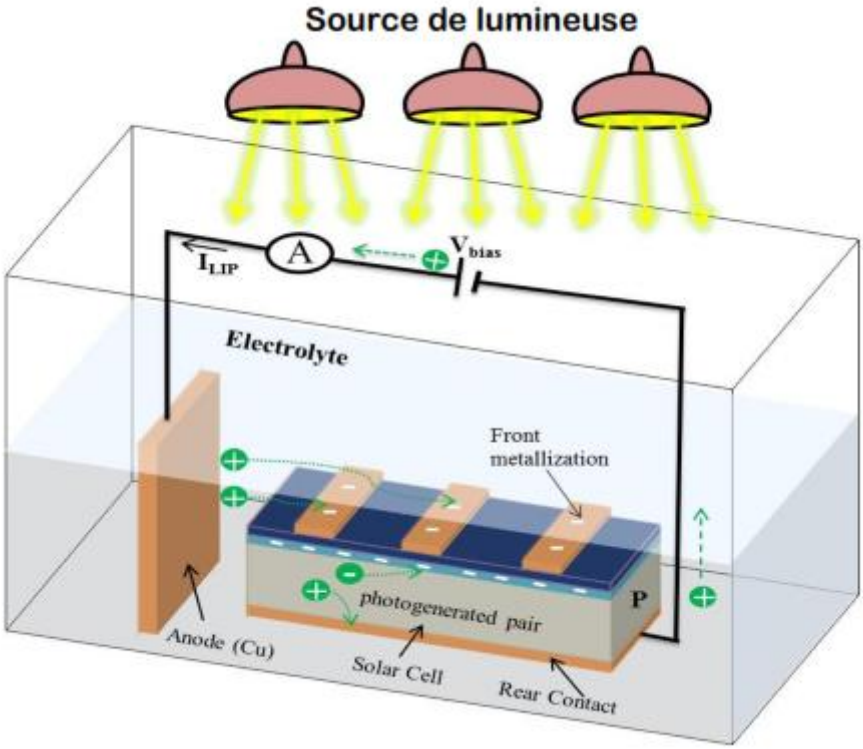


***Figure 3-7**:Schéma du processus de dépôt électrolytique de Cu basé sur le dépôt induit par la lumière (LIP) Cu* [238].

3.2.18 Défis et perspectives d'avenir

Malgré ses avantages, la métallisation doit encore relever des défis pour la production à grande échelle :

Coût de l'équipement : L'équipement de galvanoplastie peut être coûteux, en particulier pour les systèmes à l'échelle industrielle avec un débit élevé.

Contrôle du processus : Il est difficile de contrôler avec précision les paramètres de métallisation, tels que la densité du courant, la température et la composition de la solution, afin de garantir une qualité de dépôt constante et fiable.

Traitement des eaux usées : L'électrodéposition nécessite un traitement des eaux usées pour éliminer les ions métalliques libérés dans l'électrolyte, ce qui pose un problème environnemental.

Dommages à la surface : Le processus de dépôt peut endommager les couches sous-jacentes, en particulier lorsqu'il s'agit de substrats minces et fragiles tels que les couches d'a-Si ou de poly-Si. Les recherches futures sur la métallisation des cellules solaires par dépôt électrolytique visent à surmonter ces défis en :

Optimiser les processus de placage : Développement de nouveaux électrolytes, amélioration du contrôle des processus et mise au point de méthodes de traitement des eaux usées plus respectueuses de l'environnement.

Développement de la couche d'amorçage : Trouver des moyens d'améliorer l'adhérence et la conductivité des couches d'amorçage et mettre au point des techniques de dépôt de couches d'amorçage appropriées, telles que le transfert direct induit par laser (LIFT) [239].

Matériaux alternatifs : Explorer des matériaux alternatifs et des méthodes de placage pour le dépôt de métaux tels que l'aluminium. La technologie de placage est susceptible de jouer un rôle de plus en plus important dans la métallisation future des cellules solaires, en particulier pour les cellules de type n, car elle offre des avantages en termes de coût, de performance et de contrôle du processus.

3.3 Métallisation de la face avant

La métallisation de la face avant des cellules solaires au silicium de type n joue un rôle crucial dans la collecte efficace du courant photogénéré et son acheminement vers le circuit externe. Cette section présente les techniques de métallisation les plus couramment utilisées, les paramètres clés qui influencent les performances et les stratégies d'optimisation de la conception de la grille métallique de la face avant.

3.3.1 Métallisation par sérigraphie

La sérigraphie est la technologie de métallisation dominante pour les cellules solaires industrielles au silicium de type n, en raison de sa rentabilité, de son rendement élevé et de sa robustesse [226], [240]. Ce procédé consiste à transférer une pâte métallique à travers un pochoir sur la surface du substrat.

Principales caractéristiques et avantages :

Rendement élevé : La sérigraphie permet des taux de production élevés, atteignant des débits de plus de 5 000 plaquettes par heure. Rentabilité : L'équipement de sérigraphie est relativement peu coûteux, ce qui le rend intéressant pour la production à grande échelle.

Polyvalence : il peut être utilisé pour déposer une large gamme de pâtes métalliques, y compris l'argent (Ag) et le cuivre (Cu) [241], qui conviennent aux cellules solaires de type n.

Principe de fonctionnement :

Écran : Le pochoir est constitué d'un écran à mailles métalliques (généralement en acier inoxydable) tendu dans un cadre.

Emulsion : Un polymère photosensible, appelé émulsion, recouvre l'écran, bloquant l'écoulement de la pâte à travers le treillis, sauf dans les zones où il est enlevé, formant ainsi le motif souhaité.

Pâte : La pâte métallique est généralement une suspension visqueuse de poudre métallique, de fritte de verre (pour la cuisson des couches diélectriques), de liants organiques et de solvants.

Impression : La pâte est appliquée sur le substrat à travers les ouvertures du pochoir à l'aide d'une raclette. La pression exercée par la raclette assure le transfert de la pâte de l'écran au substrat.

Séchage : Après l'impression, la pâte est séchée (généralement à 200 °C pendant quelques secondes) afin d'éliminer les solvants et de solidifier la pâte.

Cuisson : Pour les contacts sérigraphiés traditionnels, un processus de cuisson à haute température (800-900 °C) est nécessaire pour fritter les particules métalliques et former un contact conducteur. La fritte de verre contenue dans la pâte fond et grave la couche diélectrique sous-jacente pour former un contact avec le silicium dopé. Figure 3.8 Schéma montrant : (A) un module monofacial monté avec des cellules solaires à contact métallique sur toute la face arrière ; et (B) un module bifacial monté avec des cellules bifaciales**.**

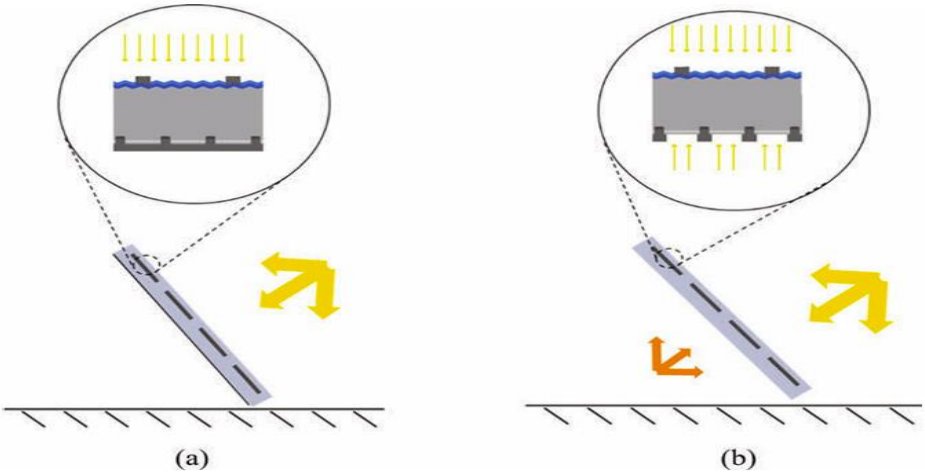


Figure 3-8*:Le schéma illustre : (A) un module monofacial monté avec des cellules solaires à contact métallique arrière complet ; et (B) un module bifacial monté avec des cellules bifaciales.*

Applications et résultats :

La sérigraphie avec des pâtes d'Ag spécialisées a été la technique de métallisation dominante pour les cellules solaires à homojonction (Al-BSF et PERC) et à hétérojonction (HET) pendant plusieurs décennies [242], [243]. Malgré l'étape de cuisson à haute température requise pour ces technologies, le processus s'est avéré robuste et fiable.

Défis :

Consommation d'argent : La sérigraphie peut entraîner une consommation d'argent importante, en particulier lors de l'utilisation d'un contact à surface totale ou de conceptions à barres multiples.

Résolution : La sérigraphie peut être moins précise que d'autres techniques, en particulier lorsqu'il s'agit d'obtenir des lignes fines (< 50 µm) dans des cellules à haut rendement.

Formation du contact : L'obtention d'une faible résistance de contact et la minimisation des dommages à la surface du silicium pendant l'étape de cuisson à haute température constituent un défi pour la sérigraphie, en particulier pour les émetteurs légèrement dopés dans les cellules de type n.

3.3.2 Largeur et résistivité des doigts de métallisation de la face avant

Cette section traite de la largeur et de la résistivité optimales des doigts pour la métallisation frontale des cellules solaires au silicium monocristallin de type n. Elle couvre les dernières avancées, les défis et les améliorations futures concernant les techniques d'impression et de formation des contacts, en se concentrant sur la réduction de la consommation d'argent et l'obtention d'un rendement de conversion élevé.

Largeur optimale des doigts

La largeur optimale des doigts pour la métallisation de la face avant est un paramètre crucial dans la conception des cellules solaires. Des doigts plus larges contribuent à réduire les pertes résistives, ce qui se traduit par un facteur de remplissage (FF) plus élevé. Cependant, des doigts plus larges augmentent également la zone ombragée de la cellule, ce qui entraîne une réduction du courant de court-circuit (Jsc). Il convient donc de déterminer la largeur optimale des doigts, en équilibrant les pertes électriques et optiques.

Comme l'illustre la figure 3.2 [244], le calcul des pertes optiques et électriques pour différentes largeurs de doigts de contact montre que pour une cellule à deux barres d'alimentation avec une résistance de feuille de 55 Ω/sq, la perte totale minimale est atteinte avec une largeur de contact de 12 µm. Notamment, la réduction de la résistance de feuille de l'émetteur minimise encore plus la largeur optimale du doigt. Cela souligne l'importance des techniques d'impression de lignes fines, qui peuvent produire des largeurs de doigts étroites, en particulier lorsqu'il s'agit de cellules solaires à haut rendement avec des émetteurs légèrement dopés.

Les progrès récents de la technologie de sérigraphie, principalement motivés par le potentiel de réduction des coûts lié à la diminution de la consommation d'argent, ont permis de réduire les largeurs de doigt réalisables de 100-150 µm en 2007 [245] à environ 25 µm en 2020 [246]. Ce résultat a été obtenu grâce à une combinaison de formulations de pâtes améliorées et de mailles de tamis plus fines.

Résistivité du doigt

La résistivité du doigt (ρf) est un autre paramètre critique qui influence les performances électriques d'une cellule solaire. Elle dépend du matériau utilisé pour la métallisation de la face avant, de la section transversale du doigt (Af) et de la qualité de la structure métallique frittée. L'argent est préféré pour sa conductivité élevée ($\sigma Ag = 6{,}3\text{-}10^7$ S/m), ce qui permet d'avoir des doigts étroits avec une faible résistivité. Cependant, en raison de son coût élevé, des recherches sont en cours pour minimiser la consommation d'argent ou pour le remplacer par des alternatives moins chères telles que le cuivre.

La résistivité du doigt peut être calculée comme suit [245] :

$$\rho f = rf - Af \qquad (1)$$

Où rf est la résistance du doigt par unité de longueur, généralement mesurée à l'aide d'une sonde à quatre points. Un rapport d'aspect (RA) élevé des doigts, défini comme le rapport entre la hauteur (hf) et la largeur (wf) des doigts, est souhaitable pour obtenir à la fois une largeur (wf) réduite et une résistance (Af) élevée. Dans la sérigraphie conventionnelle, les valeurs de rapport d'aspect typiques se situent entre 1:8 et 1:10[245].

Progrès récents

Ces dernières années, des progrès significatifs ont été réalisés en termes d'obtention de faibles résistivités des doigts pour les contacts sérigraphiés sur les cellules solaires en silicium. L'introduction de pâtes d'argent thermofusibles [247], par exemple, a permis d'obtenir des EI plus élevées en raison de l'augmentation de la fraction d'argent et de la modification du processus de frittage [245]. Une résistivité de ligne Rline (résistance par longueur de doigt) de 14 Ω/m pour un doigt imprimé à chaud de 120 µm de large est présentée dans [245], ce qui est deux fois moins élevé que les contacts sérigraphiés utilisant des pâtes conventionnelles. En outre, l'AR plus élevé des doigts imprimés par thermofusion empêche les interruptions de doigt lorsqu'un joint de grain est traversé sur des cellules solaires multicristallines, ce qui constitue un avantage supplémentaire .

D'autres améliorations de la conductivité des doigts ont été démontrées en épaississant les contacts sérigraphiés au moyen d'un dépôt d'argent induit par la lumière [248]. Cette approche permet de réduire considérablement la résistance en série des cellules solaires sérigraphiées, Cela n'est pas seulement dû à l'augmentation de la hauteur du doigt hf, mais aussi à une réduction de la résistance de contact à l'interface métal/semiconducteur .

Défis pour l'avenir

Malgré ces progrès, il reste des défis à relever pour réduire encore la consommation d'argent et obtenir des résistivités de doigt encore plus faibles, en particulier pour les architectures de cellules solaires avancées à haut rendement comportant des contacts de passivation. L'augmentation de la fraction d'argent dans les pâtes de sérigraphie entraînera une nouvelle hausse de leur prix, tandis que les pâtes de cuivre présentent une résistivité plus élevée et sont plus sensibles à l'oxydation. Le remplacement de la sérigraphie par une technique d'impression sans contact avec une faible épaisseur, telle que l'impression à jet d'encre ou la distribution, est entravé par l'épaisseur limitée et, par conséquent, la conductivité des doigts déposés.

Impression améliorée

Une voie prometteuse pour surmonter certains de ces défis consiste à combiner des techniques d'impression avancées avec des approches de formation de contacts à basse température. Par exemple, la sérigraphie à lignes fines, notamment à l'aide de pâtes thermofusibles, peut produire des doigts étroits avec des AR élevés. L'impression FlexTrail [249]pourrait également être un candidat potentiel pour obtenir des doigts encore plus étroits, de l'ordre de 10 µm ou moins. L'impression à jet d'encre [250] est également prometteuse, avec un fort potentiel d'économie d'argent ; cependant, elle souffre de la faible hauteur des doigts et donc d'une résistivité accrue des doigts.

Pour améliorer la conductivité de ces doigts minces et étroits, de nouvelles techniques de formation de contact doivent être étudiées, par exemple le frittage laser [251] ou le recuit IPL

[252]. Ces techniques sont sans contact et permettent de fritter sélectivement des contacts en argent imprimés sans endommager les couches d'a-Si:H sous-jacentes dans le cas du SHJ ou les couches de poly-Si dans le cas du TOPCon. En outre, d'autres matériaux conducteurs présentant une conductivité plus élevée et un coût inférieur à celui de l'argent doivent être développés et appliqués, par exemple le cuivre, le graphène ou les oxydes métalliques.

3.3.3 Résistance de contact de la métallisation de la face avant

La résistance de contact (Rc) à l'interface entre la grille métallique et l'émetteur en silicium de type n est un autre paramètre crucial qui détermine les performances globales de la cellule. Elle représente la résistance au flux de courant entre le métal et le silicium.

3.3.4 Facteurs influençant la résistance de contact

Profil de dopage : La concentration de dopage (Ns) de l'émetteur en silicium joue un rôle essentiel dans la résistance de contact. Un émetteur fortement dopé, avec un Ns plus élevé, facilite l'effet tunnel des porteurs à travers la barrière de Schottky, ce qui se traduit par une résistance de contact plus faible [253]. Pour les émetteurs légèrement dopés, la barrière est plus large et l'émission thermionique est le mécanisme de transport de courant dominant, ce qui entraîne une résistance de contact plus élevée. Processus de métallisation : Le processus de métallisation, y compris le choix de la pâte métallique, la température de cuisson et la présence de frittes de verre, peut affecter de manière significative la résistance de contact [241], [254]. La formation de cristallites d'Ag au cours du processus de cuisson, en particulier si ces cristallites ne sont pas entièrement recouvertes par le verre, peut entraver la formation du contact et augmenter la résistance [255].

Texture de la surface : La morphologie de la surface de l'émetteur en silicium peut également influencer la résistance de contact. La texturation peut augmenter la surface de contact, ce qui peut entraîner une diminution de la résistance [256]. Cependant, elle peut également compliquer le processus de métallisation, entraînant une formation inégale du contact et une résistance plus élevée.

Chimie de l'interface : La formation d'oxydes interfaciaux ou d'autres couches isolantes à l'interface métal-silicium peut augmenter de manière significative la résistance de contact [256].

Progrès récents :

Des techniques de sérigraphie améliorées et des formulations de pâte optimisées ont permis la fabrication de résistances de contact plus faibles (Rc ~ 1,5 mΩ cm2) [257], sur des émetteurs en silicium. L'utilisation de schémas de métallisation sans dopant [258]et le développement de techniques avancées telles que le dopage au laser [259]ont permis la fabrication de contacts à faible résistance même sur des émetteurs légèrement dopés.

Défis pour l'avenir :

Trouver des moyens de réduire davantage la résistance des contacts, en particulier pour les émetteurs légèrement dopés dans les cellules de type n. Développer des procédés de métallisation qui minimisent les oxydes interfaciaux et améliorent la formation des contacts pour divers matériaux et architectures.

3.3.5 Densité de courant de saturation de la métallisation de la face avant

Les interfaces de contact métal-semiconducteur sont intrinsèquement actives en termes de recombinaison[260]. Cela est dû à la présence d'une forte densité d'états d'interface au niveau du contact métal-silicium, qui peuvent agir comme des centres de recombinaison pour les porteurs de charge [261]. La recombinaison induite par le métal est quantifiée par la contribution de la densité de courant de saturation, J_0,met, et contribue à la densité de courant de saturation totale (J_0,total) de la cellule [262]. Un J_0,total plus élevé entraîne une tension en circuit ouvert (Voc) plus faible, comme le décrit l'équation (2), où J_0,bulk et J_0,pass font référence aux contributions de la densité de courant de saturation provenant des surfaces bulk et passivées, respectivement, et f metal représente la fraction de surface métallisée.

$$J_0,total = J_0,bulk + J_0,pass(1-f_{metal}) + J_0,met\ fmetal \qquad (2)$$

La minimisation de J_0,met est donc cruciale pour obtenir un Voc et un rendement de cellule élevés.

Plusieurs facteurs peuvent influencer la densité de courant de saturation de la métallisation frontale, notamment.

Le matériau de la métallisation : Les différents métaux présentent des degrés variables d'activité de recombinaison à l'interface du silicium[263]. L'argent est généralement préféré pour la métallisation frontale en raison de sa faible résistivité de contact avec le silicium de type n ; cependant, son J_0,met peut être important, en particulier pour les concentrations de dopage les plus faibles[264].

Processus de formation du contact : Le processus de formation du contact peut influencer la densité des défauts à l'interface métal-silicium. Les contacts sérigraphiés, avec leurs températures de cuisson élevées et l'action de gravure de la fritte de verre, présentent généralement un J_0,met plus élevé que les contacts évaporés ou plaqués [265], [266].

Profil de dopage de l'émetteur : Des concentrations plus élevées de dopage de l'émetteur peuvent réduire la recombinaison induite par le métal en augmentant le champ électrique intégré qui repousse les porteurs minoritaires loin du contact [267].

Qualité de la passivation de surface : La qualité de la couche de passivation sous le contact métallique peut avoir un impact sur J_0,met[268] . Une couche de passivation de haute qualité avec une faible densité de défauts permet de minimiser la recombinaison à l'interface.

3.3.6 Plusieurs approches ont été étudiées pour réduire la contribution de la densité de courant de saturation provenant de la métallisation de la face avant

Émetteurs sélectifs : Un émetteur sélectif avec une concentration de dopage plus élevée uniquement sous les contacts métalliques peut réduire J_0,met sans affecter négativement la qualité de passivation des zones non métallisées [269].

Passivation des contacts : L'introduction d'une fine couche de passivation entre le contact métallique et le silicium peut réduire considérablement la recombinaison induite par le métal. Les contacts passivés à base de polysilicium (par exemple TOPCon) ont démontré des valeurs J_0,met aussi basses que 20 fA/cm²[270].

Pâtes optimisées : L'optimisation de la composition de la pâte, par exemple en utilisant d'autres matériaux de fritte de verre [271], peut réduire les pertes par recombinaison.

3.3.7 Optimisation de la grille métallique de la face avant

La conception de la grille métallique frontale est un élément critique dans la fabrication des cellules solaires au silicium. La grille doit extraire efficacement le courant photogénéré tout en minimisant les pertes optiques et électriques. L'optimisation de la conception de la grille implique un examen minutieux de divers paramètres, notamment la largeur des doigts, l'espacement des doigts, la largeur des barres omnibus et le nombre de barres omnibus.

3.3.8 Les principaux objectifs de l'optimisation du réseau frontal sont les suivants

Minimiser les pertes par ombrage : Des doigts plus étroits et plus espacés réduisent la fraction de surface métallisée, ce qui permet à plus de lumière d'atteindre l'absorbeur de silicium et d'augmenter Jsc.

Minimiser les pertes résistives : Des doigts plus larges et plus épais, ainsi qu'un plus grand nombre de barres omnibus, réduisent la résistance en série de la grille métallique, ce qui permet d'augmenter la FF.

Minimiser la résistance de contact : Une plus grande surface de contact entre le métal et le silicium peut réduire la résistance de contact, ce qui permet d'augmenter le facteur de friction.

La conception optimale de la grille est une interaction complexe entre ces facteurs concurrents.

Plusieurs outils logiciels ont été développés pour simuler et optimiser les grilles de métallisation des cellules solaires. Par exemple, Griddler [272], un logiciel libre, permet de concevoir des modèles de métallisation complexes en combinant des modèles analytiques et numériques. Il peut simuler les caractéristiques I-V des cellules solaires avec différentes conceptions de grille, en tenant compte des pertes optiques et électriques, ainsi que des paramètres au niveau de la cellule tels que la résistance de la feuille et la résistivité du contact.

D'autres approches pour l'optimisation des grilles sont possibles :

Calculs analytiques : Des expressions analytiques simples peuvent être utilisées pour estimer les contributions de la résistance en série des différentes parties de la grille métallique, telles que les doigts, les barres omnibus et les contacts [266].Cette approche peut fournir une évaluation initiale rapide des paramètres de conception de la grille.

Modélisation par éléments finis (FEM) : La modélisation par éléments finis peut être utilisée pour simuler la circulation du courant et la distribution de la tension à l'intérieur de la grille métallique, ce qui permet d'obtenir des informations détaillées sur les pertes résistives [273].

En outre, les techniques d'imagerie par luminescence (EL et PL) [274], [275], combinées à une modélisation appropriée, peuvent être utilisées pour analyser la distribution spatiale de la résistance en série dans les cellules solaires finies. En visualisant les pertes résistives à travers la cellule, il est possible d'identifier les points à améliorer dans la conception de la grille, tels que la réduction de l'espacement entre les doigts dans les régions à forte densité de courant [276] ou l'ajout de barres omnibus supplémentaires pour réduire l'encombrement du courant près des bords.

En conclusion, l'optimisation de la grille métallique frontale est une étape cruciale dans la fabrication des cellules solaires au silicium. Une grille bien conçue équilibre les pertes optiques et électriques, garantissant une extraction efficace du courant et une efficacité maximale de la cellule.

3.4 Métallisation de la face arrière

Alors que la plupart des recherches sur la métallisation des cellules solaires au silicium se concentrent sur la face avant (éclairée), la métallisation de la face arrière joue également un rôle important dans la détermination des performances globales de la cellule. Le contact arrière doit extraire efficacement les porteurs de charge de la base de la cellule tout en minimisant les pertes par recombinaison et en fournissant une interface fiable pour l'interconnexion des modules.

Historiquement, les cellules solaires industrielles au silicium reposaient sur un champ de surface arrière (BSF) en aluminium (Al) sur toute la surface, formé par sérigraphie d'une pâte d'Al et cuisson à haute température[218]. L'Al-BSF assure un bon contact électrique avec la base en silicium de type p et agit comme un excellent réflecteur pour la lumière de grande longueur d'onde, améliorant le piégeage de la lumière à l'intérieur de la cellule[277]. Cependant, les cellules Al-BSF sont limitées en termes de tension en circuit ouvert (Voc) en raison des pertes importantes dues à la recombinaison à l'interface Al-Si.

Avec l'avènement de la technologie de l'émetteur et de la cellule arrière passivés (PERC), la face arrière des cellules solaires industrielles au silicium comporte désormais une couche de passivation diélectrique avec des contacts locaux en Al[278]. Cela réduit les pertes par recombinaison à l'arrière et permet d'obtenir des valeurs de Voc plus élevées. Les cellules PERC+ bifaciales améliorent encore les performances de la face arrière en utilisant une grille de doigts en Al sérigraphiée au lieu d'une couche d'Al sur toute la surface, ce qui permet l'absorption de la lumière des deux côtés de la cellule[279].

3.4.1 Résistance de contact de la métallisation arrière

La résistance de contact (Rc) entre le métal arrière et la base de silicium est un paramètre crucial pour une extraction efficace des porteurs de charge. Pour les cellules Al-BSF, la résistance de contact est généralement faible car l'Al forme un bon contact ohmique avec le silicium de type p [280]. Cependant, il est plus difficile d'obtenir une faible résistance de contact avec des contacts d'aluminium localisés dans les cellules PERC et PERC+.

La formation de contacts locaux en Al dans les cellules PERC implique une interaction complexe de facteurs, notamment :

La conception de l'ouverture de contact laser (LCO) : La taille et la forme des LCO peuvent influencer la quantité de silicium qui se diffuse dans la pâte d'aluminium pendant la cuisson, affectant la formation du BSF local et donc la résistance du contact[281].

Composition de la pâte d'aluminium : L'ajout de silicium ou de bore à la pâte d'aluminium peut contribuer à la formation d'un BSF profond et fortement dopé, ce qui réduit la résistance de contact[282].

Processus de cuisson : La température maximale et le temps de séjour pendant la cuisson ont un impact sur le processus d'alliage Al-Si et la formation du BSF, influençant directement la résistance de contact[283].

Plusieurs approches ont été étudiées pour réduire la résistance de contact des contacts locaux en Al, notamment :

Optimisation de la conception des LCO : L'utilisation de LCO en forme de point ou l'ajustement de la largeur de ligne et de l'espacement des LCO en forme de ligne peut améliorer la formation de BSF et la résistance de contact[284].

Adaptation de la composition de la pâte d'aluminium : L'ajustement de la teneur en silicium et en bore dans la pâte d'aluminium peut améliorer le profil de dopage des BSF et réduire la résistance de contact[285].

Affiner le processus de cuisson : L'optimisation de la température maximale, du temps de séjour et de l'atmosphère gazeuse peut améliorer l'alliage Al-Si et la formation de BSF, ce qui réduit la résistance de contact.

3.4.2 Résistivité de ligne de la métallisation arrière

Pour les cellules PERC+ avec une grille de doigts en Al à l'arrière, la résistivité de ligne des doigts en Al peut contribuer de manière significative à la résistance série de la cellule[4]. L'aluminium a une conductivité inférieure à celle de l'argent ($\rho Al \sim 20\ \mu\Omega$-cm contre $\rho Ag \sim 2\ \mu\Omega$-cm) [286], et par conséquent des doigts d'aluminium plus épais et plus larges sont généralement nécessaires pour obtenir une résistance de ligne suffisamment faible. Cependant, cela augmente la fraction de la zone ombrée à l'arrière, diminuant ainsi la biface de la cellule[287].

L'optimisation de la résistivité de ligne de la grille d'aluminium arrière implique un compromis entre la minimisation des pertes résistives et la maximisation de la bifacialité.

Plusieurs approches ont été proposées pour résoudre le problème de la résistivité de ligne élevée des doigts d'aluminium :

Interconnexion multibarres : L'utilisation d'un plus grand nombre de barres omnibus (ou de fils) permet de réduire l'espacement entre les doigts d'Al et, par conséquent, la largeur des doigts d'Al, ce qui réduit les pertes résistives sans avoir d'impact significatif sur la biface[279].

Pâtes d'alumine avancées : La mise au point de pâtes d'aluminium à conductivité plus élevée peut réduire la largeur et l'épaisseur des doigts nécessaires.

Autres matériaux de métallisation pour la face arrière : Le remplacement de l'aluminium par un matériau plus conducteur, tel que le cuivre, peut réduire de manière significative la

résistance de la ligne. Toutefois, cela nécessiterait des étapes de traitement supplémentaires pour empêcher la diffusion du cuivre dans le silicium.

3.5 Autres méthodes de métallisation

Si la sérigraphie reste la technique de métallisation industrielle dominante pour les cellules solaires c-Si, d'autres approches font l'objet de recherches et de développements continus pour relever les défis liés à la consommation de matériaux, à l'efficacité et au coût. Ces alternatives comprennent les approches basées sur le placage, qui ont récemment gagné du terrain en raison de leur potentiel de réduction de la consommation d'argent, et les techniques basées sur le laser qui offrent une grande précision et un traitement localisé.

3.5.1 Placage pour la métallisation de la face avant

Le placage implique le dépôt électrochimique d'une couche métallique sur un substrat conducteur. Pour les applications de cellules solaires, deux approches principales de métallisation sont poursuivies :

3.5.1.1 Métallisation directe sur le silicium :

Cette approche consiste à enlever sélectivement la couche diélectrique de passivation (par exemple, par ablation laser) pour exposer le silicium sous-jacent[288]. Ensuite, une fine couche d'amorçage, généralement du nickel (Ni), est déposée (souvent par dépôt chimique), suivie d'une couche plus épaisse de cuivre (Cu) pour la conductivité[173]. La figure 3.9 illustre la séquence du processus pour les contacts Ni/Cu/Ag plaqués définis par laser pour la métallisation des cellules solaires en silicium cristallin (c-Si). La partie gauche décrit les étapes, en commençant par l'ablation au laser de la couche de passivation arrière, suivie d'un nettoyage au trempé HF, puis d'un placage séquentiel de nickel, de cuivre et d'argent. La partie droite présente des images tridimensionnelles au microscope du contact fini, mettant en évidence les lignes et les couches définies avec précision grâce à cette méthode.

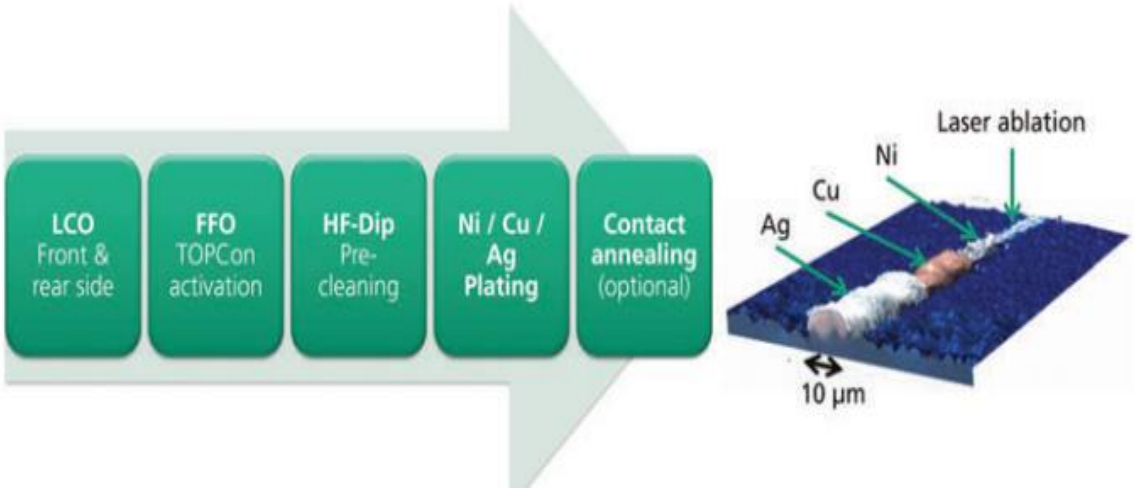


Figure 3-9*:présente la séquence de processus de définition au laser des contacts plaqués Ni/Cu/Ag pour la métallisation des cellules solaires en Si cristallin (à gauche) et une image composite de photographies en trois dimensions au microscope après l'ablation au laser, du Ni, du Cuivre et de l'Argent Le placage (droit)* [183].

3.5.1.2 Semences et plaques :

Cette approche utilise une fine couche métallique prédéposée (couche d'amorçage) couvrant toute la surface de la cellule. Cette couche est modelée (par exemple, par photolithographie ou impression à jet d'encre d'une réserve) et ensuite électrodéposée avec du Cu, souvent suivie d'une fine couche d'étain (Sn) ou d'Ag [225].

3.5.1.3 Les deux approches présentent des avantages par rapport à la sérigraphie

Des largeurs de doigts plus étroites : La métallisation permet des résolutions de lignes plus fines, minimisant les pertes d'ombres[289].

Réduction de la consommation d'argent : Le Cu est nettement moins cher que l'Ag, ce qui réduit les coûts des matériaux.

Ratios d'aspect élevés : Le placage permet d'obtenir des structures à rapport d'aspect élevé, ce qui réduit la résistance des lignes[290].

Cependant, il reste des défis à relever, notamment pour obtenir une bonne adhérence au substrat, empêcher la diffusion du Cu dans le silicium et garantir un débit élevé et une bonne rentabilité dans la production de masse[291].

3.5.2 Métallisation au laser

Le traitement au laser est devenu un outil polyvalent pour la métallisation des cellules solaires, car il permet de modifier le matériau de manière précise et localisée. Les deux principales approches basées sur le laser sont les suivantes

3.5.2.1 L'impression par transfert laser (LTP)

Cette technique consiste à transférer un motif métallique prédéfini d'un substrat donneur à la cellule solaire à l'aide d'un laser pulsé[292]. Le faisceau laser ablate localement le métal sur le donneur, le propulsant vers la surface de la cellule, où il adhère et forme le contact. La figure 3.10 présente le fonctionnement du procédé d'impression par transfert laser (LTP), une méthode spécifique de fabrication additive. Au cours de cette procédure, un laser d'impulsion ablate sélectivement un motif métallique prédéfini à partir d'un substrat donneur, puis le transfère sur la surface d'une cellule solaire. Cette approche non intrusive permet d'obtenir des motifs précis et de transférer une variété de matériaux, ce qui en fait une alternative prometteuse à la sérigraphie classique pour le processus de métallisation des cellules solaires.

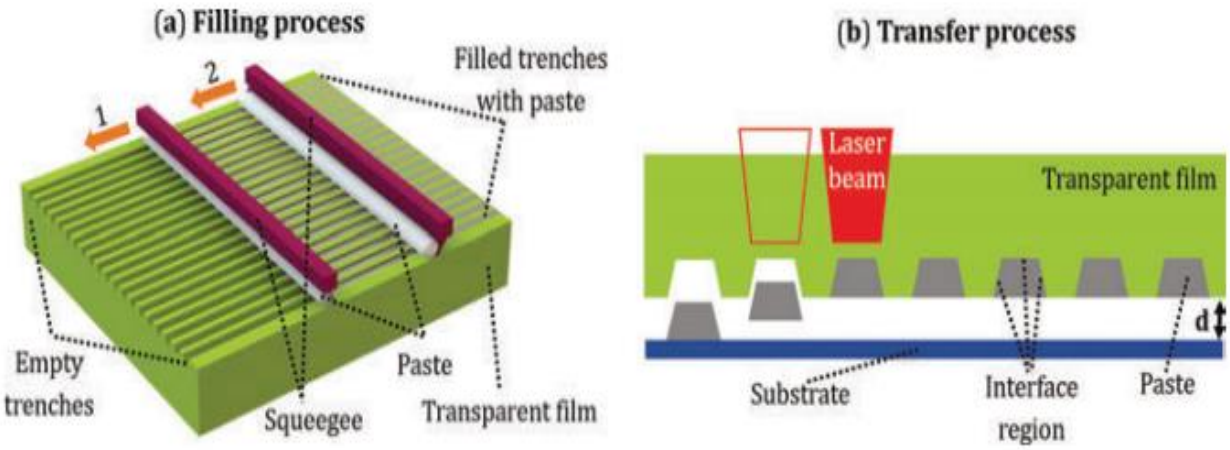


***Figure 3-10**:présente l'illustration de la séquence d'impression PTP : (a) Processus de remplissage et (b) Processus de transfert* [183].

3.5.2.2 Transfert avant induit par laser (LIFT)

Similaire au LTP, le LIFT utilise un laser pour transférer un matériau d'un substrat donneur à un substrat receveur. Cependant, le LIFT utilise généralement un liquide ou une pâte contenant les particules métalliques, qui sont déposées sur la surface de la cellule à travers une buse [293]. La figure 3.11 présente le schéma du processus en deux étapes du transfert avant induit par laser (LIFT), une méthode analogue au LTP, mais qui implique l'utilisation d'un liquide ou d'une pâte renfermant des particules métalliques au lieu d'un film solide. Initialement, un matériau est transféré du substrat donneur au substrat receveur à l'aide d'une impulsion laser (étape a, LIFT). Une seconde impulsion laser est utilisée pour synthétiser le matériau transféré, ce qui permet d'établir le contact (étape b, LSH). Cette méthode offre une plus grande souplesse dans le choix des matériaux et peut être mise en œuvre sur des substrats thermosensibles, tels que ceux employés dans les cellules solaires à hétérojonction.

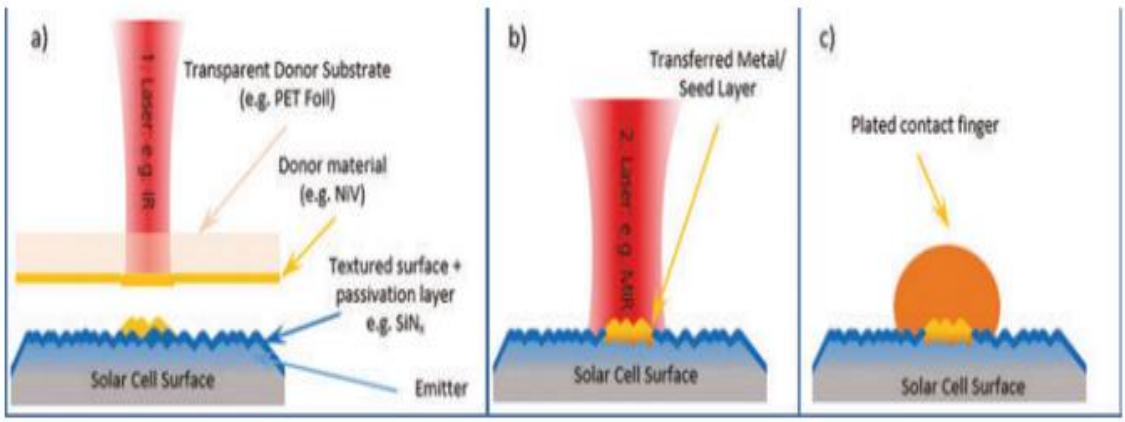


***Figure 3-11**:présente une représentation schématique d'un processus laser en deux étapes, qui est mis en œuvre par les technologies LTC ou LTF.Les longueurs d'onde laser indiquées et la conception de la cellule ci-dessous sont exemplaires.Dans le cadre de La terminologie du processus LTF.La première*

étape du laser (a) est appelée. LIFT et la deuxième étape (b)LSH.Dans la prochaine étape (c), le contact Un doigt peut être cultivé de manière électrochimique sur la couche de semence [183].

3.5.3 Les approches basées sur le laser offrent plusieurs avantages

Haute précision : Le contrôle précis du faisceau laser permet d'obtenir des lignes fines et des dépôts localisés [294] .

Flexibilité des matériaux : Une large gamme de matériaux, y compris les métaux, les alliages et les composites, peut être traitée.

Faible budget thermique : Le chauffage localisé minimise les contraintes thermiques sur la cellule solaire.Toutefois, il existe des difficultés à atteindre un débit élevé, à gérer la consommation de matériaux et à garantir la rentabilité de la production à grande échelle[295] .

3.5.4 Pertes induites par la métallisation

La métallisation, qui consiste à former des contacts métalliques sur une cellule solaire, est essentielle pour extraire le courant photogénique. Toutefois, il s'agit d'un processus délicat qui peut entraîner des pertes importantes s'il n'est pas soigneusement optimisé. La grille métallique située à l'avant d'une cellule solaire en silicium occulte inévitablement une partie de la cellule, ce qui diminue l'absorption de la lumière et, par conséquent, le courant photo-généré. En outre, l'interface métal-silicium introduit des voies de recombinaison supplémentaires, ce qui diminue la tension en circuit ouvert de la cellule. La minimisation de ces pertes est un aspect crucial de la conception et de la fabrication de cellules solaires au silicium à haut rendement.

3.5.5 Pertes optiques

Les pertes optiques dans les cellules solaires à métallisation frontale sont principalement attribuées à la réflexion de la lumière incidente par la grille métallique. Cette perte est souvent exprimée par la fraction de couverture de la métallisation (également connue sous le nom de fraction d'ombrage) [296], qui représente le rapport entre la surface ombragée par la grille métallique et la surface totale de la cellule. La réduction de la fraction de la surface métallisée est cruciale pour limiter les pertes optiques :

- **Réduire la largeur du doigt** : il s'agit d'une priorité dans le développement de techniques avancées de sérigraphie et de métallisation[266].
- **Augmenter l'espacement des doigts** : Cela réduit le nombre de doigts nécessaires, mais doit être compensé par une augmentation des pertes résistives dans la couche émettrice[297].
- **Réduction de la largeur des barres omnibus** : cette réduction peut être obtenue en utilisant des conceptions MBB avancées et en remplaçant les barres omnibus par des fils minces dans les conceptions sans barres omnibus [298].

Au-delà de la largeur des électrodes métalliques, leur forme a également une influence significative sur l'ombrage effectif. Les contacts ayant une section transversale plus arrondie, tels que ceux généralement obtenus par placage [266], ont tendance à renvoyer plus de lumière sur la zone de la cellule active que les contacts ayant une section transversale rectangulaire, tels que ceux obtenus par sérigraphie [299]. Cet effet est illustré à la figure 3.12 Réflexion directe (flèches pleines) et indirecte (flèches en pointillés) de la lumière sur un doigt métallique. À

gauche : géométrie d'un doigt plaqué avec une section transversale arrondie. À droite : géométrie d'un doigt sérigraphié avec une section rectangulaire.

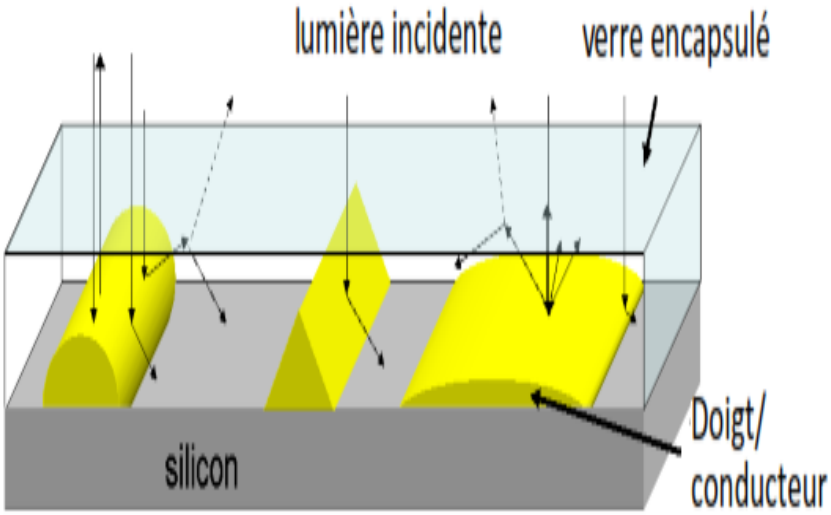


***Figure 3-12**:Réflexion directe du motif de métallisation et réflexion indirecte de l'interface verre-air sur la surface du silicium. De gauche à droite : Géométrie d'un contact typiquement métallisé, et d'un contact sérigraphié* [228].

En outre, l'absorption parasite dans la pile de métallisation peut contribuer aux pertes optiques. Par exemple, dans les contacts sérigraphiés, la fritte de verre diélectrique nécessaire à la formation du contact [299] peut absorber une quantité importante de lumière. La réduction de la teneur en fritte de verre dans la pâte peut réduire cette perte [298]. De même, dans les contacts plaqués, les couches de barrière et de recouvrement peuvent également provoquer une absorption parasite. L'utilisation d'une fine couche d'Ag au lieu de Sn est souvent préférée pour minimiser cette absorption [300].

3.5.6 Pertes par recombinaison

Les interfaces de contact métal-silicium introduisent intrinsèquement des sites de recombinaison, car la présence de métal perturbe le réseau de silicium et introduit un continuum d'états d'énergie dans la bande interdite du silicium[260]. Cette section traite des principales voies de recombinaison et de leur impact sur les performances de la cellule. Ces voies de recombinaison peuvent être visualisées dans le contexte d'une architecture de cellule Al-BSF standard, comme le montre la figure 3.13. Cela entraîne une recombinaison accrue des électrons et des trous à l'interface, ce qui diminue la tension en circuit ouvert (Voc) de la cellule et limite son efficacité. Cette activité de recombinaison est généralement quantifiée par la contribution de la densité de courant de saturation, $J_{0,met}$[301].

$J_{0,met}$ augmente la densité de courant de saturation totale ($J_{0,total}$) de la cellule, qui est liée au Voc comme illustrie dans l'équation (1) dans la section (3.3.5) [262] où J0,bulk et J0,pass font référence aux contributions de densité de courant de saturation des surfaces bulk et passivées, respectivement, et fmetal représente la fraction de surface métallisée.

Pour comprendre et atténuer les pertes par recombinaison associées à la métallisation, il est essentiel d'analyser les régions spécifiques où ces pertes se produisent.

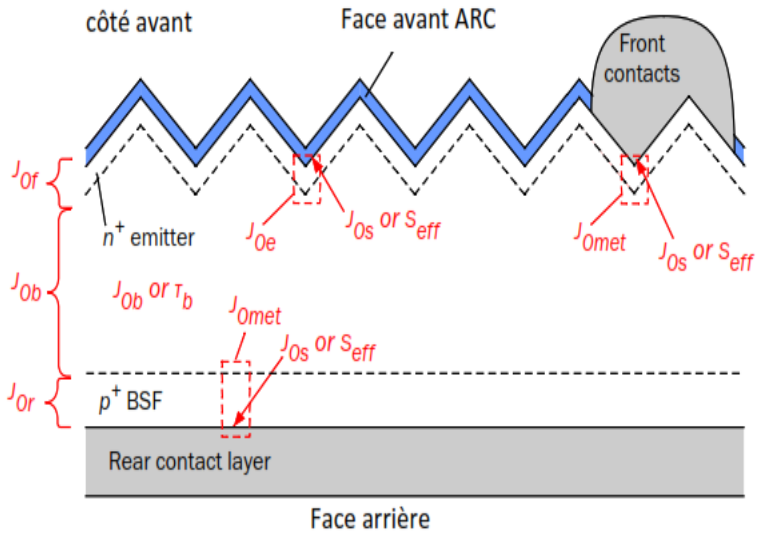


***Figure 3-13**:Modèle de recombinaison pour une cellule solaire Al-BSF mettant en évidence certains des paramètres critiques de recombinaison et la région de la cellule dans laquelle ils se produisent* [83].

3.5.7 Recombinaison dans l'émetteur

L'émetteur, une région fortement dopée à la surface avant d'une cellule solaire au silicium, est sujet à d'importantes pertes par recombinaison. La forte concentration de dopants dans l'émetteur augmente le taux de recombinaison Auger, qui est proportionnel au carré de la concentration de porteurs. [302], [303].

Dans les contacts sérigraphiés, le processus de cuisson peut encore augmenter la recombinaison de l'émetteur en raison de l'action de gravure de la fritte de verre sur l'émetteur[304]. Une gravure excessive peut entraîner une pénétration profonde du métal, qui peut atteindre la base et provoquer une dérivation[305].Plusieurs méthodes peuvent être employées pour réduire la recombinaison de l'émetteur :

Diminution de la concentration de dopage de l'émetteur : La réduction de la concentration de dopage de l'émetteur minimise la recombinaison Auger. Cependant, elle augmente également la résistance de contact, ce qui rend cette approche moins efficace pour les contacts sérigraphiés[264].

Émetteurs sélectifs : Un émetteur sélectif se caractérise par une forte concentration de dopage uniquement sous les régions de contact avec le métal, tout en maintenant un dopage plus faible dans les zones passivées[269]. [Cette approche permet d'équilibrer la résistance de contact et la réduction de la recombinaison.

Passivation des contacts : L'introduction d'une fine couche de passivation entre le métal et l'émetteur, comme dans les cellules TOPCon, peut réduire de manière significative la recombinaison à l'interface [306], [307]. Les contacts passivés à base de polysilicium ont démontré des valeurs $J_{0,met}$ aussi basses que 20 fA/cm² [121], ce qui permet d'obtenir des rendements élevés avec des concentrations de dopage plus faibles dans l'émetteur.

3.5.8 Recombinaison dans la région de charge d'espace

La région de charge d'espace (SCR), la région de déplétion à la jonction p-n, est également susceptible de subir des pertes par recombinaison, principalement en raison de la recombinaison de Shockley-Read-Hall (SRH) causée par des défauts à l'intérieur de la SCR[308].

3.5.9 Le processus de métallisation peut exacerber ces pertes

Pénétration du métal : Si le contact métallique pénètre dans l'émetteur et atteint le SCR, il peut introduire des défauts supplémentaires et augmenter la recombinaison SRH[26]. [Ce phénomène est plus probable avec les contacts sérigraphiés, en particulier ceux avec des frittes de verre agressives ou des températures de cuisson élevées.

Défauts étendus provenant du contact métallique : Les défauts introduits au niveau du contact émetteur peuvent s'étendre au SCR, ce qui augmente encore la recombinaison.

Atténuation de la recombinaison SCR :

Plaques de haute qualité : L'utilisation de plaquettes de silicium de haute qualité avec de faibles densités de défauts minimise la recombinaison SRH dans le SCR[309].

Profils de dopage optimisés : Des profils d'émetteur plus profonds avec un dopage de surface plus faible créent un champ électrique plus important, protégeant efficacement le SCR des porteurs minoritaires et réduisant la recombinaison[310].

Contacts passivants : Le fait de séparer physiquement le métal de la SCR à l'aide d'une couche de passivation réduit considérablement la recombinaison.

Contacts chauffés au laser (LFC) : Les LFC, où des régions locales d'Al-BSF sont formées par ablation laser et alliage, peuvent minimiser la recombinaison dans la SCR en remplaçant une surface complète d'Al-BSF.

3.6 Pertes résistives dans les cellules solaires

Les cellules solaires, éléments fondamentaux des systèmes photovoltaïques (PV), sont la clé d'un avenir énergétique durable. Cependant, leur efficacité dans la conversion de la lumière du soleil en électricité est limitée par les pertes inhérentes à la structure de la cellule. Parmi ces pertes, les pertes résistives constituent un facteur important qui empêche d'obtenir des performances optimales[311]. Ces pertes résultent de la résistance rencontrée par les porteurs de charge au cours de leur voyage dans la cellule, ce qui entrave leur flux et réduit la production d'énergie globale.Cette section explore en détail les pertes résistives dans les cellules solaires, en se concentrant sur deux catégories principales :

les pertes par résistance de dérivation et les pertes par résistance de série. Il est essentiel de comprendre l'origine, l'impact et les stratégies d'atténuation de chaque type de résistance .

3.6.1 Pertes de résistance de shunt (Rsh) : Le coupable du courant de fuite

La résistance de shunt (Rsh) peut être visualisée comme une voie parallèle à l'intérieur de la cellule solaire qui permet au courant de contourner la voie prévue à travers la jonction p-n [312]. Cette voie alternative, souvent désignée par l'expression « résistance de shunt » (Rsh), peut être considérée comme une fuite de courant. Souvent appelée « voie de fuite », elle détourne le

précieux courant photogénéré du circuit principal, réduisant ainsi la sortie de courant globale et l'efficacité de la cellule [313].

3.6.1.1 Origine des pertes de résistance de shunt

Défauts sur les bords : Les imperfections sur les bords de la cellule solaire, dues à la découpe ou au traitement, peuvent créer des chemins conducteurs qui court-circuitent la jonction p-n. Ces défauts agissent comme des « raccourcis » indésirables, permettant au courant de circuler autour de la jonction au lieu de la traverser [312].

Défauts ponctuels : Des imperfections microscopiques dans le réseau cristallin du silicium, souvent causées par des impuretés ou des processus de diffusion incomplets au cours de la fabrication, peuvent introduire des zones localisées de faible résistance [314]. Ces défauts ponctuels agissent comme des « micro-shunts », facilitant les fuites de courant même dans la zone active de la cellule.

Shunts de contact métallique : Un contact involontaire entre la grille de métallisation, utilisée pour la collecte du courant, et le matériau de base peut créer des courts-circuits directs [315]. Ce scénario se produit lorsque la couche de passivation, destinée à isoler le métal du silicium, s'effrite localement, entraînant des fuites de courant importantes.

3.6.1.2 Impact sur les performances des cellules solaires

L'impact négatif d'une faible résistance de shunt est illustré de manière frappante dans la courbe I-V d'une cellule solaire. La figure 3.14 offre une comparaison claire entre la courbe I-V idéale (rouge) et la courbe obtenue avec une faible Rsh (bleu).

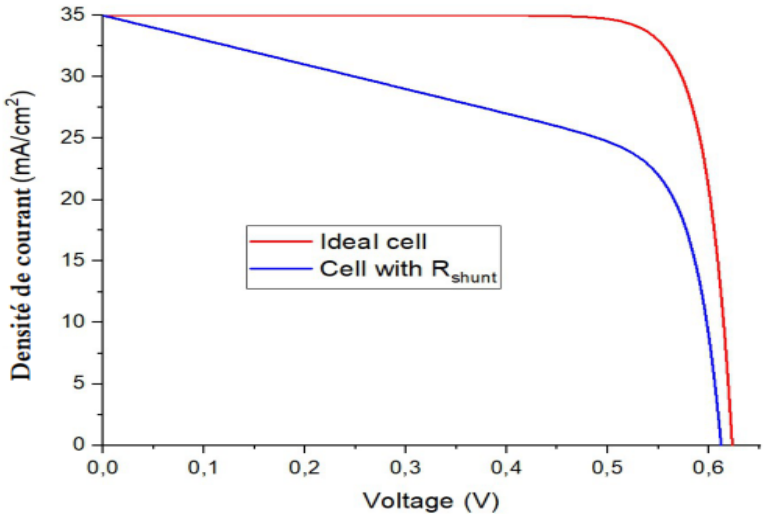


***Figure 3-14**:illustre l'effet d'une faible résistance de dérivation sur la courbe I-V d'une cellule solaire.*

Réduction de la tension en circuit ouvert (Voc) : La courbe idéale présente une forte augmentation de la tension au fur et à mesure que le courant s'approche de zéro, atteignant la tension en circuit ouvert (Voc) lorsqu'il n'y a pas de courant. Toutefois, lorsque Rsh est faible, l'augmentation de la tension est moins marquée, ce qui se traduit par une réduction de la tension

en circuit ouvert (Voc) [316]. Cette réduction est due au courant de fuite qui circule dans le circuit de dérivation, ce qui a pour effet de faire baisser la tension de la cellule.

Facteur de remplissage (FF) dégradé : Le facteur de remplissage (FF), un paramètre crucial représentant l'équerrage de la courbe I-V, souffre de manière significative en raison d'un faible Rsh. La courbe idéale présente un FF élevé, indiqué par une forme quasi-rectangulaire. Cependant, lorsque Rsh est faible, la courbe devient plus arrondie, ce qui signifie que la FF est plus faible [317]. Cette dégradation résulte de l'effet combiné de la réduction du Voc et de la réduction globale du courant de sortie due aux fuites.

Puissance de sortie plus faible : En fin de compte, un faible Rsh se traduit par un point de puissance maximale (Pmax) plus faible, c'est-à-dire la puissance de sortie maximale de la cellule solaire. Cette réduction découle directement de la dégradation de la FF et de la baisse du Voc, ce qui entraîne une conversion moins efficace de la lumière du soleil en électricité.

3.6.1.3 Stratégies de minimisation des pertes de résistance de shunt :

Silicium de haute qualité : Il est essentiel de commencer par des plaquettes de silicium de haute pureté présentant un minimum de défauts cristallins. Des techniques avancées de croissance des cristaux et des mesures rigoureuses de contrôle de la qualité peuvent minimiser la présence de chemins de shunt potentiels dans le matériau lui-même.

Passivation soignée des bords : L'application de techniques de passivation efficaces sur les bords de la cellule solaire est essentielle pour prévenir les fuites sur les bords [318]. Il peut s'agir de déposer des couches diélectriques, d'utiliser des traitements au laser pour créer des régions à haute résistance ou de mettre en œuvre des conceptions spécialisées d'isolation des bords.

Processus de fabrication optimisés : Un contrôle méticuleux des processus de diffusion et des étapes de métallisation est essentiel pour minimiser les défauts ponctuels et prévenir les shunts de contact métallique [319]. Cela implique des profils de dopage précis, un contrôle minutieux des températures de cuisson et des contrôles de qualité rigoureux tout au long du processus de fabrication.

3.6.2 Pertes de résistance série (Rs)

Le goulot d'étranglement du flux de courant

La résistance série (Rs) représente la résistance cumulée rencontrée par le courant lorsqu'il emprunte le chemin prévu dans la cellule solaire. Cette résistance provient de différentes sources et agit comme un goulot d'étranglement qui entrave le flux de courant et réduit la tension de sortie globale de la cellule [320].

3.6.2.1 Sources de pertes de résistance en série

Résistance de masse : La résistance inhérente à la plaquette de silicium elle-même contribue de manière significative à Rs. Cette résistance est inversement proportionnelle à l'épaisseur de la plaquette et directement proportionnelle à la résistivité de la plaquette, qui est influencée par la concentration de dopage et la mobilité des porteurs de charge.

Résistance de l'émetteur et du FBS : Les couches d'émetteur p+ et de champ de surface arrière (BSF) n+, essentielles pour former la jonction p-n et améliorer la collecte des porteurs, contribuent également à Rs. Leur résistance dépend de la concentration de dopage et de la résistance de la feuille de ces couches.

Résistance de contact : La résistance à l'interface entre les contacts métalliques et la plaquette de silicium est un facteur important de Rs [321]. Cette résistance est influencée par le choix du matériau de contact, la concentration de dopage à l'interface et le processus de formation du contact.

Résistance de la métallisation : La résistance des grilles métalliques et des barres omnibus, chargées de collecter et de transporter le courant, ajoute également à Rs. Cette résistance dépend de la conception de la grille, de l'épaisseur du métal et de la conductivité du métal choisi.

3.6.2.2 Impact sur les performances des cellules solaires

Les effets négatifs d'une résistance série élevée sont facilement visibles sur la courbe I-V. La figure 3.15 fournit une représentation visuelle de l'impact de Rs sur la caractéristique I-V.

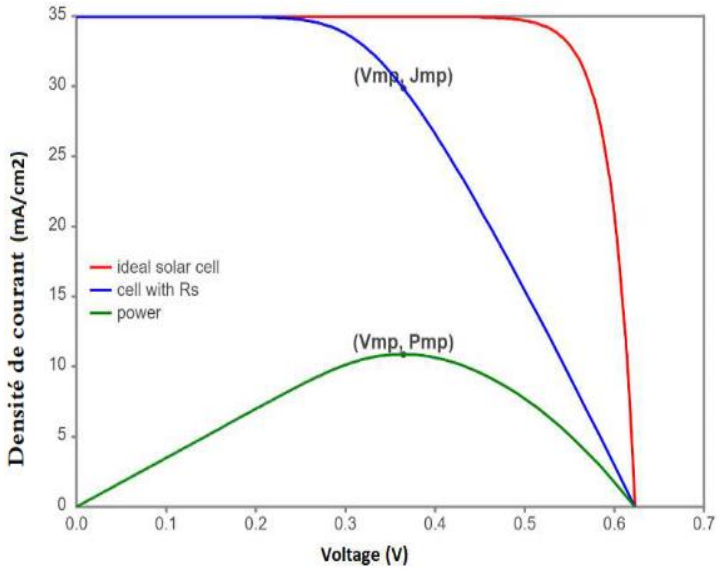


***Figure 3-15**:présente l'effet d'une résistance série élevée sur la courbe I-V d'une cellule solaire.*

Réduction du courant de court-circuit (Isc) : Dans le scénario idéal, le courant à tension nulle, appelé courant de court-circuit (Isc), est principalement limité par le courant photogénéré. Cependant, avec des R élevés, une partie de ce courant est perdue sous forme de chute de tension dans les résistances internes, [322]ce qui se traduit par un Isc plus faible.

Facteur de remplissage (FF) dégradé : Comme pour la résistance shunt, une résistance série élevée entraîne également une réduction du facteur de remplissage (FF) [323]. La courbe I-V s'écarte de la forme rectangulaire idéale et devient plus arrondie et inclinée, ce qui indique un FF plus faible. Cette dégradation résulte de l'effet combiné de la réduction de l'Isc et de la baisse de la tension disponible dans la charge en raison des pertes résistives.

Puissance de sortie plus faible : La conséquence ultime d'un Rs élevé est un point de puissance maximale (Pmax) plus bas [324]. La réduction de l'Isc et la dégradation de la FF se combinent pour réduire la puissance de sortie maximale, reflétant une conversion moins efficace de la lumière du soleil en électricité.

3.6.2.3 Stratégies de minimisation des pertes de résistance en série

Plaques minces : L'utilisation de plaquettes de silicium plus minces réduit directement la résistance en série [325]. Cependant, cette approche nécessite une manipulation et un traitement soigneux en raison de la fragilité accrue.

Profils de dopage optimisés : Il est essentiel de concevoir les profils de dopage de l'émetteur et des couches BSF de manière à obtenir une faible résistance de feuille tout en maintenant une bonne passivation de surface [326]. Il s'agit de trouver un équilibre entre des concentrations élevées de dopage pour une bonne conductivité et la nécessité de minimiser les pertes par recombinaison.

Faible résistance de contact : La sélection de matériaux de contact appropriés, tels que l'argent (Ag) ayant une faible résistivité de contact avec le silicium, et l'optimisation du processus de formation du contact sont cruciales [327]. Il peut s'agir d'une cuisson à haute température, d'un dopage au laser ou de techniques avancées telles que les contacts passivés à l'oxyde tunnel pour assurer une bonne formation des contacts et minimiser la résistance.

Conception efficace de la grille : L'optimisation de la conception de la grille de métallisation implique de trouver le bon équilibre entre la minimisation des pertes d'ombrage (dues aux lignes métalliques épaisses) et la minimisation des pertes résistives (dues aux lignes métalliques fines) [328]. Pour ce faire, il faut tenir compte de la largeur des doigts, de l'espacement, de la configuration de la barre omnibus et de la conductivité du métal.

Résistance de contact (Rc) : Le goulot d'étranglement de l'interface

La résistance de contact (Rc), représentée spécifiquement par R4 dans la figure 3.16, provient de l'interface entre les doigts métalliques de la grille frontale et la région de l'émetteur [321]. Cette résistance a un impact direct sur le facteur de remplissage et l'efficacité globale de la cellule, d'où l'importance de la minimiser pour obtenir des performances optimales[315].

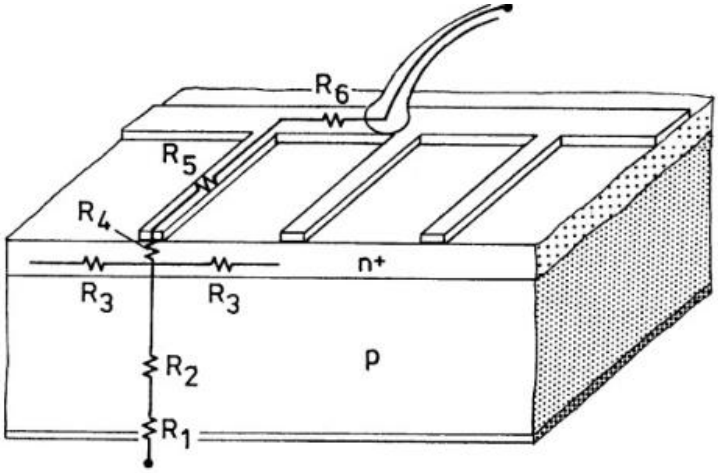


***Figure 3-16**:présente les résistances qui constituent le RS* [148].

3.6.2.4 Facteurs influençant la résistance de contact

Concentration du dopage : L'obtention d'une couche émettrice fortement dopée est cruciale pour minimiser la résistance de contact. Un dopage élevé augmente la conductivité de l'émetteur, facilitant un transport efficace des porteurs de charge à travers l'interface métal-silicium.

Matériau de contact : Il est essentiel de sélectionner un matériau de contact ayant une faible résistivité de contact avec le silicium. L'argent (Ag) est un choix courant en raison de sa conductivité élevée et de ses bonnes propriétés de contact. D'autres matériaux, comme l'aluminium (Al) pour les émetteurs de type p, sont également utilisés en fonction de la conception spécifique de la cellule [327].

Processus de formation des contacts : L'optimisation du processus de formation du contact, qui implique généralement une sérigraphie et une cuisson à haute température, joue un rôle essentiel dans la minimisation de Rc [319]. Un contrôle précis de la température et de la durée de cuisson est essentiel pour obtenir une bonne adhérence et assurer une formation de contact correcte entre le métal et le silicium. Stratégies de réduction de la résistance de contact :

Dopage élevé de l'émetteur : Pour réduire la résistance de contact, il est essentiel d'obtenir une couche d'émetteur fortement dopée. On peut y parvenir par diffusion ou par implantation ionique, en contrôlant soigneusement la concentration et la profondeur du dopant [329]. Cependant, un dopage excessif peut conduire à la formation d'une « couche morte », réduisant l'efficacité de la collecte des porteurs et annulant les avantages d'un faible Rc.

Technologies de contact avancées : La mise en œuvre de technologies de contact avancées permet de réduire considérablement la résistance de contact [330]. Deux techniques prometteuses se distinguent :

La formation d'émetteurs sélectifs : Cette approche consiste à utiliser le dopage laser pour créer sélectivement des régions fortement dopées uniquement sous les doigts métalliques. Cela permet de minimiser le dopage global de l'émetteur, de réduire les pertes par recombinaison Auger tout en obtenant une faible résistance de contact.

Contacts à oxyde tunnel passivé (TOPCon) : Cette technique avancée consiste à introduire une fine couche d'oxyde tunnel passivante entre le contact métallique et la plaquette de silicium [330]. Cette couche d'oxyde réduit efficacement la recombinaison à l'interface, ce qui entraîne une réduction significative de la résistance de contact et une amélioration de l'efficacité globale de la cellule.

Conclusion : Vers des cellules solaires sans résistance

Les pertes résistives représentent un formidable défi pour l'obtention de cellules solaires à haut rendement. Il est essentiel de comprendre les origines, l'impact et les stratégies d'atténuation de la résistance de dérivation et de la résistance en série pour optimiser la conception et la fabrication des cellules. En contrôlant méticuleusement la qualité des matériaux, les techniques de passivation, les profils de dopage, les matériaux de contact et les grilles de métallisation, nous pouvons nous efforcer de minimiser ces pertes et de libérer tout le potentiel des cellules solaires en tant que source d'énergie propre et durable.

3.6.3 Analyse du facteur de remplissage pour les pertes induites par la métallisation

Le facteur de remplissage (FF) d'une cellule solaire, défini comme le rapport entre la puissance maximale et le produit de la tension en circuit ouvert (Voc) et du courant de court-circuit (Isc), est un paramètre crucial pour l'évaluation des performances de la cellule. Il reflète le caractère « carré » de la courbe courant-tension (I-V) de la cellule et donne des indications sur les pertes associées à la résistance en série, à la résistance en dérivation et aux courants de recombinaison.

Les pertes induites par la métallisation peuvent avoir un impact significatif sur la FF par le biais des mécanismes suivants :

Résistance série (Rs) : La conception de la grille de métallisation, y compris la largeur et la hauteur des doigts, les dimensions des barres omnibus et le nombre de barres omnibus, contribue à la résistance série globale de la cellule [266], [279]. [L'augmentation de Rs entraîne une chute de tension dans la cellule, ce qui réduit la FF et l'efficacité.

Résistance de shunt (Rsh) : Une faible résistance de shunt, indiquant des voies de fuite dans la cellule, peut également diminuer la FF[331]. L'impact de Rsh sur la FF est plus prononcé à des intensités d'éclairage faibles et à des tensions de fonctionnement plus basses.

Courants de recombinaison : La recombinaison induite par le métal, quantifiée par J0,met, s'ajoute à la recombinaison totale dans la cellule, ce qui entraîne une diminution de la FF.

Pour quantifier l'impact de ces pertes sur le FF, une méthode d'analyse des pertes peut être appliquée [262]. [Cette méthode consiste à comparer l'indice de fluidité réel de la cellule à son indice de fluidité « idéal » (FFJ01), qui est calculé en supposant l'absence de résistance en série, de résistance en dérivation et de courants de recombinaison non idéaux (facteur d'idéalité = 1). La différence entre le FFJ01 et le FF mesuré reflète alors l'effet combiné de ces non-idéalités sur les performances de la cellule.

En analysant les contributions individuelles à la perte de FF, il est possible d'identifier des domaines spécifiques à améliorer dans le processus de métallisation.

Diverses techniques peuvent être employées pour déterminer la résistance en série et analyser sa contribution à la perte de FF [332]. La comparaison de la courbe I-V d'un soleil avec une courbe I-V sombre décalée ou avec la courbe Suns-Voc sont des méthodes couramment utilisées. En outre, les techniques d'imagerie par électroluminescence (EL) ou photoluminescence (PL)[275], associées à une modélisation appropriée, peuvent être utilisées pour visualiser la distribution spatiale de la résistance en série dans la cellule. Cela permet d'identifier les pertes résistives localisées associées à la métallisation, telles que celles causées par une résistance de contact élevée ou des doigts cassés. [276]

En conclusion, la minimisation des pertes résistives et des courants de recombinaison associés à la métallisation est primordiale pour maximiser la FF et l'efficacité des cellules solaires au silicium. Cela nécessite une approche holistique qui implique l'optimisation de la conception de la grille métallique, des processus de formation des contacts et du choix des matériaux de métallisation.

Chapitre 4

Formation de contact des pâtes d'Ag et d'Ag/Al sur les émetteurs P+ pour les cellules solaires au silicium de type n

4 Formation de contact des pâtes d'Ag et d'Ag/Al sur les émetteurs P+ pour les cellules solaires au silicium de type n

4.1 Introduction

Les performances des cellules solaires au silicium cristallin (c-Si) de type n dépendent essentiellement de la qualité du contact métal-semiconducteur formé sur l'émetteur p+. Alors que les pâtes d'argent (Ag) sont la norme pour contacter les émetteurs dopés au phosphore (n+), l'obtention de contacts à faible résistance sur les émetteurs dopés au bore (p+) s'est avérée plus difficile [333], [334]. Cette difficulté provient des différentes interactions physiques et chimiques entre l'Ag et le silicium dopé au bore par rapport au silicium dopé au phosphore au cours du processus de cuisson à haute température.

Historiquement, la pâte d'aluminium (Al) a été utilisée avec succès pour former des champs de surface arrière (BSF) sur les cellules solaires c-Si de type p[335]. Ce processus impliquait la formation d'un alliage Al-Si en fusion pendant la cuisson, suivie de la repousse d'une couche de Si dopée à l'Al lors du refroidissement. Cette couche repoussée, connue sous le nom de « couche eutectique », se compose d'une matrice d'Al noyée dans de nombreux petits cristaux de lamelles de Si[336]. Bien que prometteuse, l'application directe de cette approche au contact de la face avant (FS) des cellules c-Si de type n à l'aide d'une pâte d'Al pure a donné lieu à de mauvaises performances de la cellule.

L'ajout d'un faible pourcentage d'Al à la pâte d'Ag, formant une pâte d'Ag/Al, a permis d'améliorer de manière significative la résistivité de contact (ρc) et l'efficacité globale des cellules solaires c-Si de type n [334], [337], [338]. 'utilisation de pâtes Ag/Al soulève cependant certaines interrogations. Par conséquent, ce chapitre se concentre sur l'étude des mécanismes de formation de contact des pâtes d'Ag pur et d'Ag/Al sur les émetteurs p+.en soulignant le rôle critique de l'Al, l'influence du revêtement antireflet SiNx:H (ARC), et l'impact des différentes textures de surface sur les propriétés de contact.

4.2 Formation de contact avec des pâtes d'Ag sur des émetteurs P+

Les pâtes d'Ag pures, bien qu'efficaces pour les émetteurs n+, entraînent généralement une résistance de contact élevée sur les émetteurs p+ au bore [333], [334], [337], [339], [340]. Plusieurs facteurs contribuent à ce problème :

- **Croissance limitée des cristaux d'Ag** : La formation de cristallites d'Ag à la surface du silicium est cruciale pour obtenir un contact à faible résistance. La croissance des cristaux d'Ag sur le silicium dopé au bore est entravée en raison de l'absence de défauts électriquement inactifs induits par le dopant, contrairement aux émetteurs dopés au phosphore où ces défauts, abondants, servent de sites de nucléation pour la cristallisation de l'Ag. [338], [339], [341]. Ceci est cohérent avec les résultats de T. Urban et al[342], qui ont montré une formation limitée de cristaux d'Ag sur les émetteurs de bore, même avec une formulation agressive de fritte de verre.
- **Résistance de contact plus élevée pour les cristaux individuels** : La résistance de contact spécifique d'un cristal d'Ag individuel sur du silicium p+ est intrinsèquement plus élevée que sur du silicium n+ en raison des différences dans les propriétés de contact métal-

semiconducteur. Cette différence est liée au type de porteurs majoritaires dans l'émetteur et à la courbure de bande qui en résulte à l'interface [338].

- **Gravure non uniforme de la fritte de verre :** la fritte de verre dans la pâte d'Ag joue un rôle crucial dans la gravure de l'ARC SiNx:H pour exposer la surface du silicium. L'uniformité du processus de gravure n'est pas toujours assurée, entraînant la présence de régions où une couche résiduelle de SiNx:H subsiste. Cette situation entrave la formation du contact et augmente la résistivité de contact (ρc).

4.3 Formation de contacts avec des pâtes Ag/Al sur les émetteurs P+

L'ajout d'un faible pourcentage d'Al à la pâte d'Ag améliore considérablement les propriétés de contact. La clé de cette amélioration réside dans l'interaction complexe des processus qui se produisent pendant le processus de cuisson :

4.3.1 Rôle de la fritte de verre

La fritte de verre à base de plomb contenue dans la pâte joue un rôle crucial en facilitant la formation du contact :

- **Gravure de l'ARC SiNx:H** : La fritte de verre grave la couche de SiNx:H, ce qui permet un contact direct entre la pâte métallique et la surface de silicium. Le processus de gravure, toutefois, présente des variations. Par conséquent, une couche résiduelle de SiNx:H subsiste sous les régions du contact contenant de l'Al, comme en témoigne la présence d'azote détectée par EDS dans ces régions (figure 4.1).

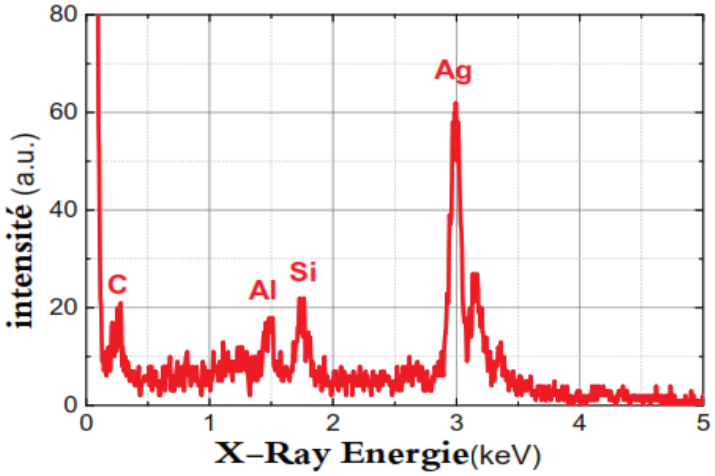


***Figure 4-1**:Le spectre EDS d'un point de contact pris sur une zone de contact gravée dans HF*[343].

- **Favoriser la densification** : La fritte de verre favorise la densification de la pâte cuite, créant une structure de contact plus compacte et conductrice. Ceci est évident lorsque l'on compare la microstructure des contacts avec et sans fritte de verre (figure 4.2), montrant une structure plus dense pour la pâte contenant du verre.

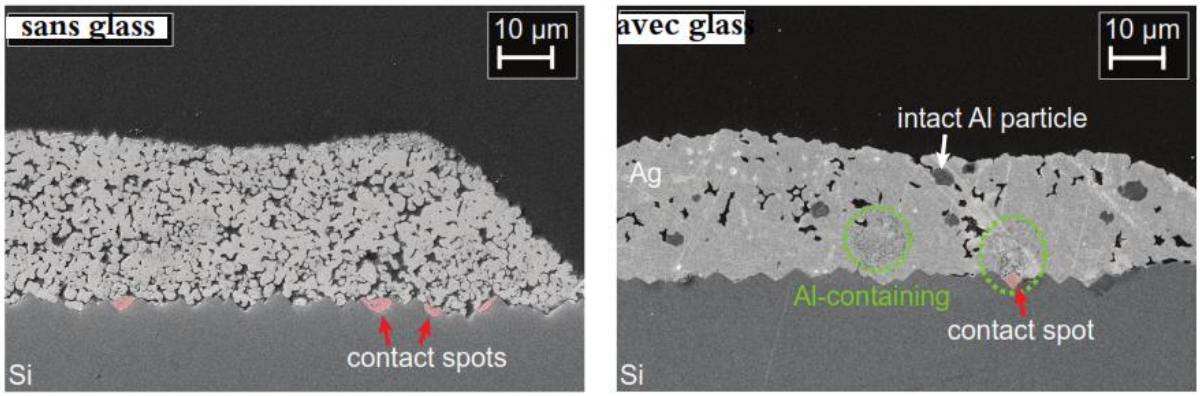


***Figure 4-2**:présente des micrographies MEB des coupes transversales de contact de pâtes contenant de l'aluminium : (a) pâte sans verre, (b) pâte contenant un fritté de verre. Les régions contenant de l'aluminium sont entourées de lignes vertes en pointillés. Ces régions existent également dans (a) mais sont difficiles à détecter et ne sont donc pas marquées*[344].

4.3.2 Changements microstructuraux induits par l'Al

La présence d'Al dans la pâte induit des changements microstructuraux significatifs au cours du processus de cuisson :

4.3.2.1 Fusion de l'Al et dissolution de l'Ag :

A des températures supérieures à 660°C, les particules d'Al fondent et dissolvent l'Ag environnant, formant une phase liquide Ag/Al. Ce processus est confirmé par l'observation de particules d'Al intactes à des températures de cuisson plus basses (figure 4.3) et la formation ultérieure d'une phase Ag/Al inhomogène à des températures plus élevées .

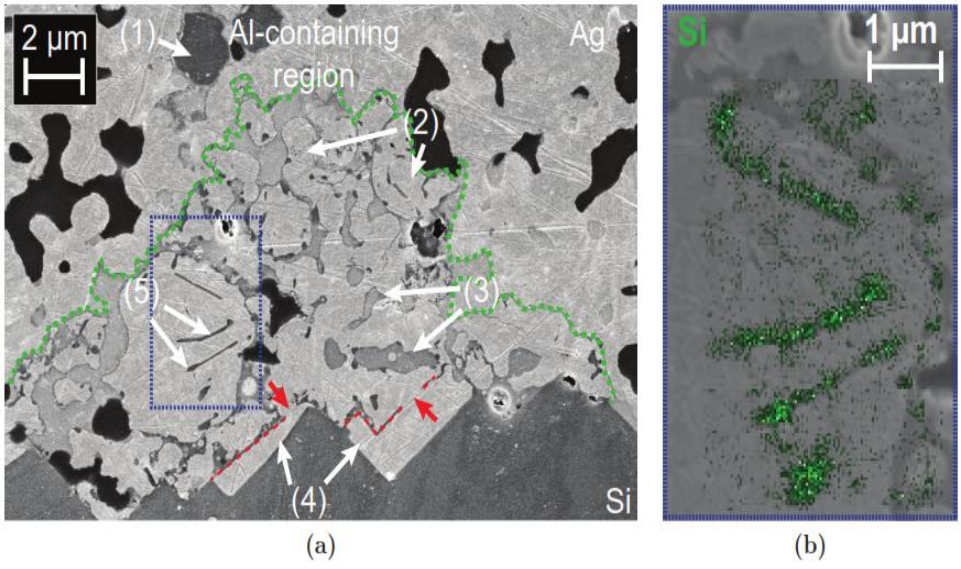


***Figure 4-3**:présente des micrographies MEB des coupes transversales des contacts contenant de l'aluminium. (1) Particule d'aluminium intacte, (2) phase argent-aluminium, (3) verre contenant de l'aluminium, (4) points de contact argent-aluminium, (5) inclusions riches en silicium. Les flèches rouges indiquent les points où Il existe une connexion directe entre le point de contact et le contact en vrac. Carte EDS du silicium. La région encadrée en bleu dans (a) est superposée à une micrographie électronique à balayage* [343].

4.3.2.2 Dissolution du silicium et formation de pointes :

La phase liquide Ag/Al dissout facilement le Si de la surface de la plaquette, ce qui conduit à la formation de pointes Ag/Al qui s'enfoncent profondément dans le Si. La profondeur et la taille de ces pics sont influencées à la fois par la température de cuisson maximale (Tmax) et par la durée du processus à haute température, comme le montrent la figure 4.4.

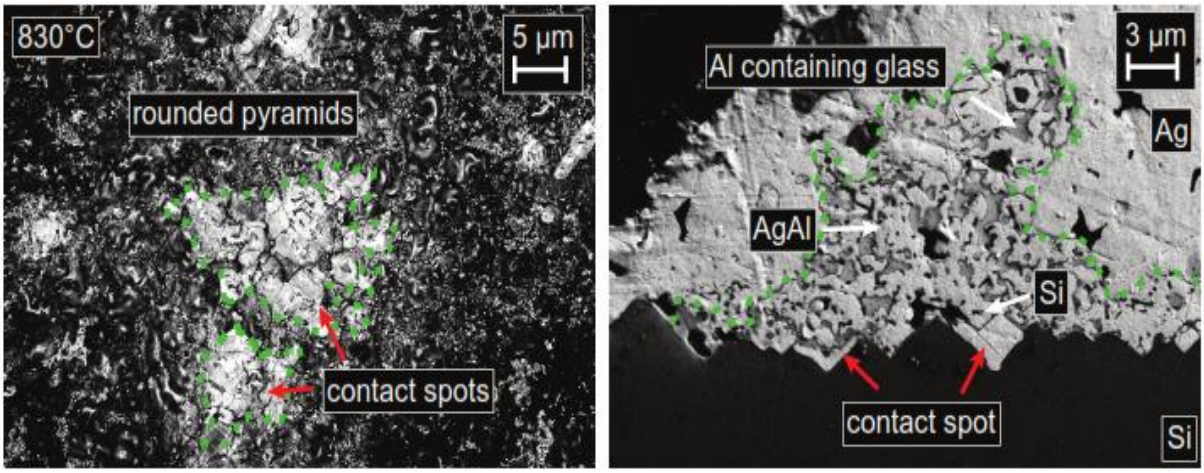


***Figure 4-4**:montre des vues (MEB) des contacts gravés et des sections polies, avec des températures de pic appliquées uniformément* [345].

4.3.2.3 Précipitation et solidification du Si :

Pendant le refroidissement, la phase Ag/Al/Si se solidifie, formant des cristaux d'Ag avec une petite quantité d'Al et de Si incorporée dans le réseau. En outre, l'excès de Si précipite sous forme d'inclusions de silicium multicristallin dans la phase Ag/Al solidifiée [346]. Ces inclusions sont évidentes sous forme de taches sombres et de lamelles dans la phase Ag/Al du contact global et dans les pointes de contact (figure 4.5).

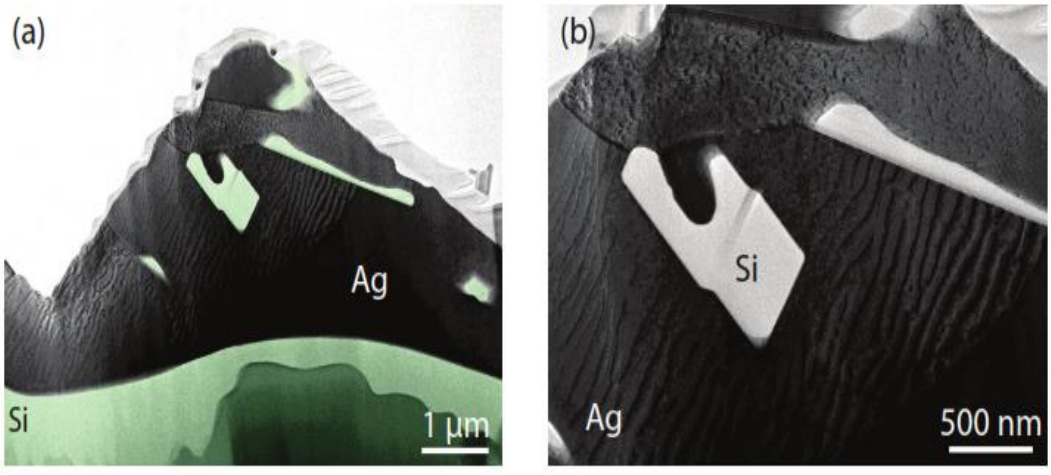


***Figure 4-5**:présente une image STEM d'un cristal d'argent développé à la surface du silicium sans couche SiNx:H. Image en microscopie électronique à transmission (MET) agrandie montrant une inclusion de silicium* [345].

4.3.3 Mécanismes de conduction du courant

- **Tunnel à travers le verre ultrafin** : La présence d'une couche résiduelle de SiNx:H sous les régions du contact contenant de l'Al, combinée à la gravure non uniforme de la surface du silicium par la fritte de verre, donne des zones avec des couches de verre ultra-minces. La conduction du courant à travers ces zones se fait principalement par effet tunnel, assisté par la présence de colloïdes de nano-Ag incorporés dans le verre [346]–[352] Ce mécanisme est étayé par l'observation d'une fine couche de verre entourant les points de contact dans les images MEB en coupe transversale (figure 4.6).

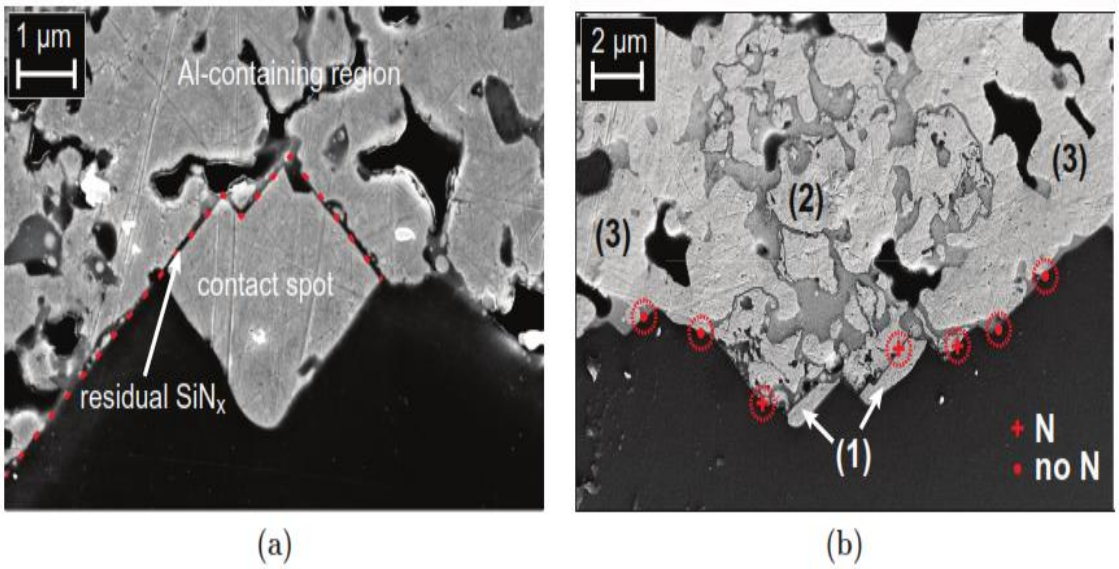


***Figure 4-6**:présente des coupes transversales polies du contact sur une surface en silicium texturé alcalin. Image agrandie du point de contact. Les lignes en pointillés rouges indiquent l'emplacement de l'ancienne surface en silicium. (b) Une section de contact plus grande. (1) point de contact, (2) zone contenant de l'aluminium, (3) La partie du contact sans aluminium* [345].

- **Contact direct au niveau des pointes** : Au niveau des pointes Ag/Al, un contact direct entre le métal et le silicium peut se produire, ce qui facilite le transport efficace du courant [341], [353]. La densité et la profondeur de ces pointes sont cruciales pour obtenir un faible ρc. L'importance des pointes de contact pour le transport du courant est mise en évidence par la corrélation entre la densité des pointes et le ρc mesuré (figure 4.7).

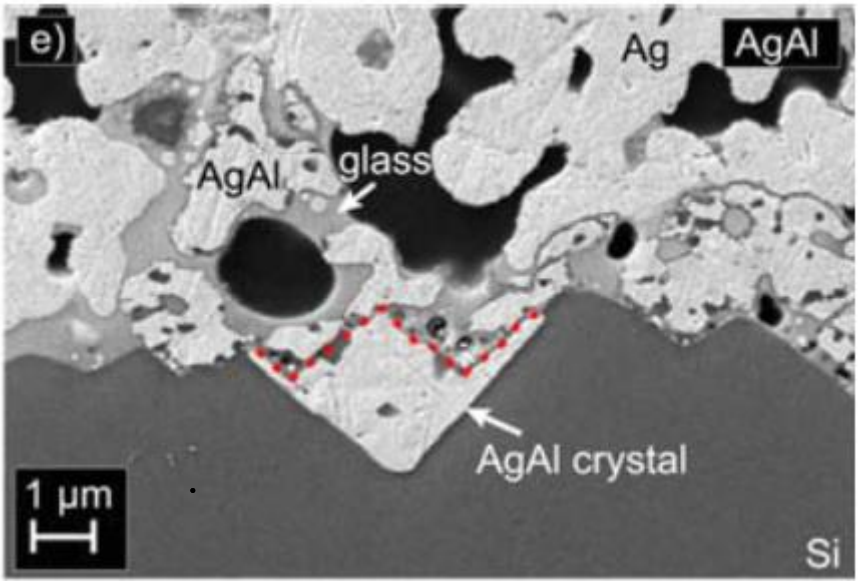
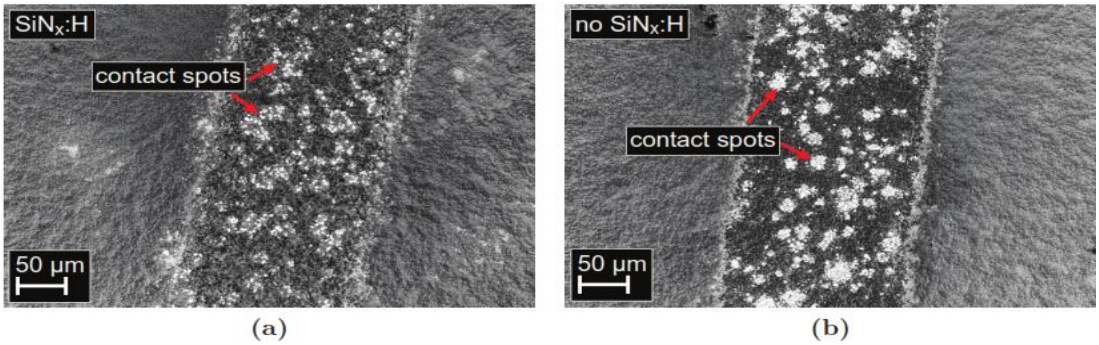


***Figure 4-7**:Micrographies MEB d'une vue de dessus des contacts, avec de coupes transversales polies de la pâte AgAl* [354].

4.4 Influence de l'ARC SiNx:H sur la formation du contact

La présence de l'ARC SiNx:H affecte de manière significative le processus de formation du contact :

- **Barrière à l'interaction métal-silicium** : La couche de SiNx:H agit comme une barrière, empêchant le contact direct et la réaction entre l'aluminium de la pâte et la surface du silicium. Cette barrière empêche efficacement la formation d'une couche eutectique Al-Si, couramment observée dans les contacts FS sur les tranches sans SiNx:H et sur la face arrière des cellules de type p avec des BSF en Al [353][348].
- **Gravure non uniforme et échange local de matériaux** : La gravure de la couche de SiNx:H par la fritte de verre n'est généralement pas uniforme, créant des ouvertures ou des « trous » dans la couche. L'échange de matière entre le silicium et la phase Ag/Al est principalement confiné à ces ouvertures, ce qui conduit à la formation de pointes Ag/Al bien définies sous la couche SiNx:H restante [353][346]. Cet échange localisé limite également la propagation latérale de la phase Ag/Al, ce qui se traduit par des points de contact plus petits par rapport aux plaquettes sans SiNx:H [353]. Cet effet est visible dans la figure 4.8, où des points de contact plus importants sont observés sur les plaquettes sans SiNx:H en raison de la croissance latérale sans restriction de la phase Ag/Al.



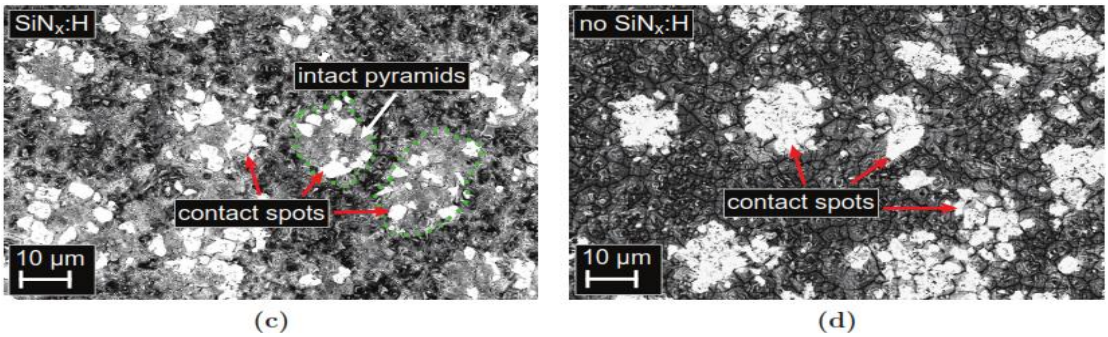


***Figure 4-8**:présente des images (MEB) des contacts imprimés sur les plaquettes avec (a, c) et sans (b, d) couche SiNx:H gravée à l'acide fluorhydrique[350].*

4.5 Impact de la texture de la surface sur la formation du contact

La morphologie de la surface de la plaquette de silicium, en particulier la texture créée par la gravure, influence considérablement le processus de formation du contact :

- **Augmentation de la surface :** Les surfaces texturées, comme celles qui ont subi une gravure alcaline ou au plasma, offrent une plus grande surface de contact que les surfaces planes. Cette surface accrue augmente la probabilité de contact entre la phase Ag/Al et le silicium, ce qui peut conduire à une plus grande densité de pointes Ag/Al [346]. Cet effet est démontré dans la figure 4.9, où une plus grande densité de points de contact est observée sur les surfaces alcalines et texturées au plasma par rapport aux surfaces mordancées au NaOH et isotexturées.

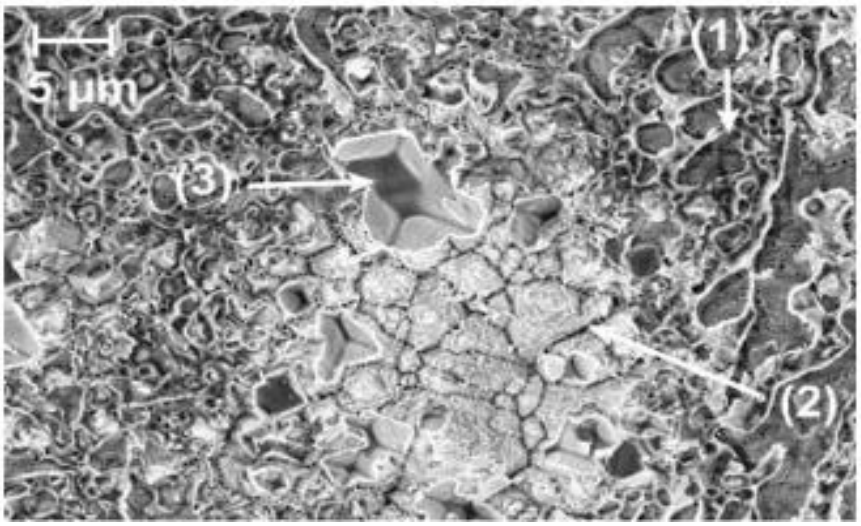


***Figure 4-9**:Micrographie MEB d'un échantillon gravé au HF. Près des points de contact Ag/Al taches [351].*

- **Effets de l'orientation cristalline** : L'orientation cristallographique de la surface de silicium affecte la forme et le comportement de croissance des points de contact Ag/Al. Sur les surfaces orientées (100), les points de contact ont tendance à se former sous forme de pyramides inversées, alors que sur les surfaces orientées (111), ils se développent souvent sous forme de prismes triangulaires plats [339], [346], [355]. Cette différence de forme influence la zone de contact et la profondeur de pénétration dans le Si, comme le montrent les figures 4.10 et 4.11.

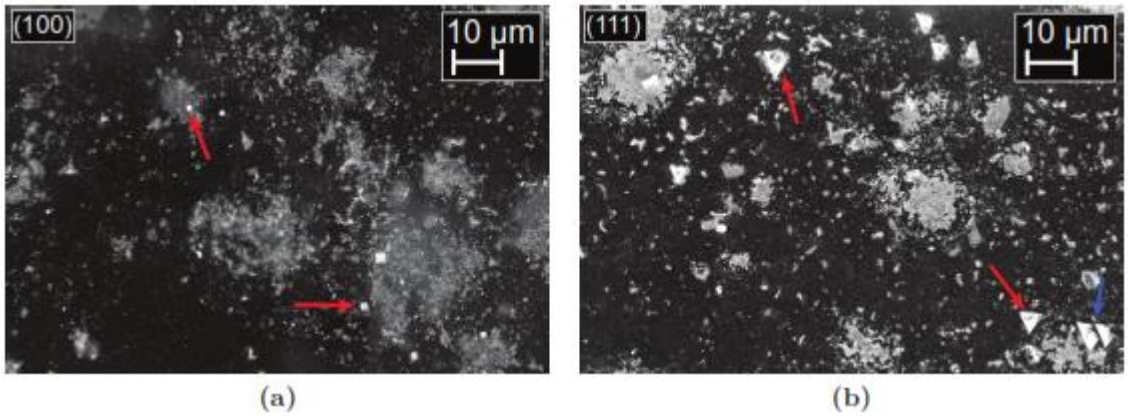


***Figure 4-10**:présente des images (MEB) des contacts obtenus dans le processus de frittage rapide et gravés à l'acide fluorhydrique. Sur les plaquettes orientées (100), on peut observer peu de points de contact présentant une forme carrée. Sur la tranche (111) du wafer, on peut observer des points de contact plus nombreux et plus larges, présentant une forme triangulaire[350].*

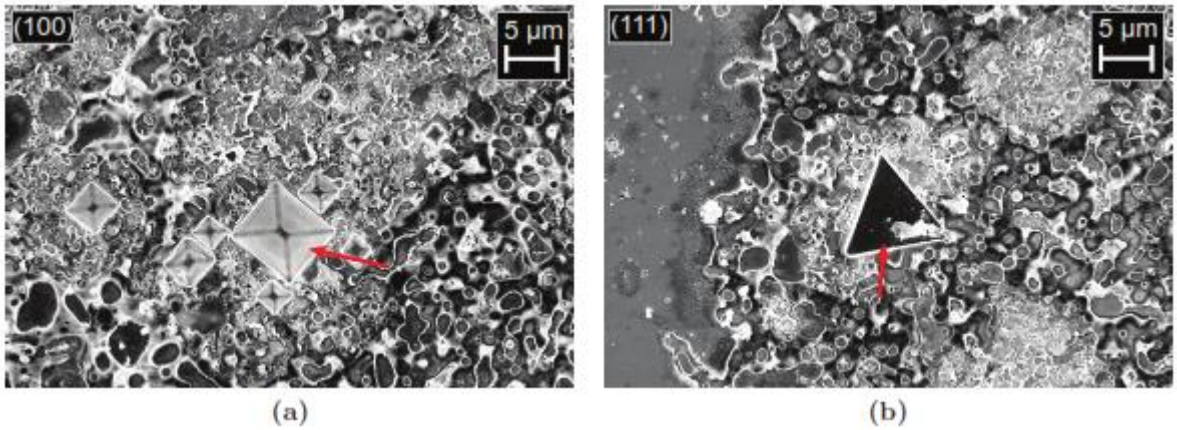


***Figure 4-11**: Images MEB de contacts après cuisson lente et gravure à l'eau régale. Les empreintes sur la surface (100) présentent la forme de pyramides de silicium inversées (a), tandis que des empreintes triangulaires plates sont visibles sur la surface (111). [350].*

4.6 Formation du contact sans fritte de verre :

Afin de mieux comprendre le rôle de la fritte de verre, nous avons mené des expériences spécifiques en utilisant une pâte Ag/Al sans fritte. Ces expériences ont permis de constater les points suivants :

- **La formation de contact est toujours possible** : Même en l'absence de fritte de verre, la formation d'un contact entre la pâte Ag/Al et le Si est possible, à condition qu'aucune couche de SiNx:H n'empêche le contact direct. Cette constatation confirme que la fritte de verre n'est pas directement impliquée dans la fusion et l'alliage de l'Al et de l'Ag [353].
- **Résistance de contact plus élevée** : La résistance de contact spécifique obtenue avec la pâte sans verre était plus élevée qu'avec les pâtes Ag/Al standard contenant une fritte de verre [353]. Cette observation souligne l'importance de la fritte de verre dans la

promotion d'une bonne formation de contact, probablement grâce à son rôle dans la densification du contact et la facilitation de la gravure de la couche de SiNx:H.

4.7 Le rôle de la TEM et de la DRX dans l'analyse des contacts

Les techniques de caractérisation avancées sont cruciales pour comprendre les subtilités de la formation des contacts :

4.7.1 Analyse MET

La MET fournit une imagerie à haute résolution de l'interface de contact, ce qui permet d'étudier :

- **la structure et l'orientation des cristaux** : Les images TEM et les diagrammes de diffraction révèlent la structure cristalline et l'orientation des pointes Ag/Al, confirmant leur nature principalement monocristalline [346]. L'absence de relation d'orientation spécifique entre les pointes d'Ag/Al et le substrat de Si est confirmée par la présence de multiples pics d'Ag dans les spectres DRX (Figure 4.12).

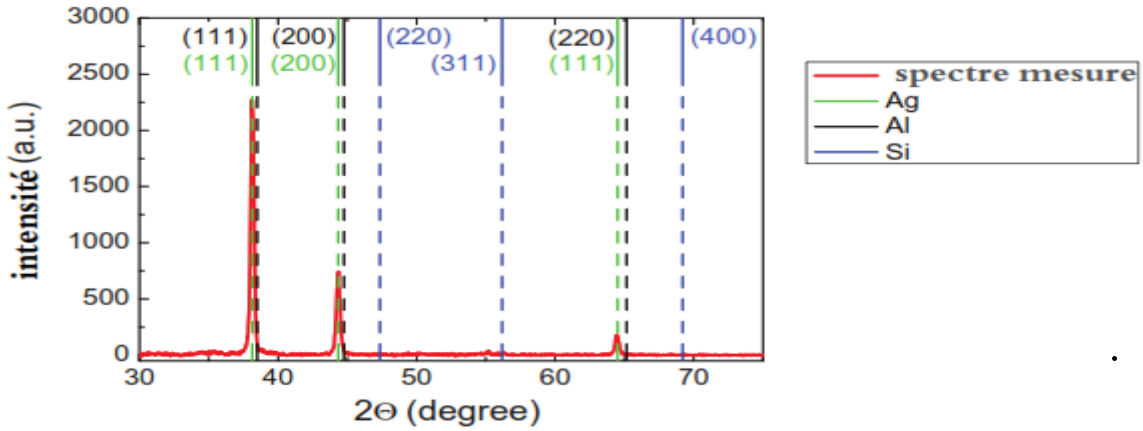


***Figure 4-12**:Le spectre de diffraction des rayons X révèle des pics correspondant à la présence d'argent et d'aluminium déposés sur un substrat en silicium. Pour la comparaison, les positions des pics de l'argent, de l'aluminium et du silicium sont illustrées* [356].

- **Inclusions de silicium** : L'analyse TEM identifie les inclusions riches en Si dans la phase Ag/Al comme des précipités de silicium multicristallins, ce qui permet de mieux comprendre le processus de précipitation pendant le refroidissement [346]. La nature multicristalline de ces inclusions est confirmée par les images HRTEM et l'analyse FFT correspondante (Figure 4.13).

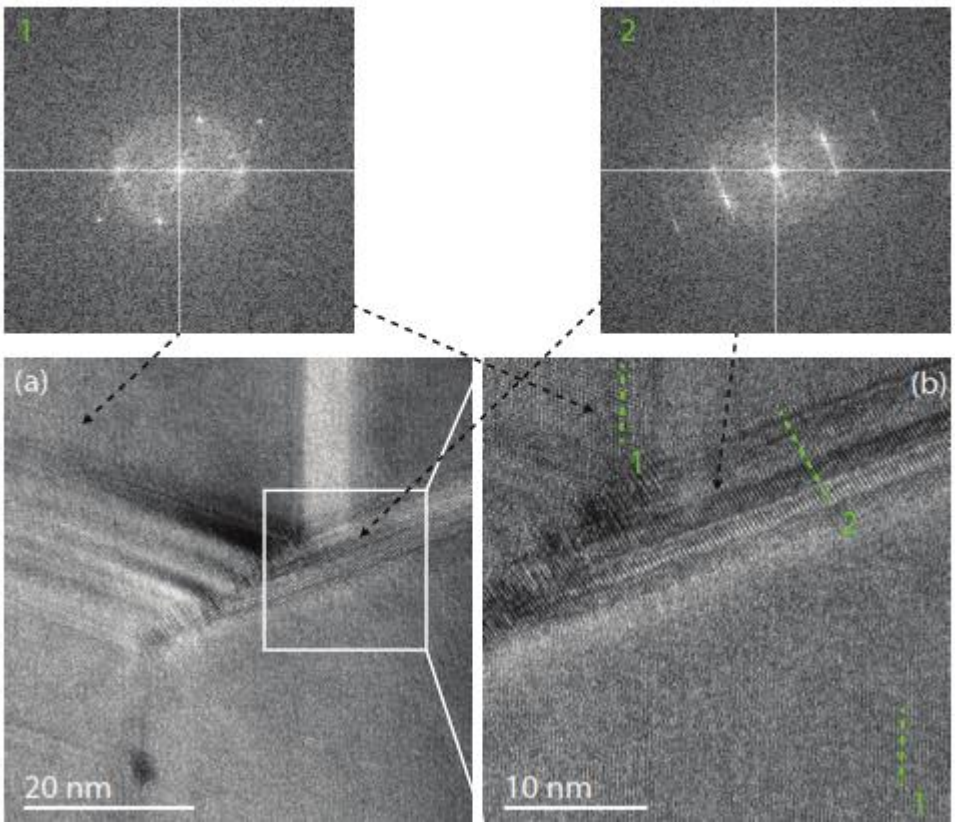


***Figure 4-13**: Images HRTEM montrant des inclusions de silicium dans un cristal d'argent. La figure (b) est un agrandissement de la région indiquée par le carré blanc sur la figure (a).* [354].

- **Couches interfaciales** : La MET permet de visualiser et d'analyser toutes les couches interfaciales, telles que les couches résiduelles de SiNx:H ou les fines couches de Si amorphe, qui peuvent influencer le transport du courant [346]. La présence d'une couche résiduelle de SiNx:H sous les régions du contact contenant de l'Al est confirmée par la détection d'azote dans les mesures TEM- EDS (figure 4.6).

4.7.2 Analyse DRX

Les mesures DRX complètent l'analyse TEM

- **Confirmation de la structure cristalline** : Les modèles DRX confirment la structure cristalline globale des points de contact, ce qui appuie les résultats de l'analyse TEM.
- **Détection d'orientations multiples** : La présence de plusieurs pics d'Ag dans les spectres DRX indique que les points de contact sur l'échantillon peuvent avoir différentes orientations cristallines, ce qui est cohérent avec l'absence d'une relation épitaxiale définie entre les cristaux d'Ag/Al et le substrat Si [346].

4.8 Modèle phénoménologique pour la formation du contact Ag/Al

Sur la base des observations expérimentales et des analyses présentées dans [346], [353], un modèle phénoménologique complet pour la formation du contact des pâtes Ag/Al sur les émetteurs p+ peut être formulé (figure 4.14) :

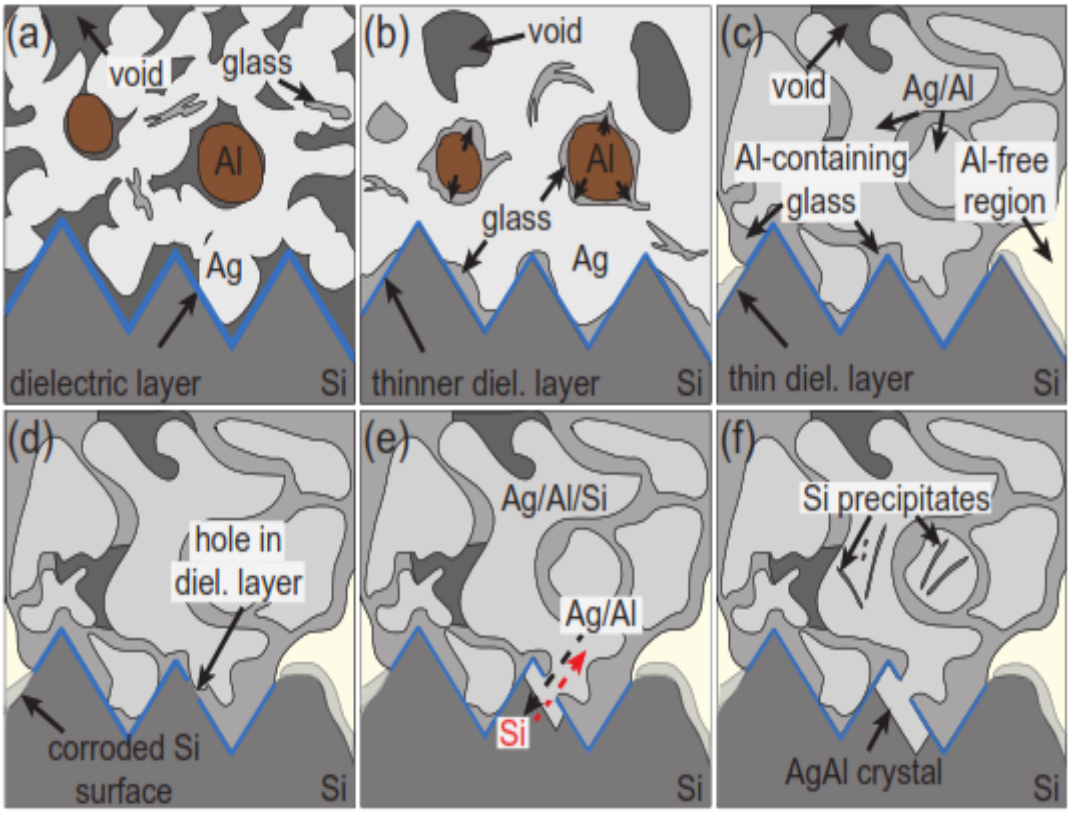


***Figure 4-14**:présente une illustration schématique du modèle phénoménologique de la formation des contacts, montrant des coupes transversales des contacts Ag/Al imprimés à l'écran à différentes étapes de la formation des contacts*[357].

Mise en contact après séchage. Le contact se densifie. Le verre s'accumule autour de l'aluminium et commence à attaquer la couche d'oxyde autour des particules d'aluminium et de la couche diélectrique. L'aluminium se diffuse à travers la couche d'oxyde dans le verre environnant. Les particules d'aluminium fondent. Là où la coque d'oxyde est ouverte, l'aluminium dissout l'argent, formant une phase Ag/Al. En dessous des régions contenant de l'aluminium, le verre grave des ouvertures dans la couche diélectrique. Lorsque la phase Ag/Al entre en contact avec la surface de Si, le silicium est dissous. Des empreintes pyramidales sont gravées dans des formes de phase Si et Ag/Al/Si. Le transport de matériau se produit à travers des ouvertures dans la couche diélectrique. Durant la phase de refroidissement, le silicium précipite dans la phase Ag/Al/Si et se solidifie dans la structure cristalline de l'argent. Les points de contact révèlent la forme des pyramides de Si inversées.

4.8.1 Phase initiale

La pâte sérigraphiée se compose de particules d'Ag, de particules d'Al encapsulées dans une fine couche d'oxyde, d'une fritte de verre et de liants organiques.

4.8.2 Chauffage et densification

Au cours de la phase initiale de chauffage (500°C < T < 660°C), les liants organiques se décomposent et le contact commence à se densifier par frittage. La fritte de verre se ramollit et

commence à mouiller la couche de SiNx:H et la surface du silicium. L'aluminium commence à se diffuser dans le verre environnant.

4.8.3 Fusion de l'aluminium et formation d'alliages

A des températures supérieures à 660°C (660°C < T < Tmax), les particules d'aluminium fondent. L'aluminium fondu pénètre dans sa coquille d'oxyde, dissout l'Ag environnant et se mélange au verre voisin, formant une région inhomogène composée d'une phase Ag/Al et d'un verre contenant de l'Al.

4.8.4 Gravure du SiNx:H et dissolution localisée du Si

La fritte de verre dans la pâte attaque la couche de SiNx:H, créant des ouvertures locales. La phase liquide Ag/Al, entrant en contact avec la surface du Si à travers ces ouvertures, commence à dissoudre le Si. Lorsque la phase Ag/Al entre en contact avec la surface de la plaquette, la gravure de la couche SiNx:H progresse plus lentement, probablement en raison de la réaction préférentielle de l'aluminium avec les composants en verre.

4.8.5 Croissance des pointes d'Ag/Al

La dissolution du silicium et la diffusion du Si dans le contact en vrac se poursuivent, entraînant la croissance de pointes d'Ag/Al dans le silicium. La dissolution du silicium est limitée aux zones où la couche de SiNx:H a été ouverte, ce qui conduit à la formation de pointes qui suivent la forme de l'ancienne surface de silicium. La forme et le comportement de croissance de ces pointes sont influencés par l'orientation cristalline du silicium sous-jacent. Le volume de silicium dissous, et donc la taille des pointes de contact, dépend de Tmax.

4.8.6 Refroidissement et solidification

À mesure que la température diminue, la solubilité du Si dans la phase Ag/Al se réduit, ce qui entraîne la précipitation de l'excès de Si sous forme d'inclusions multicristallines. La phase Ag/Al/Si restante se solidifie, formant une structure cristalline d'argent avec Al et Si incorporés dans le réseau. La couche résiduelle de SiNx:H agit comme un moule, donnant aux points de contact la forme de l'ancienne surface de silicium.

4.9 Conclusion

La formation du contact des pâtes Ag/Al sur les émetteurs p+ est un processus complexe impliquant un équilibre délicat entre les interactions des matériaux et les transformations de phase au cours de la cuisson à haute température. La clé pour obtenir un contact à faible résistance réside dans la formation de pointes d'Ag/Al qui pénètrent la surface du silicium. Cependant, la profondeur de ces pointes doit être soigneusement contrôlée pour minimiser les pertes par shuntage et recombinaison, qui peuvent avoir un effet négatif sur les performances de la cellule solaire.

Plusieurs facteurs, notamment la teneur en Al de la pâte, la présence et les propriétés de l'ARC SiNx:H, la texture de la surface du silicium et le profil de cuisson, influencent la structure et les propriétés du contact final. Il est essentiel de comprendre ces influences pour optimiser la formulation de la pâte Ag/Al et le processus de cuisson afin d'obtenir des propriétés de contact optimales pour les cellules solaires en silicium de type n à haut rendement.

Chapitre 5

Méthodologie Expérimentale Et Techniques De Caractérisation

5 Méthodologie Expérimentale Et Techniques De Caractérisation

Ce chapitre détaille méticuleusement la méthodologie expérimentale et les techniques de caractérisation avancées employées dans la fabrication et l'analyse approfondie de cellules solaires au silicium monocristallin (c-Si) de type n à haut rendement incorporant des émetteurs de champ de surface arrière (BSF) Al-p+. L'objectif principal de cette recherche est d'élucider l'interaction complexe entre deux paramètres de traitement clés et leur influence profonde sur la formation de contacts électriques robustes et, en fin de compte, sur l'efficacité de la conversion d'énergie des cellules solaires fabriquées :

5.1 Concentration d'aluminium dans la pâte Ag-Al

Nous étudions systématiquement l'effet de la variation de la teneur en aluminium (Al) dans la pâte argent-aluminium (Ag-Al) utilisée pour la formation du contact arrière. L'objectif est de déterminer la concentration optimale d'aluminium qui permet d'obtenir à la fois une résistance de contact minimale et une couche émettrice p+ bien définie et profondément diffusée.

5.2 Optimisation du profil de recuit

Nous examinons méticuleusement l'impact de différents profils de recuit, utilisant à la fois le traitement thermique rapide (RTP) et le recuit conventionnel au four, sur les caractéristiques structurelles et électriques de l'émetteur p+. Cette étude comparative révélera le traitement thermique le plus efficace pour favoriser la diffusion de l'aluminium et obtenir les propriétés souhaitées de l'émetteur p+.Ce chapitre est structuré de manière à fournir un compte-rendu complet et rigoureux du parcours expérimental. Il commence par une description détaillée du protocole de préparation des plaquettes, garantissant un substrat vierge et sans défaut pour le traitement ultérieur. Nous développons ensuite les deux techniques de métallisation utilisées - la sérigraphie et le dépôt physique en phase vapeur (PVD) - en soulignant leurs avantages et leurs limites respectifs dans le contexte de la formation de contacts électriques de haute qualité. La section suivante se concentre sur le processus crucial de diffusion du bore utilisé pour former la couche émettrice p+, en fournissant des détails sur la source de diffusion, la configuration et les profils de température soigneusement optimisés. Le chapitre se termine par une description détaillée des techniques de caractérisation de pointe utilisées pour sonder les propriétés microstructurales, chimiques et électriques complexes des contacts de cellules solaires fabriqués, jetant ainsi les bases d'une analyse et d'une discussion détaillées des résultats expérimentaux présentés.

5.3 Préparation des plaquettes

Établissement d'une base pour des contacts de haute performance

La réalisation de cellules solaires au silicium à haut rendement dépend essentiellement de la préparation méticuleuse des plaquettes de silicium, garantissant une morphologie de surface vierge et bien contrôlée, dépourvue d'impuretés ou de défauts susceptibles d'entraver la formation de contacts électriques de haute qualité et de compromettre les performances de l'appareil. Cette étude utilise un protocole de préparation des plaquettes en plusieurs étapes, minutieusement afin de garantir une surface vierge et bien définie pour le traitement ultérieur.

5.3.1 Sélection des plaquettes et nettoyage initial

Nous commençons par des plaquettes de silicium monocristallin de type n disponibles dans le commerce (CZ-Si) comme matériau de départ. Pour éliminer les particules détachées et les contaminants de surface, les plaquettes sont soumises à un processus de nettoyage initial rigoureux comprenant un brossage doux et un rinçage à l'eau désionisée.

5.3.2 Élimination de l'oxyde natif :

La couche d'oxyde natif inhérente qui se forme à la surface du silicium lors de l'exposition à l'air constitue un obstacle important au traitement ultérieur. Pour y remédier, nous procédons à une étape de gravure humide à l'aide d'une solution d'acide fluorhydrique (HF) diluée, généralement à une concentration de 10 %. Ce processus élimine efficacement la couche d'oxyde native, révélant une surface de silicium propre et exempte d'oxyde, prête pour un traitement ultérieur.

5.3.3 Nettoyage organique (dégraissage)

Les traces de contaminants organiques, tels que la graisse résiduelle, la cire provenant de la manipulation des plaquettes et les particules de poussière, peuvent nuire à l'adhérence des couches déposées ultérieurement et à la qualité des contacts électriques. Par conséquent, une étape de dégraissage complet est cruciale pour garantir une surface de silicium vierge. Cette étape implique une immersion séquentielle dans différents solvants, chacun ciblant des types spécifiques de contaminants organiques :

- **Trichloréthylène (TCE) à température élevée :** L'immersion dans le TCE à une température d'environ 80°C permet d'éliminer efficacement la graisse et d'autres résidus organiques résistants.
- **Rinçage à l'acétone** : Cette étape permet d'éliminer les résidus de TCE et de poursuivre le processus d'élimination des contaminants organiques.
- **Rinçage à l'alcool isopropylique (IPA) :** Un dernier rinçage à l'IPA assure l'élimination complète des solvants résiduels et de tous les contaminants organiques restants. Après le processus de dégraissage, les plaquettes sont soigneusement rincées avec de l'eau déionisée à haute résistivité (18 mΩ) pour éliminer les contaminants ioniques et sont doucement séchées sous un courant d'azote sec pour empêcher la réoxydation de la surface du silicium.

5.3.4 Texturation de la surface

Pour améliorer les capacités de piégeage de la lumière de la cellule solaire, nous mettons en œuvre une étape de texturation de la surface. Il s'agit d'une gravure contrôlée de la surface avant de la plaquette pour créer une morphologie texturée avec des pyramides microscopiques ou d'autres structures de diffusion de la lumière. Ce processus de texturation augmente la longueur du trajet de la lumière incidente dans le silicium, améliorant ainsi l'absorption de la lumière et la génération de porteurs de charge.

5.3.5 Dépôt d'une couche de passivation

La recombinaison de surface, phénomène par lequel les porteurs de charge se recombinent à la surface du silicium au lieu de contribuer au photocourant, peut réduire considérablement l'efficacité des cellules solaires. Pour atténuer ces pertes, nous déposons une fine couche de

passivation sur la surface arrière de la plaquette afin d'agir comme une barrière contre la recombinaison des porteurs minoritaires (électrons). Le nitrure de silicium (SiNx) et l'oxyde d'aluminium (Al2O3) sont des matériaux de passivation couramment utilisés, qui passivent efficacement la surface du silicium et contribuent à améliorer les performances du dispositif.

5.3.6 Dépôt d'un revêtement antireflet (ARC)

Il est essentiel de minimiser la réflexion de la lumière sur la surface de la cellule solaire pour maximiser l'absorption de la lumière et, par conséquent, l'efficacité de la cellule. Pour ce faire, nous déposons une fine couche antireflet (ARC) sur la surface avant de la plaquette. Le nitrure de silicium (SiNx:H), dont l'indice de réfraction se situe entre celui de l'air et celui du silicium, est un matériau ARC idéal. Cette correspondance d'indice réduit efficacement la réflexion de la lumière à la surface du silicium, ce qui permet à une plus grande quantité de lumière incidente de pénétrer dans la plaquette de silicium et de contribuer à la génération de porteurs de charge. Nous utilisons le dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma pour le dépôt de l'ARC, car il permet un contrôle précis de l'épaisseur et de l'uniformité de la couche de SiNx:H déposée.

5.4 Techniques de métallisation

Fabrication des voies électriques

Le processus de métallisation est une étape critique de la fabrication des cellules solaires, au cours de laquelle des contacts métalliques sont déposés sur la plaquette de silicium afin de créer des voies à faible résistance pour une collecte efficace du courant. Cette étude utilise deux techniques de métallisation de premier plan : la sérigraphie, une méthode largement adoptée dans l'industrie photovoltaïque pour sa rentabilité et son évolutivité, et le dépôt physique en phase vapeur, connu pour son contrôle exceptionnel de l'épaisseur et de l'uniformité du film.

5.4.1 Sérigraphie : Une approche rentable et évolutive

La sérigraphie est une technique fondamentale pour former des contacts métalliques dans la fabrication des cellules solaires. Cette méthode, largement plébiscitée pour sa simplicité, sa rentabilité et son évolutivité pour la production en grande série, consiste à transférer une pâte contenant du métal sur la plaquette de silicium à travers un écran à motifs, créant ainsi des géométries de contact bien définies. La pâte comprend généralement des particules métalliques, des frittes de verre, des liants organiques et des solvants, chacun jouant un rôle spécifique dans le processus de formation du contact.

5.4.1.1 Compositions de la pâte

Le tableau 5.1 résume les différentes compositions de pâte utilisées dans cette étude :

Tableau 5.1*:Compositions de pâte utilisées dans cette étude.*

Échantillon	Composition
1	Argent

2	Aluminium
3	Ag-1,34%Al
4	Ag-4,1%Al
5	Ag-7,8%Al
6	Ag-9,81%Al

5.4.1.2 Profils de recuit :

L'influence des profils de recuit sur la formation des contacts a été étudiée en appliquant les paramètres décrits dans le Tableau 5.2. Chaque profil a été conçu pour évaluer l'effet de la température et du temps de montée sur les propriétés des contacts.

***Tableau 5.2**:Profils de recuit étudiés dans cette étude.*

Échantillons	Températures du Pic (°C)	Rampes
Profile I	740	5s

5.4.1.3 Processus de sérigraphie :

Le processus de sérigraphie peut être décomposé en plusieurs étapes clés :

Préparation de l'écran :

L'écran, un treillis tendu sur un cadre, sert de gabarit pour le motif de contact souhaité. L'acier inoxydable, connu pour sa grande résistance à la traction et à l'abrasion, est couramment utilisé comme matériau de maille. Pour créer le motif, une émulsion est appliquée sur l'écran et exposée sélectivement à la lumière UV à travers un masque, durcissant les zones non exposées et laissant ouvert le motif de contact souhaité.

La figure 5.1 fournit une représentation visuelle de l'étape de préparation de la sérigraphie, montrant la raclette étalant la pâte à travers l'écran à motifs sur la plaquette de silicium située en dessous.



***Figure 5-1**:présente une représentation de la phase de préparation avant l'impression.*

1. **Dépôt et étalement de la pâte** :

   Une couche épaisse de la pâte métallique choisie est appliquée uniformément sur l'écran. Une raclette, généralement en caoutchouc ou en polyuréthane, est ensuite utilisée pour étaler la pâte uniformément sur l'écran, en la faisant passer par les zones ouvertes du motif et en la déposant sur la plaquette de silicium placée en dessous. La pression appliquée par la raclette et sa vitesse sur l'écran sont des paramètres critiques qui influencent l'épaisseur et l'uniformité de la couche de pâte imprimée.

La figure 5.2 : montre une plaquette de silicium après sérigraphie de la pâte métallique, mettant en évidence le motif de contact bien défini obtenu grâce à cette technique.



Figure 5-2:présente une illustration du wafer après l'application de la pâte.

2. **Séchage :**

   Après le dépôt de la pâte, les plaquettes sont placées dans un four à basse température, généralement entre 100 et 250 °C, pour évaporer les solvants présents dans la pâte, afin d'éviter la formation de bulles ou de fissures dans la couche imprimée au cours du traitement ultérieur à haute température.

3. **Cuisson (frittage)** :

   Les plaquettes séchées sont soumises à un processus de cuisson à haute température, généralement dans un four à des températures comprises entre 740°C et 820°C. Ce traitement à haute température permet d'atteindre deux objectifs principaux :

- fritter les particules métalliques contenues dans la pâte, en les fusionnant pour former une couche continue hautement conductrice, et favoriser l'interaction entre la fritte de verre et la plaquette de silicium, ce qui conduit à la formation d'un contact ohmique à faible résistance pour un flux de courant efficace entre le métal et le silicium.

5.4.2 four pour le recuit :

Cette recherche utilise à la fois le traitement thermique rapide (RTP) et le recuit en four conventionnel. Le choix entre les deux dépend du profil de recuit spécifique souhaité :

5.4.2.1 Four de traitement thermique rapide (RTP) :

Le traitement thermique rapide (RTP) s'est imposé comme une technologie cruciale pour la fabrication de cellules solaires à haut rendement. Contrairement aux fours conventionnels, qui reposent sur des taux de chauffage et de refroidissement lents, les fours RTP utilisent des lampes à haute intensité pour chauffer rapidement la surface de la plaquette. Cela permet de raccourcir les temps de traitement, qui durent généralement de quelques secondes à quelques minutes, ce qui les rend idéaux pour les processus à haute température où il est primordial de minimiser le budget thermique. En contrôlant précisément les profils de température, le RTP minimise efficacement la diffusion ou la redistribution indésirable des dopants, préservant ainsi les propriétés soigneusement élaborées du matériau semi-conducteur.

Principe de fonctionnement

Le principe de base du RTP consiste à utiliser des lampes à haute intensité, généralement des lampes halogènes ou au xénon, pour chauffer directement la surface de la plaquette. La plaquette est placée sur un suscepteur en quartz dans une chambre soigneusement contrôlée, souvent purgée avec des gaz inertes comme l'azote ou l'argon pour éviter l'oxydation. Les lampes, contrôlées avec précision par un système informatique, peuvent rapidement chauffer la plaquette à la température souhaitée en quelques secondes. Les taux de chauffage et de refroidissement rapides sont obtenus grâce au rayonnement direct des lampes et à la faible masse thermique du système. Ce cycle thermique rapide offre des avantages significatifs par rapport aux fours conventionnels, notamment en ce qui concerne le contrôle de la profondeur de diffusion du dopant et la minimisation de la contrainte thermique sur la plaquette.

La figure 5.3 : fournit une représentation schématique du processus RTP, mettant en évidence les principaux composants impliqués.

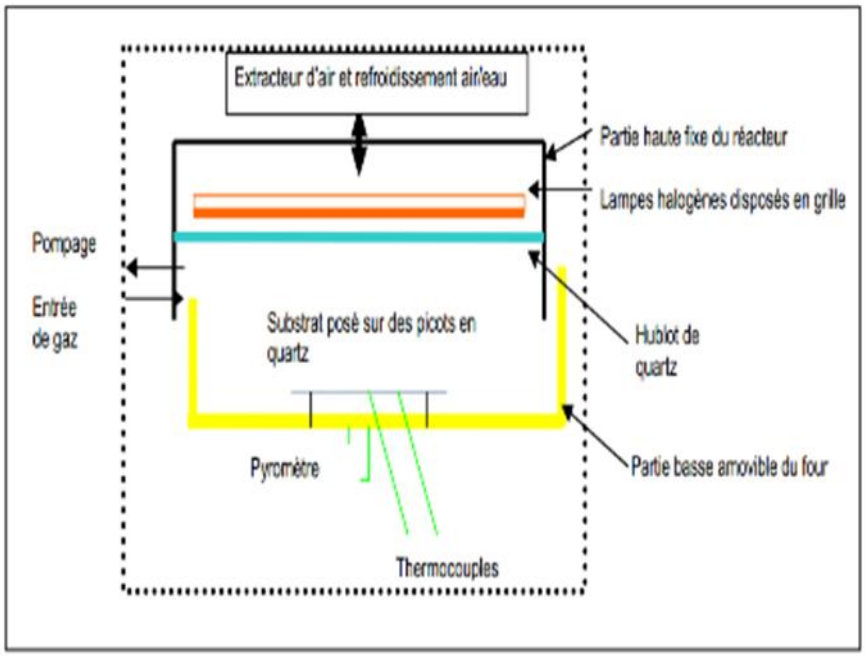


***Figure 5-3**:Schéma Principe de fonctionnement du procédé thermique rapide (RTP).*

1. Le four RTP Accu Thermo AW610

Le four Accu Thermo AW610 est un exemple spécifique de four RTP utilisé dans la fabrication de cellules solaires. Ce système se distingue par sa capacité à chauffer rapidement et uniformément les plaquettes de silicium.

La Figure 5.4 : illustre la configuration du traitement des plaquettes de silicium dans le four Accu Thermo AW610 RTP.



***Figure 5-4**: Présentation visuelle du four Accu Thermo AW610 RTP..*

5.4.2.2 Les principales caractéristiques du four Accu Thermo AW610 RTP sont les suivantes :

Contrôle précis de la température : Le four est équipé de plusieurs capteurs de température et d'un système de contrôle sophistiqué pour garantir des profils de température précis et reproductibles.

Taux de chauffage et de refroidissement rapides : Les vitesses de chauffage peuvent atteindre 200°C par seconde, tandis que les vitesses de refroidissement sont tout aussi impressionnantes, ce qui permet un contrôle précis du budget thermique.

Contrôle polyvalent de l'atmosphère : La chambre du four peut être purgée avec des gaz inertes comme l'azote ou l'argon, ou des gaz réactifs comme l'oxygène, en fonction des conditions de traitement souhaitées.

Manipulation des plaquettes : Le système est conçu pour le chargement et le déchargement manuels des plaquettes, généralement placées sur un suscepteur en quartz.

La figure 5.5 : présente une photographie du four Accu Thermo AW610 RTP utilisé dans l'étude.

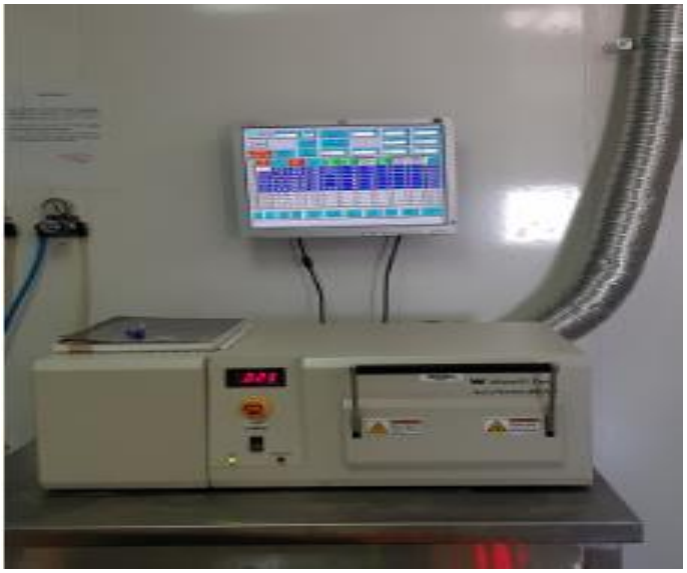


***Figure 5-5**:Le four RTP du CRTSE.*

5.4.2.3 Profils de température et applications

La possibilité de contrôler avec précision les profils de température est un avantage clé des fours RTP. Les chercheurs peuvent adapter les rampes de chauffage et de refroidissement pour obtenir des propriétés de matériaux spécifiques, telles que le contrôle de la profondeur de diffusion des dopants ou l'activation des dopants sans modifier de manière significative le budget thermique global.

La figure 5.6 : illustre un profil de température typique utilisé pour le recuit thermique rapide des tranches de silicium.

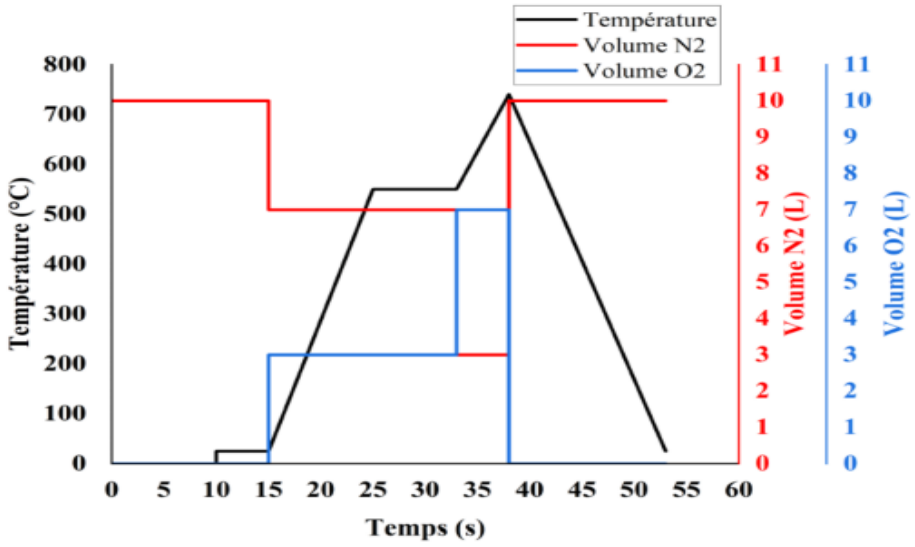


Figure 5-6: *Profil typique de température utilisé pour le recuit thermique rapide (RTP), illustrant les phases de chauffage, de palier et de refroidissement..*

Le profil de température de la figure 5.6 illustre les capacités de chauffage et de refroidissement rapides du four RTP, ainsi que la possibilité de contrôler avec précision la température maximale et la durée du processus de recuit.

5.4.2.4 Applications dans la fabrication de cellules solaires

Les fours RTP trouvent de nombreuses applications dans la fabrication de cellules solaires en silicium, notamment :

- **Activation des dopants** : Le RTP peut activer rapidement les dopants implantés sans provoquer de diffusion significative, ce qui permet d'obtenir une couche émettrice peu profonde et fortement dopée.
- **Formation de contacts** : Le RTP est utilisé pour former des contacts métalliques à faible résistance avec la plaquette de silicium, une étape cruciale pour maximiser la collecte de courant.
- **Recuit des défauts** : Le RTP peut être utilisé pour recuire les défauts introduits lors de l'implantation ionique ou d'autres étapes de traitement, ce qui améliore la qualité globale du matériau de silicium.
- **Formation de couches de passivation** : Le RTP est utilisé pour former de fines couches de passivation, telles que le nitrure de silicium (SiNx), afin de réduire la recombinaison de surface et d'améliorer l'efficacité des cellules.

5.4.2.5 Fours de séchage et de durcissement dans la fabrication de cellules solaires

Outre les fours RTP, les fours de séchage et de durcissement conventionnels jouent un rôle essentiel dans la fabrication des cellules solaires. Ces fours fonctionnent généralement à des températures plus basses que les fours RTP et sont utilisés pour des processus tels que le séchage des pâtes de métallisation sérigraphiées et le durcissement des revêtements antireflets.

La figure 5.7 : présente un schéma d'un four de séchage couramment utilisé dans la fabrication de cellules solaires.



***Figure 5-7**:four de séchage.*

Les fours de séchage sont généralement des systèmes à bande transporteuse où les plaquettes sont lentement transportées à travers une zone chauffée pour éliminer les solvants et l'humidité des couches imprimées.

La figure 5.8 : montre une photographie d'un four de séchage utilisé dans cette étude.



***Figure 5-8**:illustration du four utilisé pour le séchage.*

5.4.3 Dépôt physique en phase vapeur (PVD) :

5.4.3.1 Précision et contrôle dans le dépôt de couches minces

Le dépôt physique en phase vapeur (PVD) englobe une famille de techniques de dépôt de couches minces sous vide. Dans le processus PVD, le matériau à déposer est d'abord vaporisé à partir d'une source, puis condensé sur le substrat, formant ainsi un film mince. Le dépôt en phase vapeur présente des avantages indéniables par rapport aux autres méthodes de dépôt, notamment un contrôle précis de l'épaisseur du film, une excellente uniformité sur l'ensemble de la plaquette et la possibilité d'obtenir un matériau d'une grande pureté. Dans le contexte des cellules solaires, le dépôt en phase vapeur est couramment utilisé pour déposer diverses

couches, notamment des revêtements antireflets, des couches de passivation et des contacts métalliques.

Il existe plusieurs types de techniques de dépôt en phase vapeur, chacune ayant ses avantages et ses inconvénients. Les deux techniques les plus couramment utilisées sont les suivantes

5.4.3.2 La pulvérisation cathodique :

La pulvérisation cathodique, une technique largement utilisée pour ses taux de dépôt élevés et sa bonne uniformité, consiste à bombarder un matériau cible avec des ions énergétiques, généralement générés à partir d'un gaz inerte comme l'argon. Ces ions frappent la cible avec suffisamment d'énergie pour éjecter des atomes ou des molécules de sa surface. Ces particules éjectées, désormais en phase vapeur, se déplacent vers le substrat et se condensent à sa surface, formant le film mince souhaité.

5.4.3.3 L'évaporation :

L'évaporation, une technique PVD relativement simple et économique, consiste à chauffer le matériau source dans une chambre à vide à une température suffisamment élevée pour le vaporiser. Les atomes ou molécules vaporisés traversent ensuite le vide et se condensent sur le substrat plus froid, formant ainsi la couche mince souhaitée.

Cette étude utilise le PVD pour déposer une fine couche d'aluminium sur des tranches de silicium qui ont déjà été métallisées avec de la pâte d'argent séchée. Cette approche combinée permet une étude approfondie des processus d'interdiffusion entre les couches d'argent et d'aluminium et de leur influence sur la formation de la couche émettrice p+ critique.

5.5 Diffusion du bore : Formation de la couche émettrice p+

La formation d'une couche émettrice p+ fortement dopée sur la plaquette de silicium de type n est essentielle pour créer la jonction p-n qui constitue le cœur d'une cellule solaire. Cette couche facilite la séparation et la collecte des porteurs de charge photogénérés. Cette étude utilise la diffusion du bore, une technique largement utilisée dans la fabrication de dispositifs semi-conducteurs, pour créer la couche émettrice p+. Ce processus implique l'introduction d'atomes de bore dans le réseau de silicium à des températures élevées, où ils agissent comme des impuretés acceptrices, ce qui donne une région avec une forte concentration de trous (dopage de type p).

5.5.1 Source de diffusion et configuration :

Nous utilisons une source de bore solide sous la forme d'une préforme circulaire de 10 cm de diamètre, fournie par Filmtronics comme le montre la figure 5.9. Le processus de diffusion est réalisé dans un four à tube de quartz (système Tempress, Omega Junior 3, 1988) sous atmosphère contrôlée, similaire à l'installation utilisée pour le recuit des couches de métallisation. La source de bore est placée horizontalement dans un bateau de quartz pour assurer une diffusion uniforme sur la surface de la plaquette.

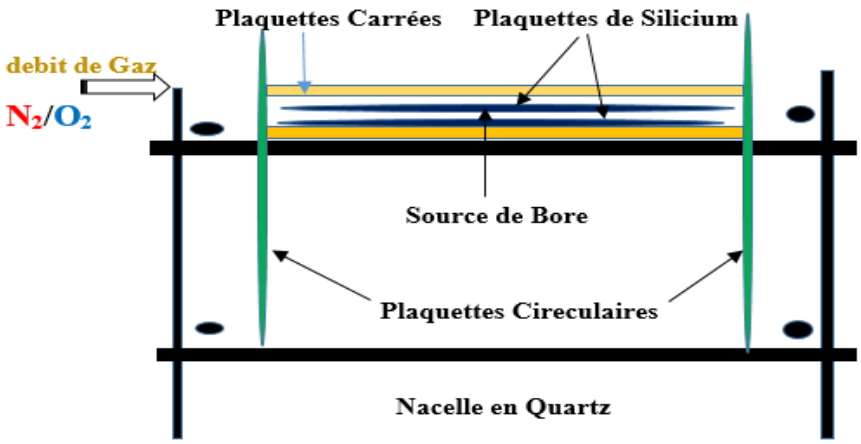


***Figure 5-9**:Schéma montrant la composition et la position des deux plaques étudiées et la source de bore.*

5.5.2 Paramètres du processus de diffusion :

Le processus de diffusion du bore est réalisé à l'aide d'un profil de température en deux étapes méticuleusement contrôlé afin d'obtenir les propriétés souhaitées de l'émetteur p+ :

- **Montée en puissance :** La température est progressivement augmentée de 400°C à la température de diffusion cible, qui peut être fixée à 600°C, 700°C, 800°C ou 850°C en fonction du niveau de dopage et de la profondeur de jonction souhaités. Une vitesse de montée en puissance de 10°C/min est généralement utilisée, et un flux constant d'azote (N2) et d'oxygène (O2) est maintenu pendant cette étape voir le tableau 5.3 et la figure 5.10 pour les paramètres détaillés.

Tableau 5.3:etape de process de depot

	Rampe de Montée		**Dépôt**	
	Atmosphère	Traitements	Atmosphère	Traitements
P1+T1+P2	N2: 2.75 SLM O2: 0.75 SLM	400°C-600°C, 10°C/min	N2: 3 SLM O2: 0 SLM	600°C, 40min
P3+T2+P4) **P5+T3+P6** **P7+T4+P8**	N2: 2.75 SLM O2: 0.75 SLM	400°C-700°C, 10°C/min	N2: 3 SLM O2: 0 SLM	700°C, 40min
P9+T5+P10 **P11+T6+P12**	N2: 2.75 SLM O2: 0.75 SLM	400°C-800°C, 10°C/min	N2: 3 SLM O2: 0 SLM	800°C, 40min
P13+T7+P14	N2: 2.75 SLM O2: 0.75 SLM	400°C-850°C, 10°C/min	N2: 3 SLM O2: 0 SLM	850°C, 40min

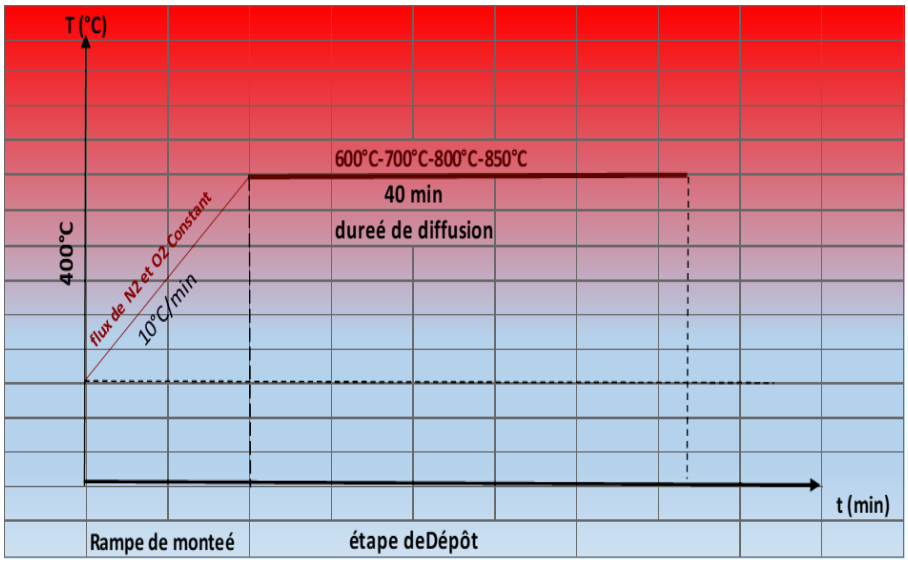


***Figure 5-10**:perincipale etape du procede de la diffusion thermique*

- **Drive-in :** Une fois que la température de diffusion cible est atteinte, elle est maintenue constante pendant une durée prédéterminée, généralement 10, 20 ou 40 minutes. Ce temps de séjour détermine la profondeur finale de la couche émettrice p+. Au cours de cette étape, seul de l'azote (N_2) gazeux circule dans le four voir le tableau 5.4 et la figure 5.11 pour les paramètres spécifiques d'enfoncement utilisés).

***Tableau 5.4**:Paramètres de l'étape d'enfoncement (drive-in) pour la diffusion du bore.*

	Rampe de Montée		**Etape de diffusion**	
	Atmosphère	Traitements	Atmosphère	Traitements
P1	N_2: 2.75 SLM O_2: 0.75 SLM	600°C-950°C, 10°C/min	N2: 3 SLM O2: 0 SLM	950°C, 40min
P3		700°C-950°C, 10°C/min		950°C, 40min
P4		700°C-900°C, 10°C/min		900°C, 20min
P5		700°C-920°C, 10°C/min		920°C, 20min
P6		700°C-950°C, 10°C/min		950°C, 20min
P9		800°C-900°C, 10°C/min		900°C, 20min
P10		800°C-900°C, 10°C/min		950°C, 20min
P11		800°C-900°C, 10°C/min		900°C, 10min
P8		700°C-900°C, 10°C/min		900°C, 10min

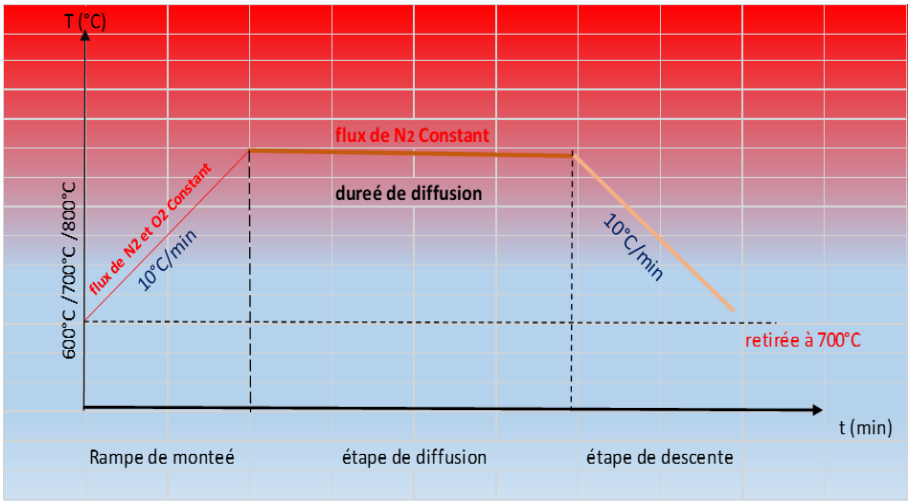


***Figure 5-11**:les differentes étapedu procde de diffusion.*

5.5.3 Refroidissement et élimination des BSG :

Après la phase de diffusion, la température du four est progressivement abaissée à 700°C, avec une vitesse de refroidissement contrôlée à 10°C/min. La nacelle en quartz contenant les plaquettes est ensuite retirée lentement du four afin d'éviter tout choc thermique. La couche de verre borosilicaté (BSG) formée à la surface est ensuite éliminée par une attaque chimique, laissant ainsi une surface d'émetteur p+ propre et bien définie, prête pour les étapes de caractérisation et de fabrication ultérieures des cellules solaires.

5.6 Techniques de caractérisation :

Sonder les secrets microstructuraux et électriques

Une compréhension complète des détails complexes des contacts de cellules solaires fabriqués nécessite l'application d'une série de techniques de caractérisation avancées. Ces techniques fournissent des informations inestimables sur les propriétés structurelles, chimiques et électriques des contacts, ce qui permet d'optimiser le processus de fabrication et d'améliorer les performances des cellules solaires.

5.6.1 Caractérisation microstructurale des pâtes Ag-Al par microscopie électronique à balayage

Cette section présente une étude microstructurale approfondie des pâtes de métallisation argent-aluminium (Ag-Al) utilisées pour la formation des contacts dans les cellules solaires. L'analyse vise à élucider l'influence du taux d'aluminium sur la morphologie et la distribution des éléments au sein des pâtes, afin de déterminer la composition optimisant les performances des contacts et la minimisation de la résistance de contact. L'étude porte sur six compositions, à savoir l'argent pur (Ag), l'aluminium pur (Al), ainsi que quatre mélanges Ag-Al présentant des concentrations en aluminium variables (1,34 %, 4,1 %, 7,8 % et 9,81 %), caractérisées avant et après recuit rapide.

5.6.1.1 Argent pur (Ag)

Les images MEB de la pâte d'argent pur telle que déposée (Figure 5-12) révèlent une morphologie typique de la métallisation sérigraphiée, caractérisée par une distribution de particules d'Ag sphériques dont les tailles se situent principalement entre 500 nm et 2,8 µm. La surface présente une texture, probablement due au liant organique présent dans la pâte, et une certaine porosité est évidente entre les particules. Après le RTP (figure 5-13), un frittage important se produit, attesté par la coalescence des particules d'Ag en un réseau continu et interconnecté. Ce processus de frittage est induit par la température élevée du RTP, qui favorise la diffusion et la formation de cols entre les particules d'Ag. La porosité demeure, mais la distribution de la taille des pores semble modifiée, certains pores se rétrécissant en raison de l'écoulement du matériau pendant le frittage et d'autres s'élargissant potentiellement en raison de la coalescence de pores plus petits.

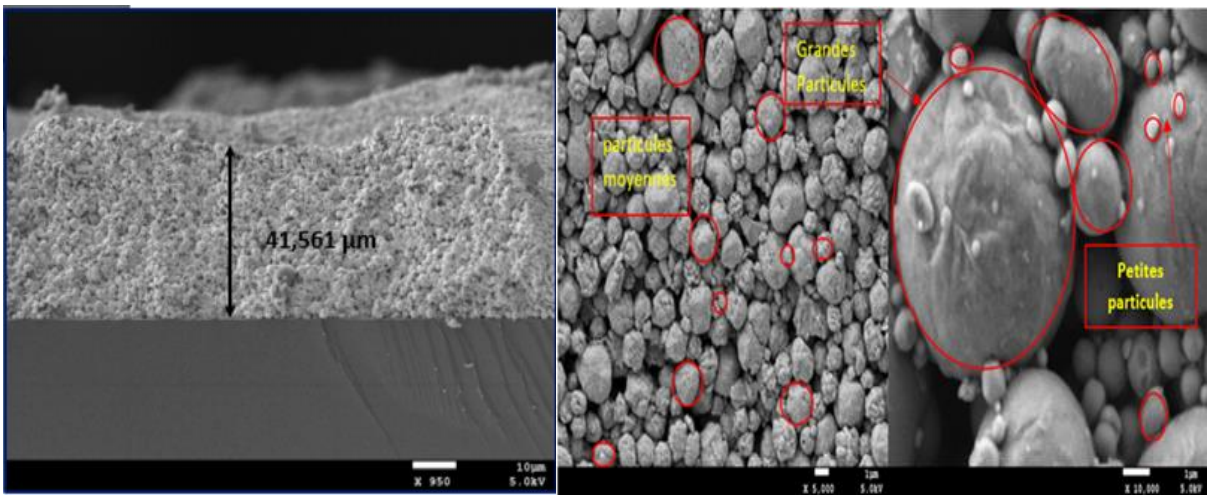


***Figure 5-12**:Image (MEB) de pâte d'Ag pure avant le RTP, révélant une morphologie caractéristique de la métallisation par sérigraphie, composée de particules sphériques d'Ag dont le diamètre varie de 500 nm à 2,8 µm. Une certaine porosité est observée entre les particules.*

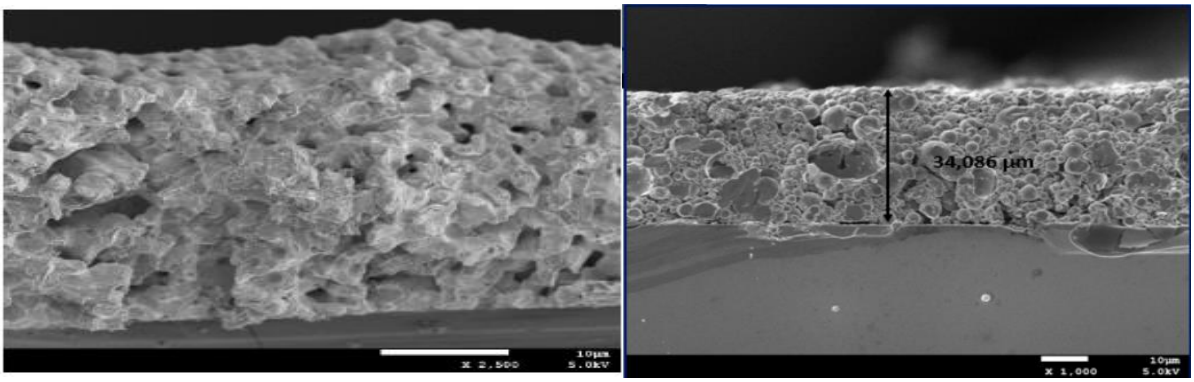


Figure 5-13:Image (MEB) de pâte d'Ag pure après traitement thermique rapide (RTP), où un sintering significatif se produit, entraînant la coalescence des particules d'Ag pour former un réseau continu et interconnecté. Ce processus de frittage réduit la porosité *et améliore la conductivité électrique. Cependant, une porosité résiduelle subsiste.*

5.6.1.2 Aluminium pur (Al)

La pâte d'aluminium pur, à l'état déposé (Figures 5-14), révèle la présence de particules sphériques d'aluminium présentant une distribution granulométrique plus étendue (600 nm à 6,6 µm) comparativement à la pâte d'argent pur. On observe une tendance à l'agglomération, suggérant des hétérogénéités potentielles dans la dispersion des particules au sein de la pâte. Après recuit rapide (RTP) (Figures 5-15), la microstructure de l'aluminium subit des transformations significatives. De nombreuses particules de grande taille apparaissent soit désintégrées, soit déformées, générant des vides importants et des altérations de la structure globale. Ce phénomène est vraisemblablement imputable au point de fusion plus bas et à la réactivité supérieure de l'aluminium par rapport à l'argent. Durant le cycle RTP, les particules d'aluminium peuvent fusionner totalement ou partiellement, ce qui induit une élévation de la pression interne due aux gaz occlus et une libération explosive, ou une déformation plastique subséquente. Ce comportement altère significativement l'intégrité du film et sa capacité à établir un contact électrique fiable. Le processus de frittage de l'aluminium pur semble moins prononcé que celui de l'argent, probablement en raison des transitions de phase rapides et des perturbations induites par le comportement explosif.

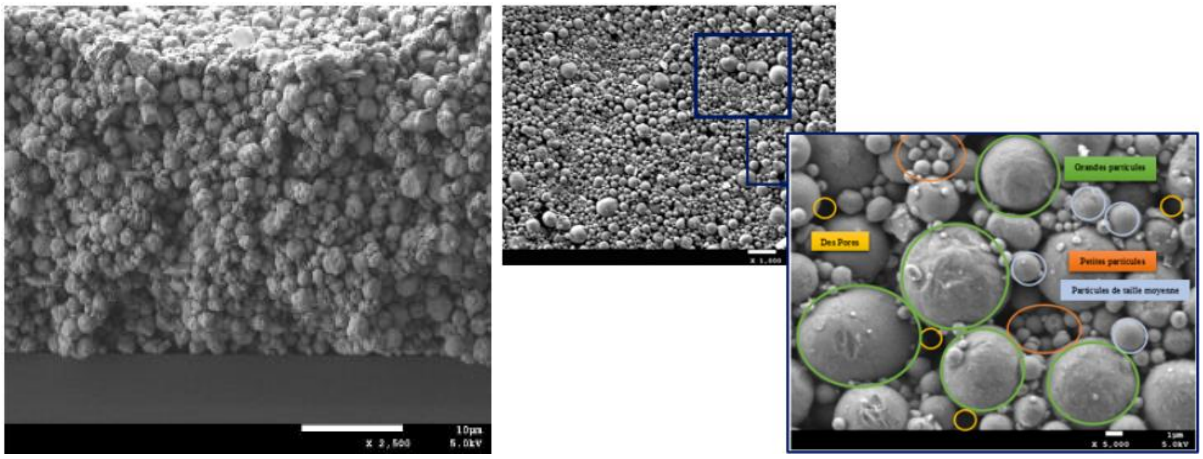


***Figure 5-14**:Les images (MEB)de la pâte d'aluminium pure avant RTP montrent une distribution plus large de la taille des particules (600 nm à 6,6 µm) et une certaine agglomération, ce qui contraste avec la pâte d'argent pure.*

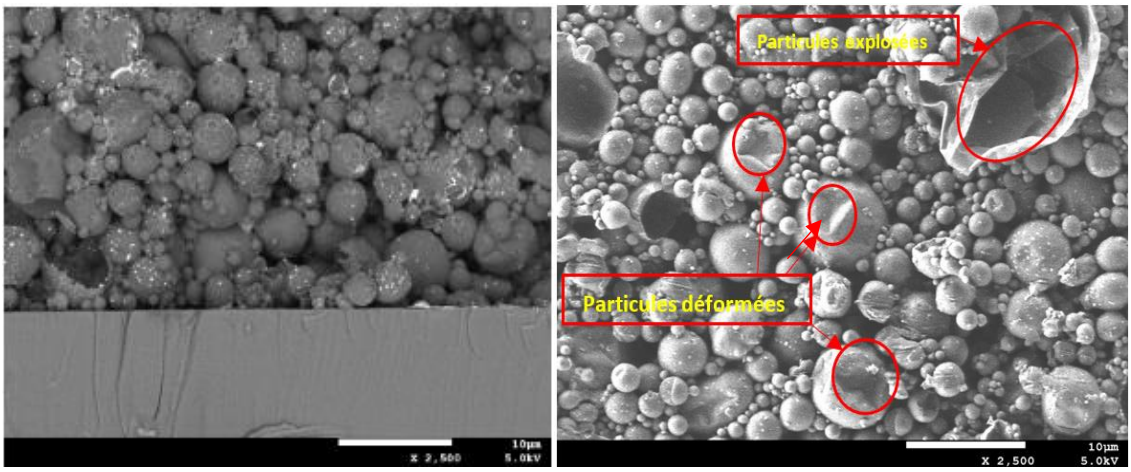


***Figure 5-15**:Les images (MEB) de la pâte d'aluminium pure après RTP révèlent des changements microstructuraux significatifs, notamment la déformation et la formation de vides dues à un point de fusion bas et à l'expansion des gaz internes lors d'un chauffage rapide.*

5.6.1.3 Les Alliages Ag-Al

Les alliages Ag-Al présentent une interaction complexe entre le frittage de l'Ag et le comportement de l'Al durant le RTP, la microstructure étant fortement influencée par la concentration en Al. Pour un alliage Ag-1,34%Al (échantillon 3, figures 5-16 après cuisson et figures 5-17 avant cuisson), la microstructure à l'état déposé est relativement homogène, similaire à celle de la pâte d'Ag pure. Suite au RTP, un frittage efficace des particules d'Ag est observé, générant un réseau interconnecté. L'ajout d'Al semble promouvoir une meilleure liaison avec le substrat de silicium sous-jacent (figure 4.5), comme le montre l'interface intime entre la métallisation et le Si. Ce contact amélioré est vraisemblablement attribuable à la formation d'une mince couche interfaciale riche en Al, facilitant l'adhésion et améliorant potentiellement le transport des porteurs de charge. De plus, cette composition présente la porosité la plus faible parmi tous les échantillons post-RTP, suggérant une résistance de contact réduite.

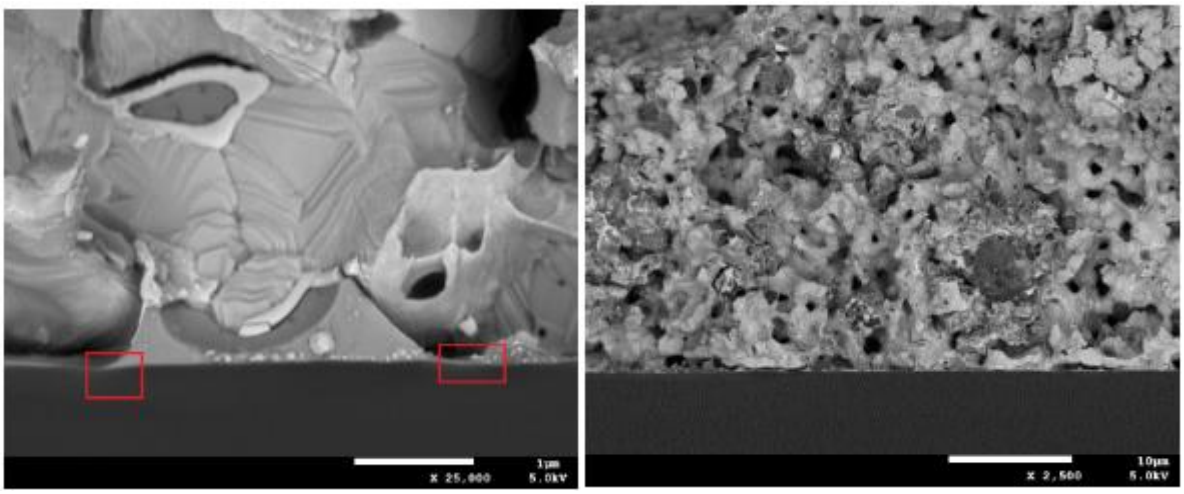


***Figure 5-16**:Coupe transversale montrant le contact pâte-substrat avec 1,34% d'aluminium. La structure est homogène, avec une prédominance de l'argent et une légère pénétration du substrat de silicium, mesurée à environ 0,054 µm (zone rouge).*

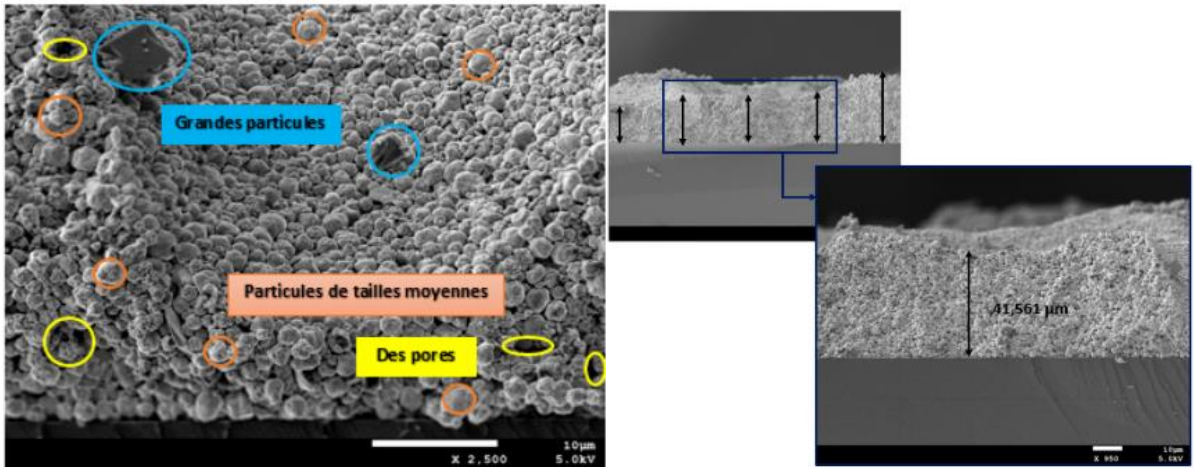


***Figure 5-17**: présente des images au microscope électronique à balayage de l'échantillon métallisé avec une pâte d'Ag 1,34% Al avant cuisson, montrant à la fois une vue de surface et une vue en coupe.*

Ag-4,1% Al : (échantillon 4, figures 5-18) : Après le RTP, cet échantillon présente des similitudes avec l'échantillon à 1,34 % d'Al, avec un bon frittage de l'Ag et une bonne formation de contact. Cependant, on observe une pénétration plus profonde dans le substrat de silicium, potentiellement attribuée à une interdiffusion Al-Si accrue favorisée par la teneur plus élevée en Al. Cette pénétration plus profonde peut être bénéfique pour la stabilité du contact, mais pourrait également conduire à un shuntage si elle n'est pas soigneusement contrôlée.

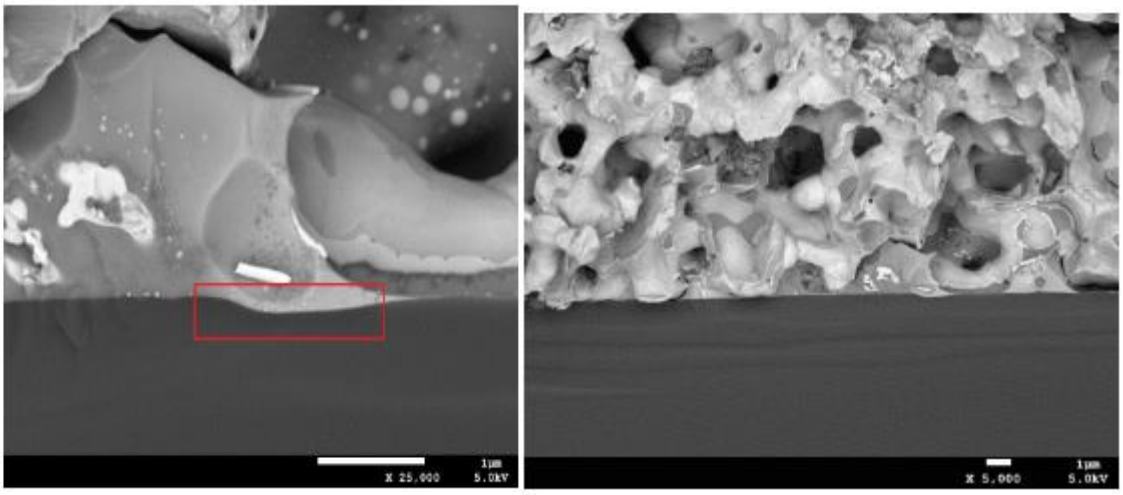


Figure 5-18: Des vues en coupe transversale de contact entre la pâte et le substrat, ainsi que la morphologie de la pâte. Ces images mettent en évidence les interactions interfaciales et les caractéristiques structurelles de la pâte, qui sont essentielle *pour appréhender les mécanismes d'adhésion et la distribution des phases au sein du matériau.*

Ag-7,8% Al : (échantillon 5, figures 5-19) : L'augmentation de la teneur en Al dans cet échantillon se traduit par un contraste plus prononcé dans l'image (MEB) post-RTP, indiquant des variations de composition au sein de la microstructure. L'homogénéité est réduite par rapport aux concentrations d'Al plus faibles, et la pénétration dans le substrat de Si est encore améliorée.

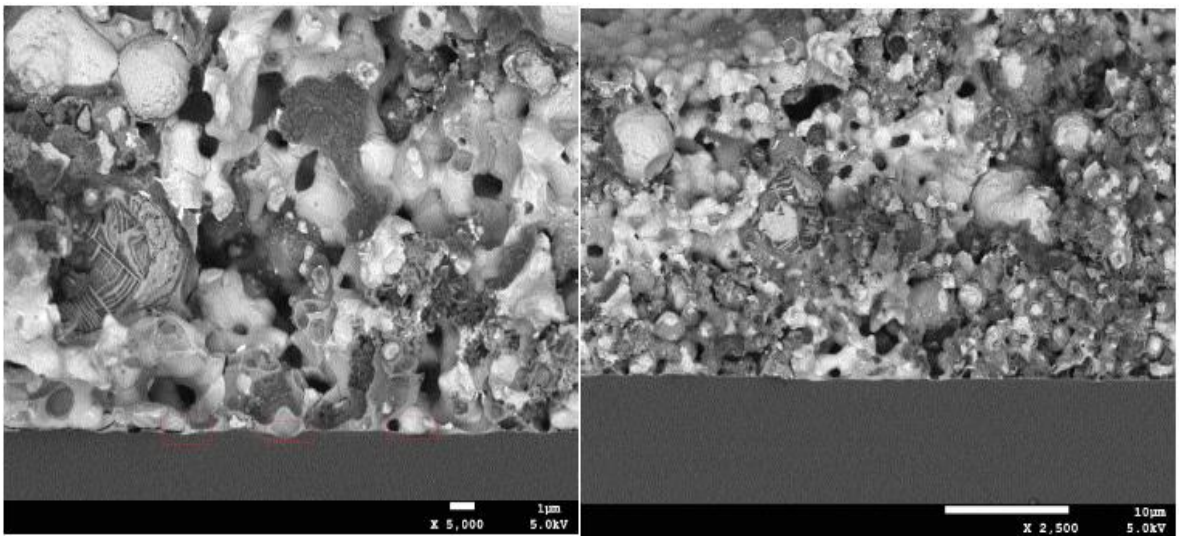


***Figure 5-19**:Les images MEB en coupe transversale de la pâte Ag-7,8 % Al après RTP révèlent un contraste accru, indiquant des variations de composition. Une meilleure pénétration dans le substrat Si est observée, ainsi qu'une porosité accrue.*

Ag-9,81% Al : (échantillon 6, figures 5-20) : Cet échantillon présente le contraste le plus élevé et la pénétration la plus profonde dans le Si après RTP, ce qui confirme la tendance à l'augmentation de l'interaction avec le Si à des teneurs en Al plus élevées. Cependant, la porosité augmente de manière significative, ce qui est préjudiciable à la résistance de contact. La teneur excessive en Al peut entraver le processus de frittage de l'Ag et exacerber la formation de vides liée à l'Al observée dans l'échantillon d'Al pur.

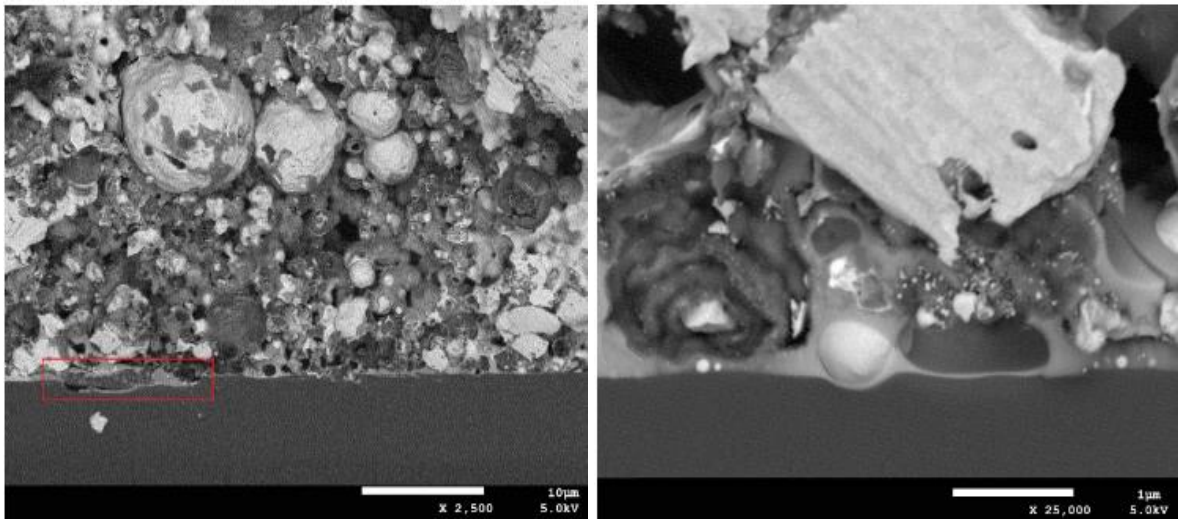


***Figure 5-20**:Vue en coupe de contact entre la pâte et le substrat, ainsi que la morphologie de la pâte. Cette illustration met en évidence les interactions interfaciales et les caractéristiques structurelles de la pâte, qui sont essentielles pour appréhender les propriétés d'adhésion et la distribution des phases au sein du matériau.*

5.6.1.4 Conclusion

L'analyse MEB démontre l'influence significative de la teneur en Al sur la microstructure et les caractéristiques interfaciales des pâtes de métallisation Ag-Al. Alors qu'une augmentation de l'Al favorise l'interaction avec le Si et améliore potentiellement l'adhésion, un excès d'Al entraîne une augmentation de la porosité, une déformation des particules et une réduction de l'homogénéité. La composition Ag-1,34 % Al semble offrir un équilibre optimal, avec un excellent frittage de l'Ag, une meilleure formation du contact avec le Si et une porosité minimale. Ces observations suggèrent fortement que cette composition est susceptible de produire la résistance de contact la plus faible et de contribuer à l'amélioration des performances des cellules solaires. Les travaux futurs mettront en corrélation ces résultats microstructuraux avec des mesures électriques détaillées afin de confirmer la concentration optimale d'Al pour minimiser la résistance de contact et maximiser l'efficacité du dispositif. Cette approche globale, combinant l'analyse microstructurale et la caractérisation électrique, fournit un cadre précieux pour l'optimisation des pâtes de métallisation pour les cellules solaires à haute performance.

5.6.2 Spectroscopie de rayons X à dispersion d’énergie

5.6.2.1 Révéler la composition chimique et les états de liaison

La spectroscopie X à dispersion d'énergie est une technique analytique qui fournit des informations cruciales sur la composition élémentaire des matériaux dans les contacts des cellules solaires fabriquées. Dans cette technique, la surface de l'échantillon est bombardée par un faisceau d'électrons, ce qui provoque l'émission de rayons X caractéristiques des éléments présents dans l'échantillon. L'énergie de ces rayons X est analysée pour identifier et quantifier les éléments.

5.6.2.2 Composition chimique avant recuit

La figure 5.21 illustre le spectre EDS de la pâte Ag-1,34% Al avant traitement thermique. L'analyse spectrale révèle la présence de pics caractéristiques de l'argent (Ag), de l'aluminium (Al), de l'oxygène (O) et du carbone (C), confirmant la composition élémentaire de la pâte à l'état initial. Le signal de l'oxygène est attribué à la formation d'oxydes à la surface des particules métalliques, et possiblement à la contribution de la fritte de verre. Quant au carbone, son origine est probablement liée à la présence de liants organiques dans la pâte ou à une contamination superficielle. L'intensité relativement faible du signal de l'aluminium est conforme à sa faible concentration dans cette formulation spécifique.

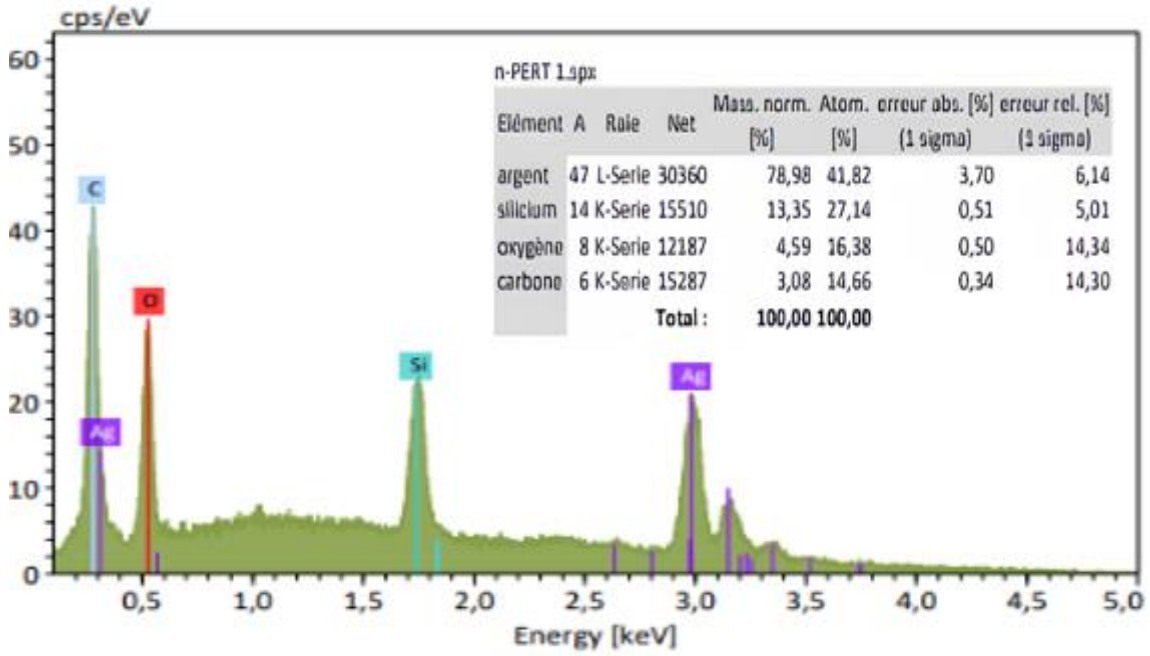


Figure 5-21*:présente l'analyse EDS de l'échantillon 1, qui correspond à de l'argent pur avant le processus de cuisson.*

5.6.2.3 Impact du recuit sur la composition chimique

Le spectre EDS de la pâte Ag-1,34% Al après recuit (Figure 5.23) confirme à nouveau la présence d'Ag, Al, O et C. L'intensité accrue du pic Al par rapport à l'échantillon non recuit suggère que le traitement de recuit a favorisé la diffusion de l'aluminium dans la structure, un processus critique pour la formation de la couche émettrice p+.

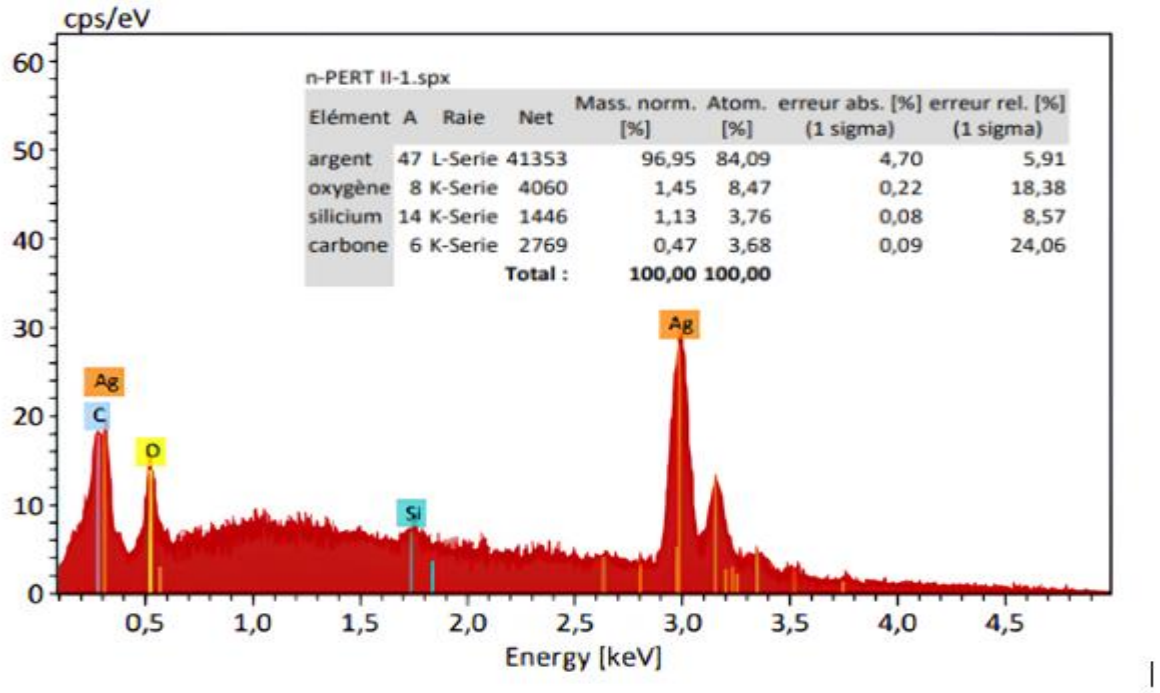
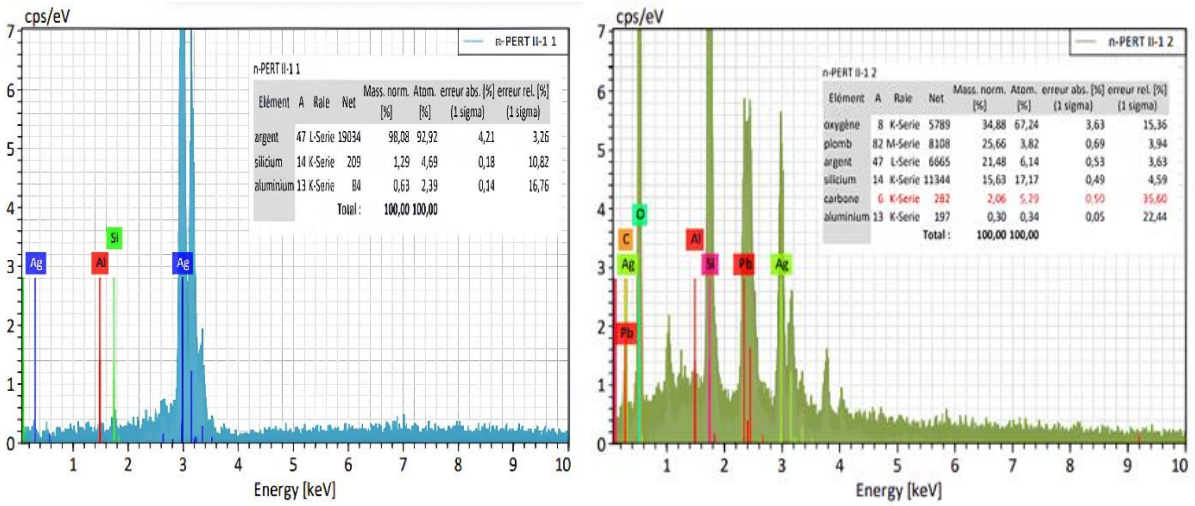


***Figure 5-22**:présente l'analyse EDS de l'échantillon II1, qui correspond à de l'argent pur avant cuisson.*

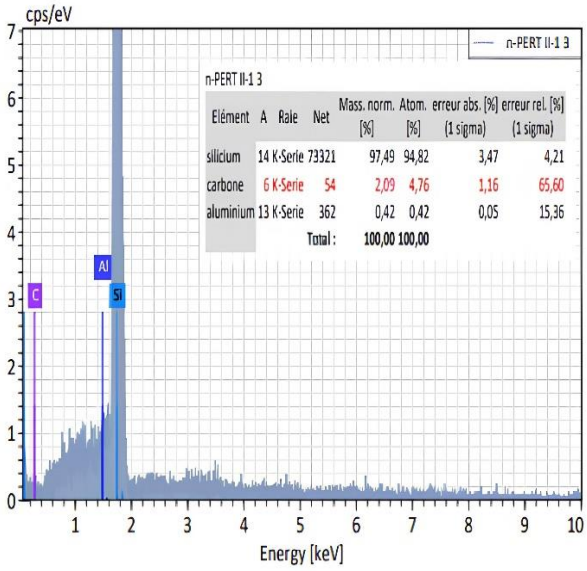
5.6.2.4 Comparaison de différentes teneurs en Al

La figure 5.24 présente une analyse chimique à résolution spatiale du contact Ag-Al (échantillon II1) à l'aide d'un EDS à haute résolution. La figure montre des spectres acquis à quatre endroits distincts (Zones 1-4) dans la région de contact, donnant un aperçu de la distribution de Ag, Al, Si, et O. La sous-figure (a) montre le spectre à la Zone 1, (b) à la Zone 2, (c) à la Zone 3, et (d) à la Zone 4. L'analyse de ces spectres, combinée aux données DRX et (MEB), révèle des informations cruciales sur le mécanisme de formation du contact.

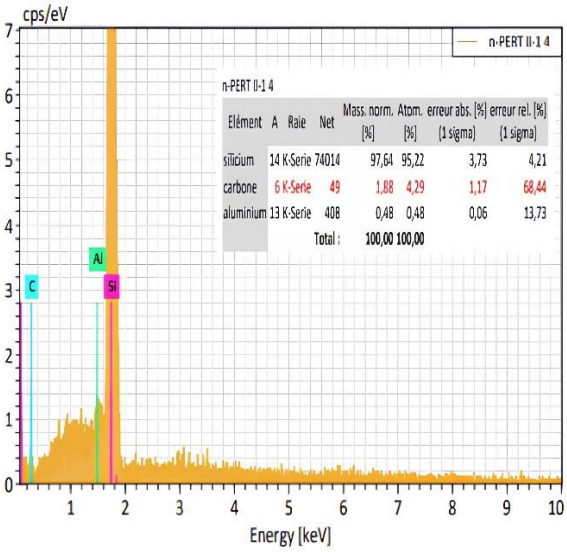


(a) Couche de contact de l'échantillon dans la zone II1-1.

(b) La couche de contact de l'échantillon dans la zone II1-2.



(C)La couche de contact de l'échantillon dans la zone II1 -3.



(d) La couche de contact de l'échantillon dans la zone II1 -4

***Figure 5-23**:présente une analyse chimique spatialement résolue du contact Ag-Al (échantillon II1).*

Figure 5.24a (zone II1-1) : Prédominance de l'argent : Ce spectre, obtenu vraisemblablement à proximité de la masse du contact, présente un pic dominant correspondant à Ag, témoignant d'une concentration élevée en argent. Un pic de Si de plus faible amplitude indique la présence minoritaire de silicium, possiblement due à sa diffusion depuis la plaquette durant le recuit. Les faibles intensités des pics d'Al et O suggèrent une présence minimale d'aluminium et d'oxygène dans cette zone.

Figure 5.24b (zone II1-2) : Indices de formation d'alliage et d'oxydation : Ce spectre, acquis vraisemblablement à proximité de l'interface avec la plaquette de Si, révèle une composition plus complexe. L'intensité du pic d'Ag diminue, tandis que celles des pics d'Al et de Si augmentent significativement par rapport à la zone 1. Cette observation suggère fortement la formation d'un alliage Ag-Al, potentiellement de type Ag3Al, comme l'indique l'analyse DRX (Figure 4.30). La présence d'oxygène, marquée par le pic O, évoque la formation possible d'oxydes, comme l'oxyde d'aluminium (Al2O3), à l'interface avec la plaquette de Si.

Figures 5.24(c) et 5.24(d) (Zones II1 -3 et II1 -4) : Substrat silicium : Ces spectres, enregistrés à des emplacements plus profonds dans la plaquette de silicium, présentent des pics de Si prédominants, attestant que l'analyse a atteint le substrat silicium. Les intensités très faibles des pics d'Ag, d'Al et d'O sont compatibles avec cette interprétation.

5.6.2.5 Révéler le mécanisme

5.6.2.5.1 Une perspective holistique

La variation spatiale de la composition chimique révélée par la figure 5.33, associée aux informations fournies par la DRX et le MEB, fournit une description convaincante du mécanisme de formation du contact. L'étape initiale du recuit implique la densification de la pâte métallique et l'interaction de la fritte de verre avec la surface du Si. À mesure que la température augmente, l'aluminium contenu dans la pâte Ag-Al fond et commence à dissoudre le Si de la plaquette. Ce Si dissous se diffuse dans l'Al fondu, entraînant la formation d'une phase liquide Ag-Al-Si. Pendant le refroidissement, le Si précipite à partir de cette phase liquide, formant la couche émettrice p+ et les pointes caractéristiques observées dans les images (MEB). Le liquide restant se solidifie en une phase riche en Al, formant la couche eutectique.

L'analyse XPS révèle que l'ampleur de la formation d'alliages et d'oxydes varie dans la région de contact. La région la plus proche de la masse du contact (zone 1) reste principalement riche en Ag avec une teneur minimale en Al et en oxyde. En revanche, la région la plus proche de l'interface avec la plaquette de Si (zone 2) présente une formation importante d'alliages Ag-Al et une forte concentration d'oxydes, ce qui indique une interface plus réactive où l'Al interagit activement avec le Si.

5.6.2.6 Résumé et importance

En fournissant des informations chimiques résolues dans l'espace, la XPS, en conjonction avec la DRX et la (MEB), offre un moyen puissant de démêler l'interaction complexe de la diffusion, de l'alliage et de l'oxydation pendant la formation de contacts alliés à l'aluminium dans les cellules solaires en silicium. Cette compréhension est cruciale pour optimiser le processus de fabrication afin d'obtenir les propriétés de contact souhaitées et d'améliorer les performances des cellules solaires.

5.6.3 Spectrométrie de masse d'ions secondaires

La spectrométrie de masse d'ions secondaires (SIMS) est une technique d'analyse de surface extrêmement sensible utilisée pour déterminer la composition élémentaire des matériaux en fonction de la profondeur, ce qui permet d'obtenir des informations détaillées sur les profils de profondeur. Dans l'ISSM, un faisceau focalisé d'ions primaires bombarde la surface de l'échantillon, ce qui a pour effet de pulvériser les ions secondaires de l'échantillon. Le rapport masse/charge de ces ions secondaires est ensuite analysé, ce qui permet d'obtenir des informations sur la composition élémentaire à différentes profondeurs de l'échantillon.

L'ISSM est particulièrement utile pour étudier les processus de diffusion qui se produisent pendant le recuit des contacts des cellules solaires.

- **Diffusion à 600°C** : La figure 5.22 montre les profils de profondeur SIMS de l'Ag et de l'Al pour un échantillon déposé par PVD et recuit à 600 °C. Les profils démontrent clairement la diffusion de l'Al dans le substrat Si, une étape critique dans la formation de la couche émettrice p+. La profondeur de la diffusion est directement corrélée à la température et à la durée du recuit.

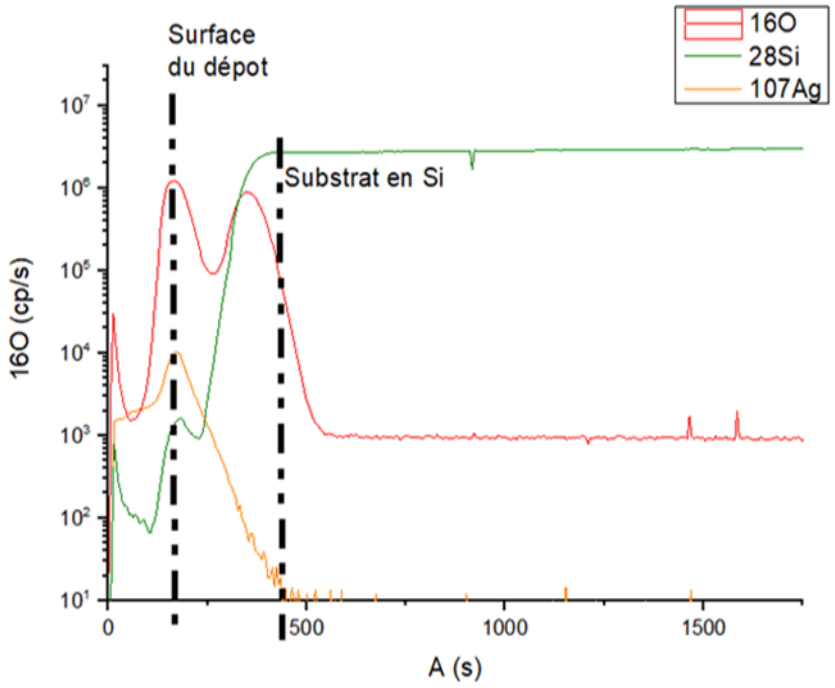


***Figure 5-24**:Résultat de l'analyse SIMS échantillon métallisé à 600 C.*

- **Diffusion accrue à 740°C** : La figure 5.23 présente les profils SIMS d'un échantillon PVD recuit à une température plus élevée de 740°C. La comparaison de ce profil avec celui obtenu à 600°C met en évidence l'impact de la température sur le processus de diffusion. La température de recuit plus élevée entraîne une diffusion plus profonde et plus prononcée de l'aluminium dans le substrat de Si, ce qui conduit à une couche émettrice p+ plus profonde.

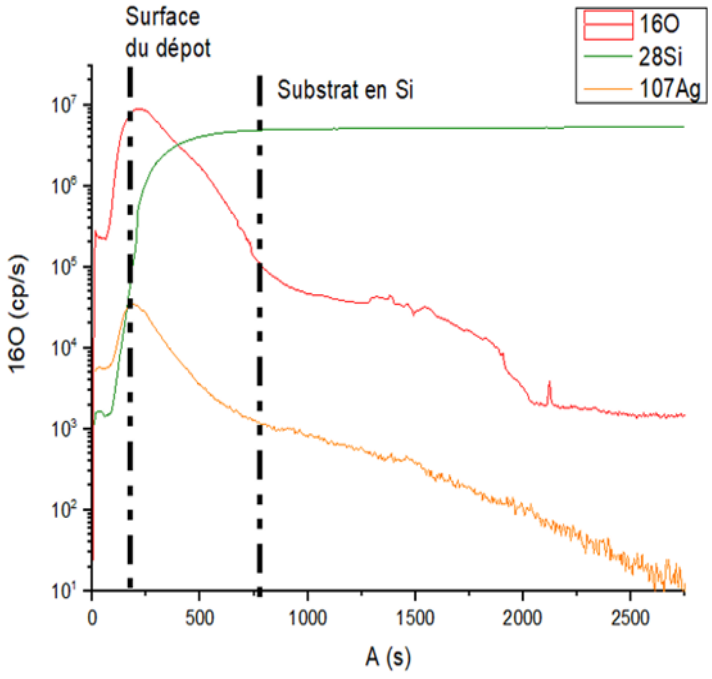


***Figure 5-25**:Résultat de l'analyse SIMS échantillon métallisé à 740.*

Alors que les données SIMS disponibles se concentrent sur les échantillons déposés par PVD, l'acquisition de données similaires pour les échantillons sérigraphiés serait très précieuse pour cette étude. Idéalement, les profils SIMS devraient être obtenus pour des échantillons sérigraphiés avec des teneurs en Al et des températures de recuit variables. Cela permettrait une comparaison directe entre les comportements de diffusion des contacts PVD et sérigraphiés, révélant potentiellement des différences dues à la nature inhérente des processus de dépôt.

5.6.4 Discussion hypothétique sur les données SIMS pour les échantillons sérigraphiés

Bien que les données SIMS pour les échantillons sérigraphiés ne soient pas disponibles dans les références fournies, nous pouvons spéculer sur les tendances anticipées sur la base de notre compréhension des processus de diffusion :

- **Impact de la teneur en Al** : Les analyses SIMS devraient mettre en évidence une pénétration accrue de l'Al dans le substrat de silicium lorsque la teneur en Al dans la pâte Ag-Al est plus élevée. Ce phénomène est attribué au gradient de concentration en Al plus prononcé, favorisant une diffusion plus rapide.

- **Impact de la température de recuit** : Conformément aux données obtenues avec le dépôt PVD, des températures de recuit plus élevées devraient se traduire par des profils de diffusion de l'aluminium plus profonds dans les échantillons sérigraphiés, en raison de l'augmentation de l'énergie thermique favorisant la mobilité des atomes.
- **Comparaison avec les échantillons PVD** : La comparaison des profils SIMS d'échantillons sérigraphiés et PVD pourrait révéler des différences dans le comportement de diffusion provenant des caractéristiques inhérentes à chaque processus de dépôt. Le dépôt en phase vapeur produit généralement des couches plus contrôlées et uniformes, alors que la sérigraphie peut introduire des variations dans l'épaisseur et la composition des couches, ce qui peut affecter la cinétique de diffusion et les profils de profondeur qui en résultent.

5.6.5 Résumé de l'analyse SIMS

Malgré l'absence de données SIMS pour les échantillons sérigraphiés dans cette étude, l'analyse SIMS est un outil puissant pour étudier la diffusion de l'aluminium dans la formation des émetteurs p+. L'obtention de données SIMS pour des échantillons sérigraphiés avec des teneurs en Al et des températures de recuit variables serait inestimable pour valider les tendances hypothétiques discutées, acquérir une compréhension plus complète du comportement de diffusion de l'Al dans les contacts sérigraphiés et optimiser le processus de fabrication pour obtenir les propriétés souhaitées des émetteurs p+ pour les cellules solaires au silicium à haut rendement.

5.6.6 Diffraction des rayons X

- **Diffraction des rayons X : Déchiffrer la structure cristalline**

  La diffraction des rayons X est une technique puissante qui permet d'identifier les phases cristallines présentes dans un matériau. En analysant les diagrammes de diffraction générés par l'interaction des rayons X avec l'échantillon, nous pouvons obtenir des informations sur

la structure cristalline, les paramètres du réseau et la composition des phases. Dans le contexte de la formation des contacts des cellules solaires, la DRX est particulièrement utile pour identifier la formation de nouvelles phases, telles que les alliages Ag-Al, au cours du processus de recuit.

- **Échantillons De Référence**

Établissement D'une Base De Référence

Avant d'analyser les contacts Ag-Al, il est essentiel d'établir une base de référence en examinant les diagrammes DRX des échantillons de référence d'Ag pur et d'Al pur. La Figure 5.26 montre les pics caractéristiques de l'argent cubique à faces centrées (FCC), tandis que la Figure 5.25 montre les pics correspondant à l'aluminium FCC. Ces modèles de référence servent de base pour comparer et interpréter les modèles DRX des contacts Ag-Al.

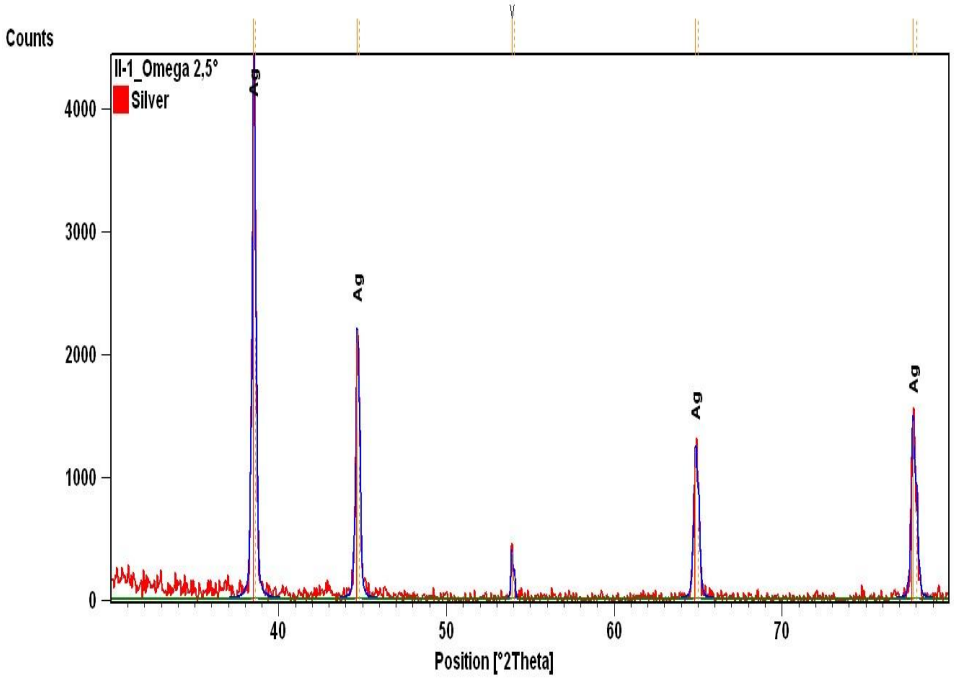


***Figure 5-26**:Diffractogramme des rayons X de l'échantillon 1.*

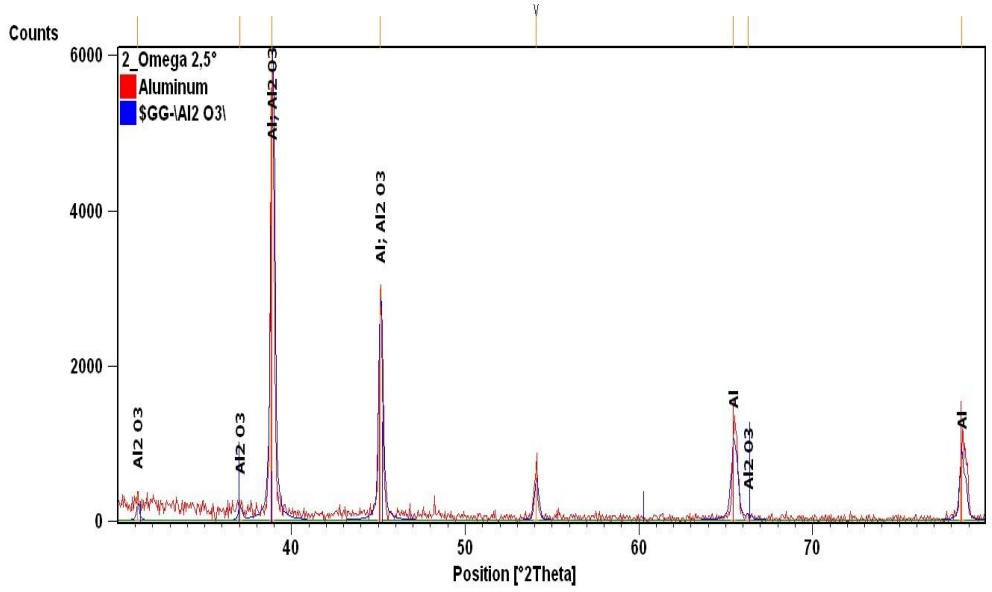


***Figure 5-27**:Diffractogramme des rayons X de l'échantillon 2.*

- **Contacts Ag-Al : Révélation De La Formation De L'alliage**

  Les figures 5.26, 5.27, 5.28, 5.29, 5.30 et 5.31 présentent les diagrammes DRX des contacts Ag-Al avec différentes teneurs en Al, avant et après le recuit. Nous allons nous pencher sur les informations fournies par ces diagrammes :

Figure 5.26 : Ag-1,34%Al avant recuit : Ce diagramme révèle des pics distincts correspondant à FCC Ag et FCC Al, confirmant leur présence en tant que phases séparées dans la pâte telle que déposée. La faible intensité des pics d'Al reflète la faible teneur en Al de cet échantillon.

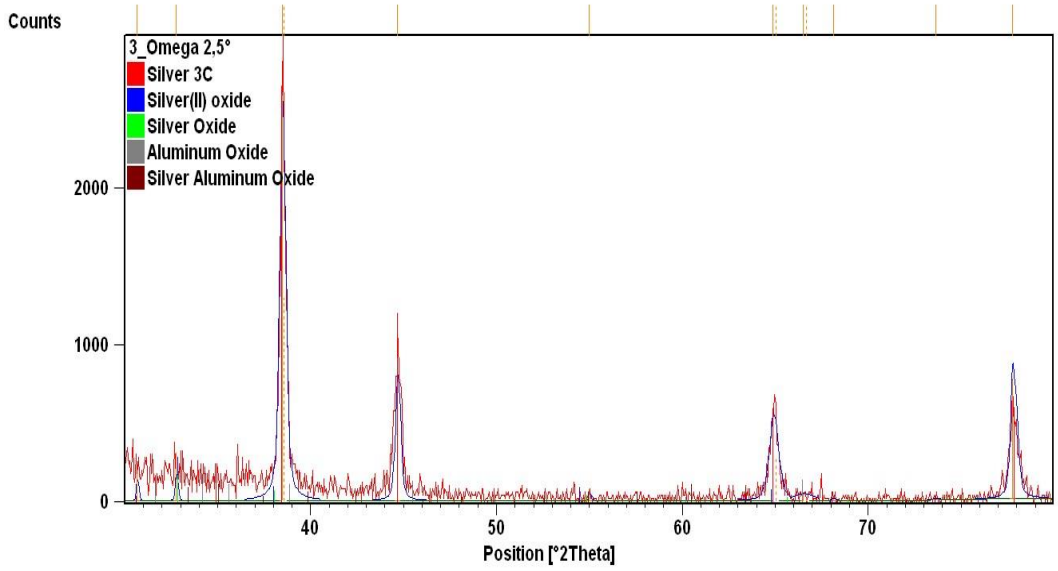


***Figure 5-28**:Diffractogramme des rayons X de l'échantillon 3.*

Figure 5.27: Ag-1,34%Al après recuit : Après le recuit, un changement notable est observé. De nouveaux pics apparaissent, correspondant à la phase d'alliage Ag-Al, probablement Ag3Al. L'apparition de ces pics d'alliage confirme que l'interdiffusion et la formation d'alliage ont eu lieu pendant le processus de recuit.

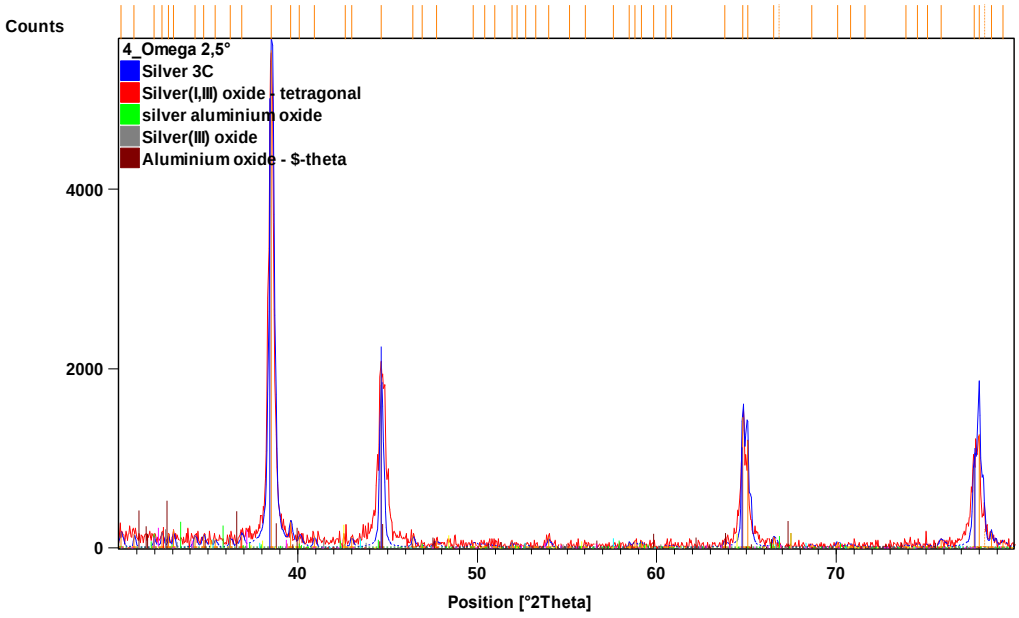


***Figure 5-29**:Diffractogramme des rayons X de l'échantillon 4.*

Figure 5.28: Ag-4.1%Al avant le recuit : Cette figure montre à nouveau des pics pour FCC Ag et FCC Al, mais avec une intensité plus élevée pour les pics Al par rapport à l'échantillon Ag-1,34%Al, reflétant la teneur initiale plus élevée en Al.

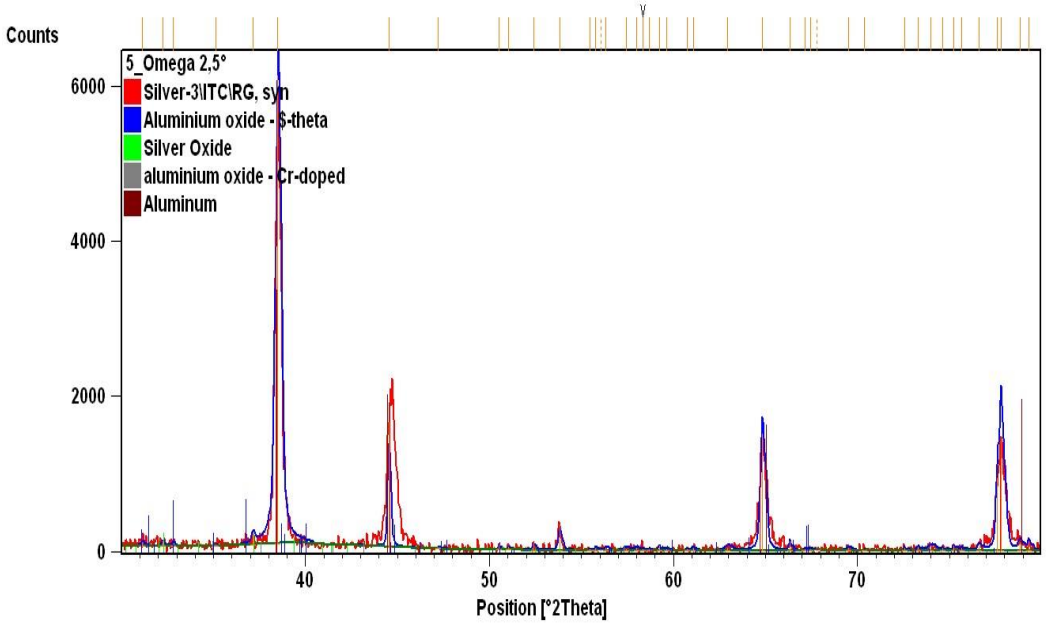


***Figure 5-30**:Diffractogramme des rayons X de l'échantillon 5.*

Figure 5.29: Ag-4,1%Al après recuit : Comme pour l'échantillon Ag-1,34%Al, le recuit conduit à la formation de phases d'alliage Ag-Al, comme le montre l'émergence de nouveaux pics dans le diagramme DRX. Cependant, la teneur initiale en Al plus élevée dans cet échantillon entraîne probablement un degré plus élevé de formation d'alliage, ce qui se reflète dans l'intensité accrue des pics d'alliage.

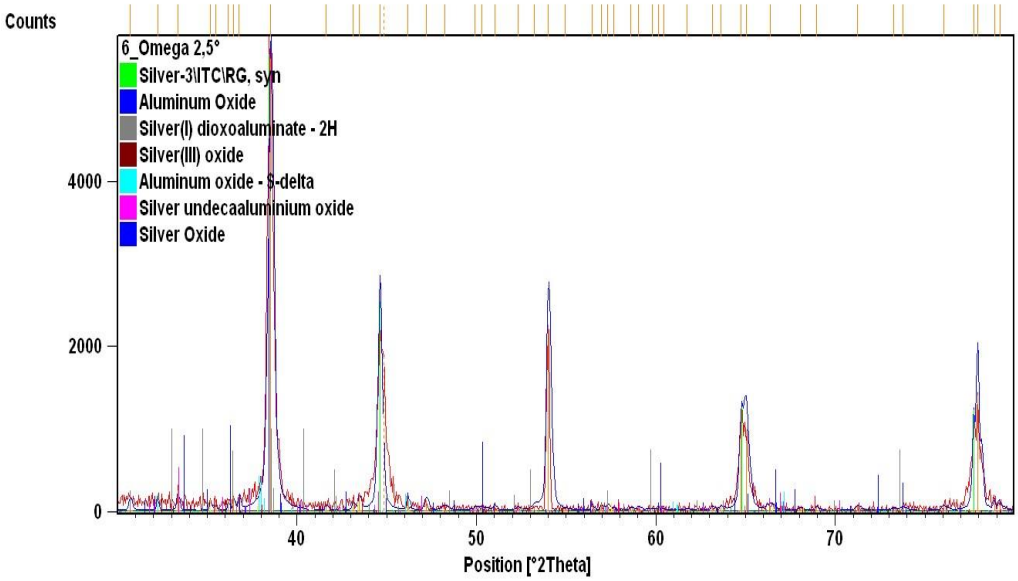


***Figure 5-31**:Diffractogramme des rayons X de l'échantillon 6.*

Figure 5.30 **:** et Figure 5.31: Ag-7,8%Al et Ag-9,81%Al avant recuit : Ces figures présentent les diagrammes DRX d'échantillons avec des teneurs en Al encore plus élevées avant le recuit. Comme prévu, les pics d'Al deviennent progressivement plus intenses avec l'augmentation de la teneur en Al.

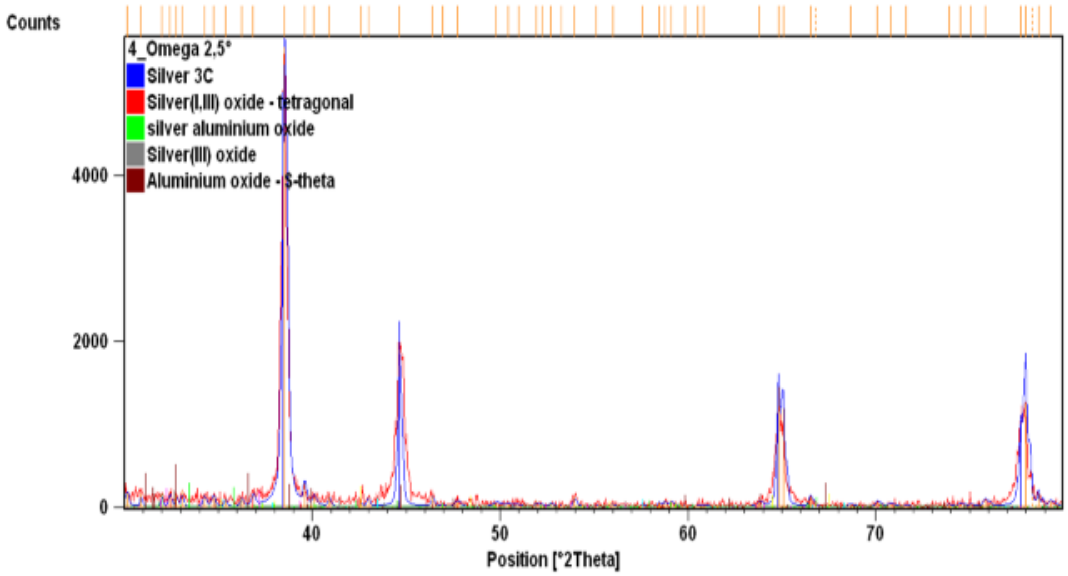


***Figure 5-32**:Diffractogramme DRX de l'échantillon 4 avant traitement.*

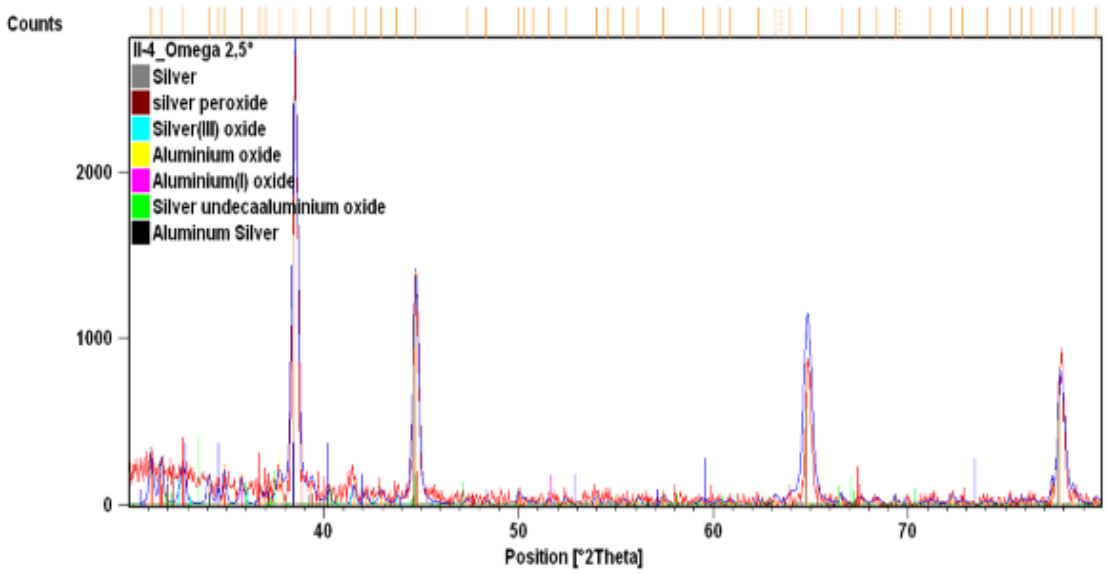


***Figure 5-33**:Diffractogramme DRX de l'échantillon 4 après traitement.*

5.6.7 Discussion hypothétique et importance de la DRX après recuit

Bien que les diagrammes DRX après recuit pour les échantillons Ag-7,8%Al et Ag-9,81%Al ne soient pas fournis dans les thèses citées en référence, nous pouvons prévoir que la tendance à l'augmentation de la formation d'alliages avec une teneur en Al plus élevée se poursuivra. Ces échantillons présenteraient probablement des pics d'alliage encore plus proéminents, avec potentiellement plusieurs phases Ag-Al présentes, en fonction de la température de recuit.

L'obtention des diagrammes DRX après le recuit pour ces échantillons à teneur plus élevée en Al serait très précieuse pour une analyse complète. Ces données permettraient de mieux comprendre l'évolution des phases en fonction de la teneur en Al et de la température de recuit, ce qui est essentiel pour optimiser le processus de fabrication afin d'obtenir les propriétés de contact souhaitées et d'améliorer l'efficacité des cellules solaires.

5.6.8 Résumé et implications

L'analyse DRX fournit des preuves irréfutables de la formation d'alliages Ag-Al pendant le processus de recuit, un facteur crucial pour obtenir une faible résistance de contact dans les cellules solaires au silicium. L'analyse met en évidence l'importance de la teneur en Al et de la température de recuit pour contrôler l'étendue de la formation de l'alliage. L'obtention des données DRX post-recuit manquantes pour les échantillons à plus forte teneur en Al améliorerait encore notre compréhension du processus d'évolution des phases et permettrait une analyse plus complète.

5.7 Profilage électrochimique de la capacité et du voltage Détermination des profils de concentration de dopants

Le profilage électrochimique capacité-tension est une technique puissante utilisée pour déterminer le profil en profondeur des dopants électriquement actifs dans les semi-conducteurs. Cette technique consiste à former un contact Schottky entre un électrolyte et la surface du semi-

conducteur. En appliquant une tension de polarisation inverse et en mesurant la capacité en fonction de la tension appliquée, les chercheurs peuvent extraire le profil de concentration du dopage en fonction de la profondeur. Le profilage ECV est particulièrement utile dans cette étude pour examiner la formation de la couche émettrice p+, un composant essentiel des cellules solaires au silicium de type n.

- **Profils ECV et profondeur de l'émetteur** : La figure 5.32 présente les profils ECV de plaquettes de silicium après un recuit avec différentes compositions de pâte Ag-Al. Ces profils montrent la concentration de dopant en fonction de la profondeur, fournissant des informations précieuses sur la profondeur de la couche émettrice p+ et la concentration de dopage, qui sont toutes deux directement influencées par la teneur en Al de la pâte de métallisation et les conditions de recuit.

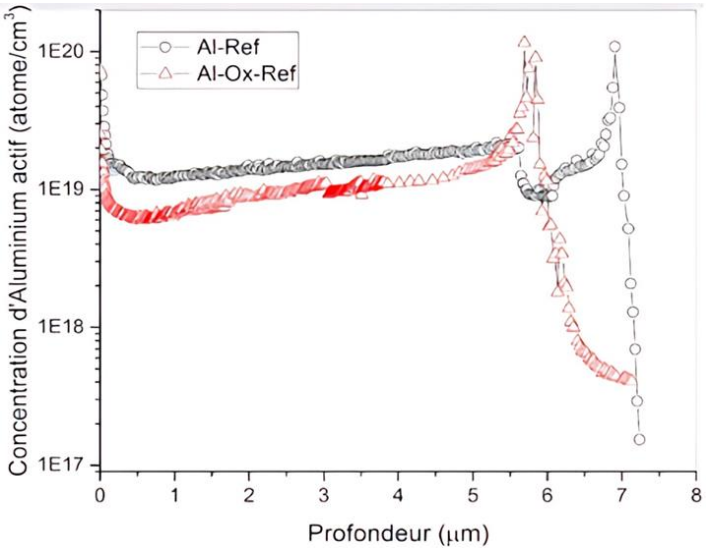


***Figure 5-34**:montre les profiles ECV de plaquettes de silicium après un recuit avec différentes compositions de pâte Ag-Al.*

5.7.1 Optimisation de la formation de l'émetteur

L'analyse des profils ECV pour différentes teneurs en Al et températures de recuit permet aux chercheurs d'optimiser le processus de fabrication pour obtenir les propriétés souhaitées de l'émetteur p+. Une couche émettrice p+ bien formée est cruciale pour minimiser la résistance de contact et maximiser la collecte des porteurs de charge photogénérés dans la plaquette de silicium.

5.8 Mesure en quatre points : Quantification de la résistance de la feuille

La technique de la sonde à quatre points est une méthode largement utilisée pour mesurer la résistance de la feuille des films minces et des matériaux semi-conducteurs. Cette technique consiste à faire passer un courant connu dans deux sondes extérieures en contact avec la surface de l'échantillon et à mesurer la chute de tension dans deux sondes intérieures. La résistance de la feuille (R/carre) peut alors être calculée en utilisant les valeurs de tension et de courant mesurées, ainsi qu'un facteur de correction géométrique.

Les résultats des mesures de la résistance de la feuille pour divers échantillons sont résumés dans le Tableau 5.5 ci-dessous. Ce tableau met en évidence l'impact de la température de recuit et de la composition de la pâte sur la conductivité électrique.

***Tableau 5.5**:Mesures de la résistance de la feuille.*

Échantillon	R/Carre (Ω/sq)
Reference 1	28.07
Reference - ox	33.26
400-1	29.25
400-ox	44.33
500-1	33.28
500-ox	45.74
600-1	24.27
600-ox	29.47

L'analyse de ces résultats révèle des tendances significatives. Par exemple, on observe une augmentation notable de la résistance de la feuille entre les échantillons oxydés et non oxydés. Les échantillons soumis à un post-recuit à 400°C et 500°C présentent une différence de résistance supérieure à 10 Ω/sq. Ce phénomène peut être attribué à la formation de couches d'oxyde qui augmentent la résistance de contact. Les résultats de la microscopie électronique à balayage confirment cette observation, indiquant une morphologie moins interconnectée dans les échantillons oxydés.

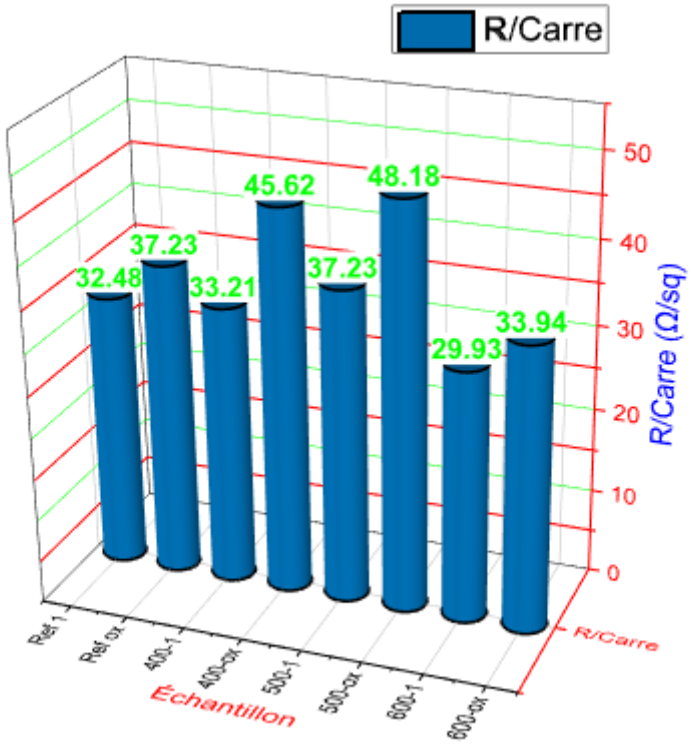


***Figure 5-35**:Histogramme des mesures de résistance de la feuille.*

L'histogramme de la Figure 5.34 illustre les différences de résistance entre les échantillons. Notamment, les échantillons soumis à des traitements thermiques plus élevés présentent des résistances de feuille plus faibles, ce qui est souhaitable pour une collecte efficace du courant dans les cellules solaires. Ces résultats soulignent l'importance d'optimiser les conditions de recuit pour améliorer la conductivité du contact.

Plusieurs facteurs influencent la résistance de feuille mesurée :

1. **Morphologie du contact** : Un réseau métallique plus continu et interconnecté, tel qu'observé dans les images (MEB) après le recuit, se traduit généralement par une résistance de feuille plus faible.
2. **La porosité** : La présence de pores ou de vides dans la couche de métallisation peut perturber le flux de courant et augmenter la résistance de la feuille.
3. **Phases intermétalliques**: La formation de phases intermétalliques, telles que les alliages Ag-Al, peut avoir un impact significatif sur la résistance de la feuille.

5.9 Conclusion

Ce chapitre a présenté une exploration détaillée des procédures expérimentales et des techniques de caractérisation employées dans la fabrication et l'analyse de cellules solaires au silicium monocristallin de type n à haut rendement avec des émetteurs de champ de surface arrière (BSF) Al-p+.Grâce à un protocole méticuleux de préparation des plaquettes, à des techniques de métallisation soigneusement contrôlées (sérigraphie et PVD), au processus de diffusion contrôlée du bore pour la formation d'émetteurs p+ et à un ensemble complet de

méthodes de caractérisation avancées (MEB, XPS, SIMS, DRX, ECV et sonde à quatre points), nous avons acquis des connaissances précieuses sur l'interaction complexe entre les paramètres de traitement, les mécanismes de formation des contacts et les propriétés structurelles, chimiques et électriques qui en résultent pour ces composants essentiels de la cellule solaire.

Ces résultats fournissent une base solide pour comprendre la relation entre ces propriétés et la performance finale des cellules solaires, en guidant l'optimisation des processus de fabrication pour le développement de cellules solaires en silicium à haute efficacité.

Travaux futurs : Élargir les horizons de compréhension

Cette recherche a mis en évidence plusieurs domaines qui méritent d'être approfondis :

Analyse SIMS des échantillons sérigraphiés : L'acquisition de profils de profondeur SIMS pour des échantillons sérigraphiés avec des teneurs en Al et des températures de recuit variables fournirait des données inestimables sur le comportement de diffusion de l'Al dans ces types de contacts. Cela permettrait une comparaison directe avec les échantillons déposés par PVD, conduisant à une compréhension plus complète des facteurs influençant la formation d'émetteurs p+ dans les cellules solaires sérigraphiées.

Compléter l'analyse de phase DRX : L'obtention des données DRX après recuit manquantes pour les échantillons Ag-7,8% Al et Ag-9,81% Al permettrait une analyse de phase complète, fournissant une compréhension plus complète du processus d'évolution de phase dans ces échantillons à teneur plus élevée en Al.

Corrélation entre les résultats de la caractérisation et les performances du dispositif : Bien que ce chapitre se soit concentré sur la fabrication des contacts et la caractérisation en profondeur, les travaux futurs devraient viser à corréler les propriétés structurelles, chimiques et électriques observées avec les performances réelles des cellules solaires fabriquées. Cela impliquerait de mesurer les paramètres critiques du dispositif, y compris l'efficacité, la tension en circuit ouvert (Voc), le courant de court-circuit (Jsc) et le facteur de remplissage (FF), dans des conditions d'illumination variables. En corrélant systématiquement ces paramètres de performance avec la teneur en Al, les conditions de recuit et les propriétés du contact et de l'émetteur qui en résultent, nous pouvons mieux comprendre l'impact de chaque paramètre sur la performance du dispositif, ce qui permet d'affiner le processus de fabrication pour obtenir une efficacité optimale des cellules solaires et une fiabilité à long terme.

Conclusion Générale

Cette thèse a étudié le rôle critique de la métallisation dans les cellules solaires au silicium monocristallin de type n à haut rendement, en se concentrant sur la formation de contacts électriques robustes et la minimisation des pertes associées. Nous avons exploré le défi spécifique de la métallisation de l'émetteur dopé au bore en utilisant des pâtes argent-aluminium (Ag-Al) sérigraphiées. Grâce à une expérimentation systématique et à des techniques de caractérisation avancées, nous avons cherché à optimiser l'interaction entre la concentration d'aluminium dans la pâte et le profil de cuisson afin d'obtenir une faible résistance de contact et une couche émettrice p+ bien définie et profondément diffusée. Nos résultats mettent en évidence l'équilibre délicat nécessaire à l'optimisation de la diffusion de l'aluminium et à l'atténuation de la formation de pointes. Si l'augmentation de la teneur en aluminium et de la

température de cuisson favorise une pénétration plus profonde de l'aluminium pour un émetteur p+ bien formé, elle augmente également le risque de formation de pointes prononcées, ce qui peut entraîner une résistance de contact plus élevée et une dégradation des performances.

L'analyse MEB a fourni des preuves visuelles des changements morphologiques au sein du contact, démontrant l'impact significatif de la concentration d'aluminium et des conditions de cuisson sur la microstructure du contact. L'EDS a révélé les transformations chimiques au cours de la formation du contact, mettant en évidence l'interaction entre la diffusion de l'aluminium, la formation d'alliages et la présence d'oxydes. L'analyse SIMS, bien que limitée aux échantillons PVD dans notre étude, a souligné l'importance d'obtenir des profils de profondeur pour les échantillons sérigraphiés afin de comprendre le comportement de diffusion de l'aluminium. L'analyse DRX a confirmé la formation de phases d'alliage Ag-Al, essentielles pour une faible résistance de contact, et a mis en évidence la nécessité de disposer de données complètes sur le post-cuit pour les échantillons à forte teneur en aluminium. Le profilage ECV a permis d'optimiser la formation de l'émetteur p+, tandis que les mesures par sonde à quatre points ont révélé l'impact de la teneur en aluminium et de la cuisson sur la conductivité électrique des contacts. Nous avons déterminé qu'une concentration de 1.34% d'aluminium dans la pâte Ag-Al, combinée à un recuit à 740°C pendant 5 secondes, permet d'obtenir une résistance de contact de 1.5 $m\Omega \cdot cm^2$ et une profondeur de jonction de l'émetteur p+ de 0.5 µm, optimisant ainsi la performance des contacts.

Les recherches futures devraient se concentrer sur l'acquisition de données SIMS pour les échantillons sérigraphiés avec différentes concentrations d'aluminium et températures de cuisson, sur l'achèvement de l'analyse DRX pour les échantillons à forte teneur en aluminium et sur la corrélation directe de ces résultats de caractérisation avec les performances des cellules solaires fabriquées. Cette approche globale permettra de mieux comprendre l'impact de chaque paramètre sur les performances du dispositif, ce qui permettra d'affiner le processus de fabrication. En contrôlant méticuleusement la teneur en aluminium, les profils de cuisson et en comprenant les mécanismes complexes de formation des contacts, nous pouvons obtenir des cellules solaires au silicium de type n très efficaces et fiables. Cette recherche apporte des connaissances précieuses pour l'avancement des cellules solaires de la prochaine génération, ouvrant la voie à un avenir plus durable et plus efficace sur le plan énergétique.

Liste des Travaux

Publication

[1] H. Korichi, A. Boucheham, A. Bensdira, and M. Kazerane, ‘’Advancements in Passivation and Metallization Techniques for n-Type Monocrystalline Silicon Solar Cells. Solar Energy and Sustainable Development Journal, vol.13, no.2, pp. 151–173. 2024. https://doi.org/10.51646/jsesd.v13i2.185.

[2] hakim, korichi, Boucheham , abdelghani, & M. Kezrane , mohamed. (2024). Study of Aluminium, Gallium and Gallium Boron as P-Type Dopants for New-Generation n+np+ Solar Cells: . Solar Energy and Sustainable Development Journal, 13(2), 286–296. https://doi.org/10.51646/jsesd.v13i2.195.

Conférences Internationales

[1] H. Korichi, A. Bensdira, A. Boucheham, and M. Kazerane ,Study of the characteristics of the p+ emitters Produced during the metallization of the rear surface of n-type silicon solar cells, https://www.univ-sba.dz/lpcma/icmse2024/index.html.

[2] H. Korichi, A. Bensdira, A. Boucheham, and M. Kazerane , Optimisation of the back metallisation of monocrystalline Si solar cells using Ag/Al alloy deposited by PVD, International Renewable Energy DAYS’2024 28-30 May 2024,https://link.springer.com/book/9783031719257.

Conférences Nationale

[1] H. Korichi, A. Boucheham, and M. Kazerane , Characterization of the metallization by screen-printing of a p+ emitter by an Ag/Al alloy on a silicon substrate, 1st national conference on physics and its applications (NCP), First National Forum on Physics and its Applications / 02-12-2023 - Higher School for Professors Lt. Gen. Ahmed Gaid Saleh - Boussaada/Messila

[2] H. Korichi, A. Bensdira, A. Boucheham, and M. Kazerane, Optimization of Silver-Aluminium Metallization for p+ Emitters in Crystalline Silicon Solar Cells, The ICMSE Committee (biskra) https://www.univ-sba.dz/lpcma/icmse2024/

[3] H. Korichi, A. Bensdira, A. Boucheham, and M. Kazerane, Impact of aluminium in the metallisation paste on electrical losses in n-type bifacial silicon solar cells, https://seminaires.univ-batna.dz/sneer24/programme/

6 Références Bibliographiques

[1] M. Fischer, A. Metz, and J. Trube, ‘International Technology Roadmap for Photovoltaic (ITRPV),’ 2022.”

[2] R. Kent, “Renewables,” *Plast. Eng.*, vol. 74, no. 9, pp. 56–57, 2018, doi: 10.1002/peng.20026.

[3] M. A. Green *et al.*, “Solar cell efficiency tables (Version 61),” *Prog. Photovoltaics Res. Appl.*, vol. 31, no. 1, pp. 3–16, Jan. 2023, doi: 10.1002/PIP.3646.

[4] Richter, A., Müller, R., Benick, J. et al. Design rules for high-efficiency both-sides-contacted silicon solar cells with balanced charge carrier transport and recombination losses. Nat Energy 6, 429–438 (2021). https://doi.org/10.1038/s41560-021-00805-w”.

[5] Y. Zhang, M. Kim, L. Wang, P. Verlinden, and B. Hallam, “Design considerations for multi-terawatt scale manufacturing of existing and future photovoltaic technologies: Challenges and opportunities related to silver, indium and bismuth consumption,” *Energy Environ. Sci.*, vol. 14, no. 11, pp. 5587–5610, 2021, doi: 10.1039/d1ee01814k.

[6] A. Y. Liu, D. Yan, S. P. Phang, A. Cuevas, and D. Macdonald, “Effective impurity gettering by phosphorus- and boron-diffused polysilicon passivating contacts for silicon solar cells,” *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 179, no. November, pp. 136–141, 2018, doi: 10.1016/j.solmat.2017.11.004.

[7] Y. Larionova, H. Schulte-Huxel, and B. Min, “Ultra-Thin Poly-Si Layers: Passivation Quality, Utilization of Charge Carriers Generated in the Poly-Si and Application on Screen-Printed Double-Side Contacted Polycrystalline Si on Oxide Cells,” *Sol. RRL*, vol. 4, no. 10, 2020, doi: 10.1002/solr.202000177.

[8] M. Tomassini, J. Veirman, and R. Varache, “Recombination activity associated with thermal donor generation in monocrystalline silicon and effect on the conversion efficiency of heterojunction solar cells,” *J. Appl. Phys.*, vol. 119, no. 8, 2016, doi: 10.1063/1.4942212.

[9] H. Korichi, A. Boucheham, A. Bensdira, and M. Kazerane, Advancements in Passivation and Metallization Techniques for n-Type Monocrystalline Silicon Solar Cells. Solar Energy and Sustainable Development Journal, vol.13, no.2, pp. 151–173. 2024. https://d”.

[10] hakim, korichi, Boucheham , abdelghani, & M. Kezrane , mohamed. (2024). Study of Aluminium, Gallium and Gallium Boron as P-Type Dopants for New-Generation n+np+ Solar Cells: . Solar Energy and Sustainable Development Journal, 13(2), 286–296. https://doi.o.

[11] C. J. Chen and W. F. Smith, “Introduction to Scanning Tunneling Microscopy,” *Am. J. Phys.*, vol. 62, no. 6, pp. 573–574, 1994, doi: 10.1119/1.17525.

[12] W. Shockley, ‘The theory of p-n junctions in semiconductors and p-n junc- tion transistors,’ Bell Syst. Tech. J., vol. 28, pp. 435–489, 1949.

[13] Ke Chen, Rui Wu, Hongmei Zheng, Haishuo Wang, Guojun Zhang, and Shunhua Chen, ‘Light-trapping schemes for silicon thin-film solar cells via super-quadratic subwavelength gratings,’ Appl. Opt. 58, 8702-8712 (2019) https://opg.optica.org/ao/abstract.cfm?URI.

[14] I. E. T. Energy and E. Series, *n-Type Crystalline Silicon Photovoltaics*. 2022. doi: https://doi.org/10.1049/PBPO175E.

[15] Mihi Sana, “Comparaison par simulation numérique entre les caractéristiques électriques d’une cellule solaire en Si et une autre en Si intégré sur un substrat en GaAs, mémoire de magister,” 2012.

[16] F. Khaled, “Effet de l’électrode transparente sur les propriétés des cellules solaires en hétérojonction à base de silicium,” 2017.

[17] A. FEROUANI and R. Bensmaine, “Caractérisation et Optimisation des Cellules Photovoltaïques à Hétérojonctions de Silicium HIT,” 2019.

[18] Cellules solaires : Matériaux, technologie et applications", par A. Luque et S. Hegedus, John Wiley & Sons, 2011.

[19] Cellules solaires à émetteur passivé et à diffusion totale arrière (PERT)", par A. Cuevas, et al., Sol. Energy Mater. Sol. Cells, vol. 90, no. 1, pp. 1–23, 2006, doi:10.1016/j.solmat.2005.08.007.

[20] Cellules solaires en silicium à haute efficacité avec structure à émetteur passivé et à diffusion totale arrière (PERT)", par M.A. Green, et al., Prog. Photovolt: Res. Appl., vol. 14, no. 4, pp. 325–342, 2006, doi:10.1002/pip.715.

[21] A. Cuevas, ‘Diffusion du bore dans le silicium’, Sol. Energy Mater. Sol. Cells, vol. 90, no. 1, pp. 39–50, 2006, doi:10.1016/j.solmat.2005.06.020.

[22] S. W. Glunz, ‘Cellules solaires à hétérojonction silicium : Une revue’, Sol. Energy Mater. Sol. Cells, vol. 108, pp. 1–18, 2013, doi:10.1016/j.solmat.2012.10.018.

[23] M. A. Green, ‘Cellules solaires en silicium : Principes avancés et pratique’, Springer, 2018.

[24] A. Shah, ‘Cellules solaires à hétérojonction silicium : Vers une haute efficacité et un faible coût’, Sol. Energy Mater. Sol. Cells, vol. 93, no. 10, pp. 1435–1439, 2009, doi:10.1016/j.solmat.2009.03.028.”.

[25] Green, M. A. (2021). The path to 25% silicon solar cell efficiency: History of silicon cell evolution. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 29(7), 657–676.

[26] Yoshikawa, K., Kawasaki, H., Yoshida, W., et al. (2017). Silicon heterojunction solar cell with interdigitated back contacts for a photoconversion efficiency over 26%. Nature Energy, 2(5), 17032.

[27] Tong, X., Bi, C., Yang, Z., et al. (2021). Review of n-type silicon solar cells with passivating contacts. Solar RRL, 5(8), 2100324.

[28] Kopecek, R., & Libal, J. (2021). Bifacial photovoltaics 2021: Status, opportunities and challenges. Energies, 14(8), 2076.

[29] McIntosh, K. R., & Swanson, R. M. (2008). Review article: n-Type silicon for solar cell applications. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 16(6), 499–511.

[30] Niewelt, T., Scho¨n, J., Warta, W., Glunz, S. W., & Schubert, M. C. (2017). Degradation of crystalline silicon due to boron–oxygen defects. IEEE Journal of Photovoltaics, 7(1), 383–398.

[31] Feldmann, F., Bivour, M., Reichel, C., Hermle, M., & Glunz, S. W. (2013). A passivated rear contact for high-efficiency n-type silicon solar cells enabling high VOCs and FF > 82%. In 28th European PV Solar Energy Conference and Exhibition.

[32] Eiermann, F. (2021). HTWG Konstanz, Master Thesis, Bottom-up COO-Modell fu¨r Solarzellentechnologien.

[33] Schmidt, J., & Bothe, K. (2004). Structure and transformation of the metastable boron-and oxygen-related defect center in crystalline silicon. Physical Review B, 69(2), 024107.”.

[34] Herguth, A., Schubert, G., Kaes, M., & Hahn, G. (2006). A new approach to prevent the negative impact of the metastable defect in boron doped Cz silicon solar cells. In 2006 IEEE 4th World Conference on Photovoltaic Energy Conference (Vol. 1, pp. 940–943).

[35] A. M. Wafer, “Wafer Dopé Au Gallium Pour Atténuer La Dégradation Induite Par La Lumière Dans Les Cellules Photovoltaïques,” no. Lid, pp. 4–8, 2020.

[36] Walter, D., Lottig, M., & Glunz, S. W. (2018). Rear passivated solar cells with boron emitter–efficiency potential and cost considerations. Energy Procedia, 134, 313–320.”.

[37] Kersten, F., Engelhart, P., Ploigt, H. C., et al. (2015). A new mc-Si degradation effect called LeTID. In 2015 IEEE 42nd Photovoltaic Specialist Conference (PVSC) (pp. 1–5). IEEE.

[38] D. M. Chapin, C. S. Fuller, and G. L. Pearson, “A new silicon p-n junction photocell for converting solar radiation into electrical power,” *J. Appl. Phys.*, vol. 25, no. 5, pp. 676–677, 1954, doi: 10.1063/1.1721711.

[39] M. B. Prince, “Silicon solar energy converters,” *J. Appl. Phys.*, vol. 26, no. 5, pp. 534–540, 1955, doi: 10.1063/1.1722034.

[40] *W. C. Cooley and R. J. Janda, Handbook of Space-Radiation Effects on Solar-Cell Power Systems (Vol. 3003). USA: US National Aeronautics and Space Administration, 1963.*

[41] S. Narayanan, “Large area multicrystalline silicon solar cells in high volume production environment - History, status, new processes, technology transfer issues,” *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 74, no. 1–4, pp. 107–115, 2002, doi: 10.1016/S0927-0248(02)00054-5.

[42] M. Taguchi, K. Kawamoto, S. Tsuge, T. Baba, and H. Sakata, “Cells*High! Ef_ciency Crystalline Si Cells with Novel Structure,” *Mater. Res.*, vol. 8, no. January, pp. 503–513, 2000.

[43] W. W. P. Mulligan *et al.*, “Manufacture of solar cells with 21% efficiency,” *Proc. 19th EPVSEC*, no. 408, pp. 3–6, 2004, [Online]. Available:

http://www.tayloredge.com/reference/Electronics/Photonics/HighEfficiencySolarCells.pdf

[44] A. Edler, V. D. Mihailetchi, L. J. Koduvelikulathu, C. Comparotto, R. Kopecek, and R. Harney, 'Metallization-induced recombination losses of bifacial silicon solar cells,' Prog. Photovolt: Res. Appl., vol. 23, no. 5, pp. 620–627, 2015.

[45] J. Chen, 'The industrial application of n-type bifacial passivating-contact technology,' in 9th Int Conf Cryst Silicon Photovolt, 2019.

[46] R. Kopecek and J. Libal, 'Bifacial photovoltaics 2021: status, opportunities and challenges,' Energies, vol. 14, no. 8, p. 2076, 2021.

[47] The difference between n-type and p-type solar cells." https://www.solarpowerworldonline.com/2018/07/the-difference-between-n-type-and-p-type-solar-cells/ (accessed Jul. 01, 2024).

[48] C. Jia, 'The benefits and applications of Jolywood N-type TOPCon Technology,' PV CELLTECH Mapp. Transit. to N-type, 2021.

[49] P. Würfel, "Physics of Solar Cells: From Principles to New Concepts," *Phys. Sol. Cells From Princ. to New Concepts*, pp. 1–186, Dec. 2007, doi: 10.1002/9783527618545.

[50] S. M. Sze and K. K. Ng, "Physics of Semiconductor Devices," *Phys. Semicond. Devices*, Oct. 2006, doi: 10.1002/0470068329.

[51] C. J. Chen, Introduction to Scanning Tunneling Microscopy. Oxford University Press, Oxford, UK, 2007.

[52] M. Taguchi, K. Kawamoto, S. Tsuge, T. Baba, and H. Sakata, 'Cells*High! Ef_ciency Crystalline Si Cells with Novel Structure,' Mater. Res., vol. 8, no. January, pp. 503–513, 2000.

[53] International Technology Roadmap for Photovoltaic (ITRPV): R&D findings from the 13th Edition - Other news - ETIP PV." https://etip-pv.eu/news/other-news/international-technology-roadmap-for-photovoltaic-itrpv-r-d-findings-from-the-13th-edition/ (accessed Jul. 01, 2024).

[54] R. Kopecek and J. Libal, "Bifacial photovoltaics 2021: Status, opportunities and challenges," *Energies*, vol. 14, no. 8, 2021, doi: 10.3390/en14082076.

[55] S. Shan, 'p-type PERC with Larger Wafers vs. n-type Cells with Higher Efficiency,' PV CELLTECH Mapp. Transit. to N-type, 2021.

[56] L. Zhifeng, "Jolywood n-TOPCon solar Technology in mass production and investment capacity in Indonesia," 2021.

[57] A. Blakers, 'Development of the PERC Solar Cell,' in IEEE Journal of Photovoltaics, vol. 9, no. 3, pp. 629-635, May 2019, doi: 10.1109/JPHOTOV.2019.2899460. keywords: {Photovoltaic cells;Passivation;Silicon;Aluminum;Photovoltaic systems;Passivated emitter.

[58] A. Goetzberger, J. Knobloch, B. Vos, and R. Waddington, "Crystalline silicon solar cells," *Cryst. Silicon Sol. Cells*, pp. 1–237, Jan. 2014, doi: 10.1002/9781119033769.

[59] N. Khelifati, D. Bouhafs, S. E. H. Abaidia, A. E. G. Boucheham, and B. Palahouane, "Impact of phosphorus diffusion gettering on HEM multicrystalline silicon wafers taken from different ingot regions," *Springer Proc. Phys.*, vol. 155, pp. 295–300, 2014, doi: 10.1007/978-3-319-05521-3_38.

[60] W. Shockley, 'The theory of p-n junctions in semiconductors and p-n junction transistors,' in The Bell System Technical Journal, vol. 28, no. 3, pp. 435-489, July 1949, doi: 10.1002/j.1538-7305.1949.tb03645.x.

[61] Handbook of Photovoltaic Science and Engineering," Handb. Photovolt. Sci. Eng., Apr. 2003, doi: 10.1002/0470014008".

[62] D. Macdonald and L. J. Geerligs, "Recombination activity of interstitial iron and other transition metal point defects in p- and n-type crystalline silicon," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 85, no. 18, pp. 4061–4063, 2004, doi: 10.1063/1.1812833.

[63] J. Schmidt et al., 'Impurity-Related Limitations of Next-Generation Industrial Silicon Solar Cells,' in IEEE

Journal of Photovoltaics, vol. 3, no. 1, pp. 114-118, Jan. 2013, doi: 10.1109/JPHOTOV.2012.2210030.

[64] M. K. Juhl, F. D. Heinz, and Coletti, "An Open Source Based Repository for Defects in Silicon," *2018 IEEE 7th World Conf. Photovolt. Energy Conversion, WCPEC 2018 - A Jt. Conf. 45th IEEE PVSC, 28th PVSEC 34th EU PVSEC*, no. c, pp. 328–332, 2018, doi: 10.1109/PVSC.2018.8547621.

[65] K. Bothe and J. Schmidt, "Electronically activated boron-oxygen-related recombination centers in crystalline silicon," *J. Appl. Phys.*, vol. 99, no. 1, 2006, doi: 10.1063/1.2140584.

[66] T. Lauermann *et al.*, "Large area solar cells made from degradation-free, low resistivity gallium doped Cz wafers," *EU-PVSEC 25th*, pp. 2002–2005, 2010, doi: 10.4229/25thEUPVSEC2010-2CV.2.80.

[67] B. Hallam *et al.*, "Eliminating light-induced degradation in commercial p-Type Czochralski silicon solar cells," *Appl. Sci.*, vol. 8, no. 1, 2017, doi: 10.3390/app8010010.

[68] S. Narayanan, 'Large area multicrystalline silicon solar cells in high volume production environment—history, status, new processes, technology transfer issues,' Solar Energy Materials and Solar Cells, vol. 74, no. 1–4, pp. 107–115, 2002.

[69] M. K. Juhl et al., 'An Open Source Based Repository For Defects in Silicon,' 2018 IEEE 7th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (WCPEC) (A Joint Conference of 45th IEEE PVSC, 28th PVSEC & 34th EU PVSEC), Waikoloa, HI, USA, 2018, pp. 0328-033.

[70] J. Schön, H. Habenicht, M. C. Schubert, and W. Warta, "Understanding the distribution of iron in multicrystalline silicon after emitter formation: Theoretical model and experiments," *J. Appl. Phys.*, vol. 109, no. 6, 2011, doi: 10.1063/1.3553858.

[71] Proven in more than 10 GW PERC production State-of-the-art wet processing equipment".

[72] A. Le Donne, S. Binetti, V. Folegatti, and G. Coletti, 'On the nature of striations in n-type silicon solar cells,' Appl. Phys. Lett., vol. 109, no. 3, p. 033907, 2016.

[73] R. Basnet, C. Sun, H. Wu, H. T. Nguyen, F. E. Rougieux, and D. Macdonald, 'Ring defects in n-type Czochralski-grown silicon: a high spatial resolution study using Fourier-transform infrared spectroscopy, micro-photoluminescence, and micro-Raman,' J. Appl.," 2018.

[74] M. M. Kivambe *et al.*, "Record-Efficiency n-Type and High-Efficiency p-Type Monolike Silicon Heterojunction Solar Cells with a High-Temperature Gettering Process," *ACS Appl. Energy Mater.*, vol. 2, no. 7, pp. 4900–4906, 2019, doi: 10.1021/acsaem.9b00608.

[75] J. Schmidt, K. Bothe, and R. Brendel, 'Advances in the surface passivation of silicon solar cells,' Energy Procedia, vol. 15, pp. 30–39, 2012.

[76] J. Schmidt and K. Bothe, 'Electronically activated boron-oxygen-related recombination centers in crystalline silicon,' J. Appl. Phys., vol. 99, no. 1, p. 013701, 2006.

[77] C. Kim *et al.*, "Effects of Current-injection Firing with Ag Paste in a Boron Emitter," *Sci. Rep.*, vol. 6, pp. 4–13, 2016, doi: 10.1038/srep21553.

[78] F. E. Rougieux, N. E. Grant, D. Macdonald and J. D. Murphy, 'Can vacancies and their complexes with nonmetals prevent the lifetime reaching its intrinsic limit in silicon?,' 2015 IEEE 42nd Photovoltaic Specialist Conference (PVSC), New Orleans, LA, USA, 2.

[79] A. Richter *et al.*, "Towards industrial n-type PERT silicon solar cells: rear passivation and metallization scheme," *Energy Procedia*, vol. 8, pp. 479–486, 2011, doi: https://doi.org/10.1016/j.egypro.2011.06.169.

[80] H. Lin *et al.*, "Silicon heterojunction solar cells with up to 26.81% efficiency achieved by electrically optimized nanocrystalline-silicon hole contact layers," *Nat. Energy*, vol. 8, no. 8, pp. 789–799, 2023, doi: 10.1038/s41560-023-01255-2.

[81] M. A. Green, 'Silicon solar cells: state of the art,' Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences, vol. 371, Aug 2013.

[82] A. Ur Rehman and S. H. Lee, "Advancements in n-type base crystalline silicon solar cells and their emergence in the photovoltaic industry," *Sci. World J.*, vol. 2013, 2013, doi: 10.1155/2013/470347.

[83] K. O. Davis, “Atmospheric Pressure Chemical Vapor Deposition of Functional Oxide Materials for Crystalline Silicon Solar Cells,” 2015.

[84] D. Adachi, J. L. Hernandez, and K. Yamamoto, ‘Impact of carrier recombination on fill factor for large area heterojunction crystalline silicon solar cell with 25.1% efficiency,’ Appl. Phys. Lett., vol. 107, no. 23, p. 233506, 2015.

[85] V. Mertens et al., ‘Influence of base resistivity on solar cell parameters of double-side contacted rear junction solar cells,’ Energy Procedia, vol. 27, pp. 53–58, 2012.

[86] R. Bock, ‘Screen-printed aluminum-doped p emitters for the application to n-type silicon solar cells,’ Dissertation, Universität Hannover (2011).

[87] M. A. Kessler et al., ‘Charge carrier lifetime degradation in Cz silicon through the formation of a boron-rich layer during BBr3 diffusion processes,’ Semiconductor Science and Technology, vol. 25, no. 5, p. 055001, 2010.

[88] T. Fellmeth et al., ‘Recombination at metal-emitter interfaces of front contact technologies for highly efficient silicon solar cells,’ Energy Procedia, vol. 8, pp. 115–121, 2011.

[89] J. Schmidt et al., ‘Surface passivation of high-efficiency silicon solar cells by atomic-layer-deposited Al2O3,’ Progress in photovoltaics: research and applications, vol. 16, pp. 461–466, 2008.

[90] A. Mette et al., ‘Increasing the efficiency of screen-printed silicon solar cells by light-induced silver plating,’ in Photovoltaic Energy Conversion, Conference Record of the 2006 IEEE 4th World Conference on, 2006, pp. 1056–1059.

[91] A. Herguth et al., ‘Avoiding boron-oxygen related degradation in highly boron doped Cz silicon,’ in Proc. 21st European PV Solar Energy Conference and Exhibition, 2006, pp. 530–537.

[92] J. Engelhardt et al., ‘Contact formation on boron doped silicon substrates from passivating PECV-deposited dielectric doping layers with anti-reflective properties by screen-printing Ag pastes for high-efficiency n-type silicon solar cells,’ in Proc. 31st,” 2015.

[93] N. Wehmeier et al., ‘Boron-doped PECVD silicon oxides as diffusion sources for simplified high-efficiency solar cell fabrication,’ in Proc. 28th European PV Solar Energy Conference and Exhibition, 2013, pp. 1980–1984.

[94] A. Lanterne et al., ‘Understanding of the annealing temperature impact on ion implanted bifacial n-type solar cells to reach 20.3% efficiency,’ in Progress in Photovoltaics: Research and Applications, vol. 23, no. 11, pp. 1458–1465, 2015.

[95] B. Bazer-Bachi et al., ‘Co-diffusion from boron doped oxide and POCl3,’ in Proc. 26th European PV Solar Energy Conference and Exhibition, Hamburg, 2011, pp. 1155–1159.

[96] P. Manshanden and L. J. Geerligs, ‘Improved phosphorous gettering of multicrystalline silicon,’ Sol. Energy Mater. Sol. Cells, vol. 90, no. 7–8, pp. 998–1012, 2006.

[97] R. Bock, ‘Screen-printed aluminum-doped p+ emitters for the application to n-type silicon solar cells,’ Dissertation, Universität Hannover (2011).

[98] Y. Schiele et al., ‘Study on boron emitter formation by BBr3 diffusion for n-type Si solar cell applications,’ in Proc. 28th European PV Solar Energy Conference and Exhibition, 2013, pp. 1242–1247.

[99] A. Edler et al., ‘Metallization-induced recombination losses of bifacial silicon solar cells,’ in Progress in Photovoltaics: Research and Applications, vol. 23, no. 5, pp. 620–627, 2015.

[100] F. Kiefer et al., ‘Structural investigation of printed Ag/Al contacts on silicon and numerical modeling of their contact recombination,’ in IEEE Journal of Photovoltaics, vol. 6, no. 5, pp. 1175–1182, 2016.”.

[101] D. Adachi et al., ‘High-efficiency heterojunction crystalline Si solar cells,’ Jpn. J. Appl. Phys., vol. 57, no. 8S3, p. 08RB20, Aug. 2018.

[102] M. Galiazzo et al., ‘Double printing of front contact Ag in c-Si solar cells,’ in Proc. 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Valencia, Spain, 2010, pp. 6–10.

[103] A. Lachowicz et al., ‘Patterning techniques for copper electroplated metallization of silicon heterojunction cells,’ in 2021 IEEE 48th Photovoltaic Specialists Conference (PVSC), 2021, pp. 1530–1533.

[104] PV-Manufacturing.org - Ion Implantation, an alternative diffusion technique.” https://pv-manufacturing.org/solar-cell-manufacturing/ion-implantation/ (accessed Oct. 08, 2024).

[105] F. Kiefer et al., ‘Bifacial, fully screen-printed n-PERT solar cells with BF2 and B implanted emitters,’ in Solar Energy Materials and Solar Cells, vol. 157, pp. 326–330, 2016.

[106] B. L. Smith, ‘Photovoltaic (PV) Module Technologies: 2020 Benchmark Costs and Technology Evolution Framework Results,’ Golden, CO: National Renewable Energy Laboratory, 2021, NREL/TP-7A40-78173.

[107] J. Schmidt et al., ‘Surface passivation of high-efficiency silicon solar cells by atomic-layer-deposited Al2O3,’ Progress in photovoltaics: research and applications, vol. 16, pp. 461–466, 2008.”.

[108] A. Lanterne et al., ‘Plasma-immersion ion implantation: A path to lower the annealing temperature of implanted boron emitters and simplify PERT solar cell processing,’ Progress in Photovoltaics: Research and Applications, vol. 27, no. 12, pp. 1081–1091, 2,” 2019.

[109] T. S. Böscke et al., ‘Fully ion implanted and coactivated industrial n-type cells with 20.5% efficiency,’ in IEEE Journal of Photovoltaics, vol. 4, no. 1, pp. 48–51, 2014.

[110] M. Taguchi, ‘Review—Development history of high efficiency silicon heterojunction solar cell: from discovery to practical use,’ ECS Journal of Solid State Science and Technology, vol. 10, no. 2, p. 025002, 2021.

[111] S. De Wolf, A. Descoeudres, Z. C. Holman, and C. Ballif, ‘High-efficiency silicon heterojunction solar cells: a review,’ Green, vol. 2, no. 1, pp. 7–24, 2012.

[112] J. Schmidt, R. Peibst, and R. Brendel, ‘Surface passivation of crystalline silicon solar cells: present and future,’ Sol. Energy Mater. Sol. Cells, vol. 187, pp. 39–54, 2018.

[113] W. G. J. H. M. van Sark, L. Korte, and F. Roca, editors, Physics and Technology of Amorphous-Crystalline Heterostructure Silicon Solar Cells. New York, NY: Springer, 2012.

[114] T. Dullweber and J. Schmidt, ‘Industrial silicon solar cells applying the passivated emitter and rear cell (PERC) concept—a review,’ IEEE Journal of Photovoltaics, vol. 6, no. 5, pp. 1366–1381, 2016.

[115] J. Schmidt, B. Lim, D. Walter, et al., ‘Impurity-related limitations of next-generation industrial silicon solar cells,’ IEEE J. Photovolt., vol. 3, no. 1, pp. 114–118, 2013.

[116] E. Kobayashi, S. De Wolf, J. Levrat, et al., ‘Increasing the efficiency of silicon heterojunction solar cells and modules by light soaking,’ Solar Energy Materials and Solar Cells, vol. 173, pp. 43–49, 2017.”.

[117] R. Kopecek et al., ‘ZEBRA technology: low cost bifacial IBC solar cells in mass production with efficiency exceeding 23.5%,’ 2020 47th IEEE Photovoltaic Specialists Conference (PVSC), Calgary, AB, Canada, 2020, pp. 1008-1012, doi: 10.1109/PVSC45281.2020.9”.

[118] A. Tomasi et al., ‘Back-Contacted Silicon Heterojunction Solar Cells With Efficiency >21%,’ in IEEE Journal of Photovoltaics, vol. 4, no. 4, pp. 1046-1054, July 2014, doi: 10.1109/JPHOTOV.2014.2320586”.

[119] É. Polytechnique and F. De Lausanne, “Back-Contacted Silicon Heterojunction Solar Cells THÈSE N O 7134 (2016),” vol. 7134, 2016.

[120] A. Richter, M. Hermle and S. W. Glunz, ‘Reassessment of the Limiting Efficiency for Crystalline Silicon Solar Cells,’ in IEEE Journal of Photovoltaics, vol. 3, no. 4, pp. 1184-1191, Oct. 2013, doi: 10.1109/JPHOTOV.2013.2270351.

[121] F. Feldmann, M. Bivour, C. Reichel, M. Hermle, and S. W. Glunz, “Passivated rear contacts for high-efficiency n-type Si solar cells providing high interface passivation quality and excellent transport characteristics,” *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 120, no. PART A, pp. 270–274, 2014, doi: 10.1016/j.solmat.2013.09.017.

[122] S. P. Phang, W. Liang, B. Wolpensinger, M. A. Kessler and D. Macdonald, ‘Tradeoffs Between Impurity Gettering, Bulk Degradation, and Surface Passivation of Boron-Rich Layers on Silicon Solar Cells,’ in IEEE Journal of Photovoltaics, vol. 3, no. 1, pp. 261,” 2013.

[123] F. Haase *et al.*, “Laser contact openings for local poly-Si-metal contacts enabling 26.1%-efficient POLO-IBC solar cells,” *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 186, no. March, pp. 184–193, 2018, doi: 10.1016/j.solmat.2018.06.020.

[124] S. P. Phang, W. Liang, B. Wolpensinger, M. A. Kessler and D. Macdonald, ‘Tradeoffs Between Impurity Gettering, Bulk Degradation, and Surface Passivation of Boron-Rich Layers on Silicon Solar Cells,’ in IEEE Journal of Photovoltaics, vol. 3, no. 1, pp. 261”.

[125] A. Wang, J. Zhao, M. A. Green; 24% efficient silicon solar cells. Appl. Phys. Lett. 6 August 1990; 57 (6): 602–604. https://doi.org/10.1063/1.103610”.

[126] J. Zhao, A. Wang and M. A. Green, ‘24.5% Efficiency Silicon PERT Cells on MCZ Substrates and 24.7% Efficiency PERL Cells on FZ Substrates,’ Prog. Photovolt: Res. Appl. 7, pp. 471-474, 1999. DOI: 10.1002/(SICI)1099-159X(199909/10)7:5<471::AID-PIP277>3.0.CO”.

[127] U. D. E. Lisboa and R. A. E. Silva, “EMPIRICAL OPTIMIZATION AND IMPLEMENTATION OF A BORON EMITTER ON N-TYPE SILICON SOLAR CELLS USING A BBR 3 LIQUID SOURCE Dissertação de Mestrado,” 2014.

[128] J. Zhao, A. Wang and M. A. Green, ‘24.5% Efficiency Silicon PERT Cells on MCZ Substrates and 24.7% Efficiency PERL Cells on FZ Substrates,’ Prog. Photovolt: Res. Appl. 7, pp. 471-474, 1999. DOI: 10.1002/(SICI)1099-159X(199909/10)7:5<471::AID-PIP277>3.0.CO.

[129] M.A. Green, ‘Solar cells - operating principles, technology and system applications’, The University of New South Wales, 1998.

[130] R.R. King, E.W. Thomas, W.B. Carter, and A. Rohatgi, ‘The effect of aluminum and boron solid-source doping on recombination in silicon solar cells’, in Proc. 22nd IEEE PVSC, pp. 229-234, 1991.

[131] Boron Tribromide Material Safety Data Sheet, Air Products, v.1.21, Rev. Date 03/12/2010.”.

[132] G. Hahn, S. Wilking and A. Herguth, ‘BO-related defects: Overcoming bulk lifetime degradation in crystalline Si by regeneration,’ Solid State Phenomena, vol. 242, pp. 80-89, 2016. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.242.80.

[133] A. Das, D. S. Kim, K. Nakayashiki, B. Rounsaville, V. Meemongkolkiat, and A. Rohatgi, ‘Boron Diffusion with boric acid for high efficiency silicon solar cells,’ J. Electrochem. Soc. 157, pp. H684–H687, 2010. DOI: 10.1149/1.3386366”.

[134] A. Das, V. Meemongkolkiat, D.S. Kim, S. Ramanathan, and A. Rohatgi, ‘20% Efficient Screen Printed Boron BSF Cells Using Spin-on Dielectric Passivation,’ IEEE Trans. Elec. Devices 57, pp. 2462-2469, 2010. DOI: 10.1109/TED.2010.2062292.

[135] Irzaman, H. Syafutra, R. Siskandar, Aminullah, and H. Alatas, ‘Modified Spin Coating Method for Coating and Fabricating Ferroelectric Thin Films as Sensors and Solar Cells,’ Thin Film Process. - Artifacts Surf. Phenom. Technol. Facet., 2017, doi: 10.5772/”.

[136] E. Douglas and R. D’Aiello, ‘A study of the factors which control the efficiency of ion implanted silicon solar cells,’ IEEE Transactions on Electron Devices, vol. 27, pp. 792-802, 1980. DOI: 10.1109/T-ED.1980.19997.

[137] J.F. Ziegler, ‘SRIM - The stopping and range of ions in matter,’ Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B, vol. 219-220, pp. 1027-1036, 2004. DOI: 10.1016/j.nimb.2004.01.208.

[138] D. Huljic, A. Nikolaeva, and F. Clement, ‘Inkjet printing for solar cell metallization: A review,’ Progress in Photovoltaics: Research and Applications, vol. 26, no. 7, pp. 567-592, 2018. DOI: 10.1002/pip.2990”.

[139] A. G. Aberle, ‘Thin silicon solar cells: A review,’ Solar Energy Materials and Solar Cells, vol. 65, no. 1-4, pp. 239-248, 2001. DOI: 10.1016/S0927-0248(00)00099-4.

[140] Beedasy V, Smith PJ. Printed electronics as prepared by inkjet printing. Materials. 2020;13(3):704. Available from: https://pubmed.ncbi. nlm.nih.gov/32033206.

[141] S. E. Pust, P. F. Morgenstern, C. J. Kirkendall, M. J. Smith, M. O. Reese, T. Buonassisi, and P. Stradins, ‘Improved boron emitter formation on large-area n-type silicon solar cells using atmospheric pressure chemical vapor deposition,’ IEEE Journal of Ph”.

[142] P. P. Altermatt, J. O. Schumacher, A. Cuevas, et al., 'Numerical modeling of highly doped Si: P emitters based on Fermi-Dirac statistics and self-consistent material parameters,' Journal of Applied Physics, vol. 92, no. 6, pp. 3187-3197, 2002. DOI: 10.106.

[143] M. Mews, M. Aleman, A. W. Bett, et al., 'High-efficiency n-type silicon solar cells: Status and challenges,' Solar Energy Materials and Solar Cells, vol. 195, pp. 192-200, 2019. DOI: 10.1016/j.solmat.2019.03.004.

[144] J. John, S. W. Glunz, and D. Biro, 'Investigation of inkjet printed selective emitters with varying line widths and their impact on cell efficiency,' Energy Procedia, vol. 92, pp. 946-951, 2016. DOI: 10.1016/j.egypro.2016.09.164.

[145] A. Upadhyaya, K. Ryu, A. Das, et al., 'High-efficiency n-type silicon solar cells with novel inkjet-printed boron emitters,' IEEE Electron Device Letters, vol. 33, no. 7, pp. 854-856, 2012. DOI: 10.1109/LED.2012.2194680".

[146] M. D. McGehee, 'Materials science: Solar cells get a silver lining,' Nature, vol. 499, no. 7459, pp. 418-419, 2013. DOI: 10.1038/499418a.

[147] M. A. Green, 'The path to 25% silicon solar cell efficiency: History of silicon cell evolution,' Progress in Photovoltaics: Research and Applications, vol. 17, no. 3, pp. 183-189, 2009. DOI: 10.1002/pip.892".

[148] Y. Tao, 'Screen-Printed Front Junction n-Type Silicon Solar Cells,' Print. Electron. - Curr. Trends Appl., no. September, 2016, doi: 10.5772/63198.

[149] J. Szlufcik, J. Nijs, R. Mertens, et al., 'Low-cost industrial technologies of crystalline silicon solar cells,' in Proceedings of the 1st World Conference on Photovoltaic Energy Conversion, Waikoloa, HI, USA, vol. 1, pp. 102-105, 1994.

[150] E. Arai, H. Nakamura, and Y. Terunuma, 'Interface reactions of B2O3-Si system and boron diffusion into silicon,' Journal of the Electrochemical Society, vol. 120, no. 8, pp. 980-987, 1973. DOI: 10.1149/1.2403606.

[151] J. Schmidt and H. Schmidt, 'Power Conditioning for Photovoltaic Power Systems,' in Handbook of Photovoltaic Science and Engineering, A. Luque and S. Hegedus, Eds. John Wiley & Sons: West Sussex, England, 2003, pp. 863-903. DOI: 10.1002/9780470974704.ch16.

[152] A. Richter, J. Benick, F. Feldmann, A. Fell, M. Hermle, and S. W. Glunz, 'Al2O3/SiO2 stack for superior surface passivation of p-type c-Si,' Solar Energy Materials and Solar Cells, vol. 107, pp. 96-100, Dec. 2012. DOI: 10.1016/j.solmat.2012.07.033.

[153] P. Saint-Cast, D. Kania, R. Heller, S. Kuehnhold, M. Hofmann, J. Rentsch, and R. Preu, 'High-temperature stability of c-Si surface passivation by thick PECVD Al2O3 with and without hydrogenated capping layers,' Applied Surface Science, vol. 258, no. 17.

[154] T. Dullweber and L. Tous, Silicon Solar Cell Metallization and Module Technology. 2021. doi: 10.1049/pbpo174.

[155] P. Saint-Cast, D. Kania, R. Heller, and Kuehnhold, "High-temperature stability of c-Si surface passivation by thick PECVD Al 2 O 3 with and without hydrogenated capping layers," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 258, no. 21, pp. 8371–8376, 2012, doi: 10.1016/j.apsusc.2012.03.171.

[156] T. Dullweber and J. Schmidt, 'Industrial Silicon Solar Cells Applying the Passivated Emitter and Rear Cell (PERC) Concept-A Review,' IEEE J. Photovoltaics, vol. 6, no. 5, pp. 1366–1381, 2016, doi: 10.1109/JPHOTOV.2016.2571627.

[157] K. O. Davis, K. Jiang, M. Wilson, C. Demberger, H. Zunft, H. Haverkamp, D. Habermann, and W. V. Schoenfeld, 'Influence of precursor gas ratio and firing on silicon surface passivation by APCVD aluminium oxide,' Physica Status Solidi (RRL) - Rapid Research".

[158] T. Turap, T. B. Merupakan, T. B. Lebih, and T. D. Turap, 'LASER MICRO-SINTERING AS A NEW METALLIZATION TECHNIQUE FOR SILICON SOLAR CELLs,' pp. 1–17.

[159] J. Benick, B. Hoex, M. C. M. van de Sanden, W. M. M. Kessels, O. Schultz, and S. W. Glunz, 'High efficiency n-type Si solar cells on Al2O3-passivated boron emitters,' Applied Physics Letters, vol. 92, no. 25, p. 253504, Jun. 2008. DOI: 10.1063/1.2945287.

[160] E. Lohmüller, S. Werner, R. Hoenig, J. Greulich, and F. Clement, “Impact of boron doping profiles on the specific contact resistance of screen printed Ag-Al contacts on silicon,” *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 142, pp. 2–11, 2015, doi: 10.1016/j.solmat.2015.04.039.

[161] S. Dauwe, L. Mittelstädt, A. Metz, and R. Hezel, ‘Experimental evidence of parasitic shunting in silicon nitride rear surface passivated solar cells,’ Progress in Photovoltaics: Research and Applications, vol. 10, no. 4, pp. 271-278, Jul. 2002. DOI: 10.10.

[162] D. K. Schroder and D. L. Meier, “Solar Cell Contact Resistance—A Review,” *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 31, no. 5, pp. 637–647, 1984, doi: 10.1109/T-ED.1984.21583.

[163] O. Almora, C. Aranda, E. Mas-Marzá, and G. Garcia-Belmonte, “On Mott-Schottky analysis interpretation of capacitance measurements in organometal perovskite solar cells,” *Appl. Phys. Lett.*, vol. 109, no. 17, 2016, doi: 10.1063/1.4966127.

[164] J. Bardeen, “Surface states and rectification at a metal semi-conductor contact,” *Phys. Rev.*, vol. 71, no. 10, pp. 717–727, 1947, doi: 10.1103/PhysRev.71.717.

[165] D. K. Schroder, “Semiconductor Material and Device Characterization: Third Edition,” *Semicond. Mater. Device Charact. Third Ed.*, pp. 1–779, Apr. 2005, doi: 10.1002/0471749095.

[166] A. Y. C. Yu, “Electron tunneling and contact resistance of metal-silicon contact barriers,” *Solid State Electron.*, vol. 13, no. 2, pp. 239–247, 1970, doi: 10.1016/0038-1101(70)90056-0.

[167] Y. Chen *et al.*, “From laboratory to production: Learning models of efficiency and manufacturing cost of industrial crystalline silicon and thin-film photovoltaic technologies,” *IEEE J. Photovoltaics*, vol. 8, no. 6, pp. 1531–1538, 2018, doi: 10.1109/JPHOTOV.2018.2871858.

[168] P. J. Verlinden, “Future challenges for photovoltaic manufacturing at the terawatt level,” *J. Renew. Sustain. Energy*, vol. 12, no. 5, 2020, doi: 10.1063/5.0020380.

[169] Silver accounts for 10% of PV module costs – pv magazine International.” https://www.pv-magazine.com/2021/03/04/silver-currently-accounts-for-10-of-pv-module-costs/ (accessed Jul. 12, 2024).

[170] F. Feldmann, M. Bivour, C. Reichel, H. Steinkemper, M. Hermle, and S. W. Glunz, “Tunnel oxide passivated contacts as an alternative to partial rear contacts,” *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 131, pp. 46–50, 2014, doi: 10.1016/j.solmat.2014.06.015.

[171] M. Hermle, F. Feldmann, M. Bivour, J. C. Goldschmidt, and S. W. Glunz, “Passivating contacts and tandem concepts: Approaches for the highest silicon-based solar cell efficiencies,” *Appl. Phys. Rev.*, vol. 7, no. 2, 2020, doi: 10.1063/1.5139202.

[172] L. Ney *et al.*, “Optimization of fine line screen printing using in-depth screen mesh analysis,” *AIP Conf. Proc.*, vol. 2156, 2019, doi: 10.1063/1.5125871.

[173] L. Tous, *Nickel/Copper Plated Contacts as an Alternative to Silver Screen Printing for the Front Side Metallization of Industrial High Efficiency Silicon Solar Cells*, no. January 2014. 2014.

[174] J. Hoornstra, “Stencil Print applications and progress for solar cells,” *Pvsec 2009*, no. September, pp. 989–992, 2009.

[175] J. Hoornstra, S. Roberts, H. H. C. De Moor, and T. M. Bruton, “First Experiences with Double Layer Stencil Printing for Low Cost Production Solar Cells,” *2nd World Conf. PVSEC*, no. May, pp. 2–5, 1970, [Online]. Available: http://www.ecn.nl/publications/PdfFetch.aspx?nr=ECN-RX--98-036

[176] H. Hannebauer, T. Falcon, J. Cunnusamy, and T. Dullweber. ‘Single print metal stencils for high-efficiency PERC solar cells,’ Energy Procedia, vol. 98, pp. 40–5, 2016. doi: 10.1016/j.egypro.2016.09.007.

[177] H. Hannebauer, T. Dullweber, T. Falcon, and R. Brendel, “Fineline printing options for high efficiencies and low Ag paste consumption,” *Energy Procedia*, vol. 38, pp. 725–731, 2013, doi: 10.1016/j.egypro.2013.07.339.

[178] H. Hannebauer, *Optimierung der Vorderseitenmetallisierung und des Emitters für hocheffiziente industrielle Silizium Solarzellen*.

[179] H. Hannebauer, T. Dullweber, T. Falcon, and R. Brendel, “Fineline printing options for high efficiencies

and low Ag paste consumption," *Energy Procedia*, vol. 38, pp. 725–731, 2013, doi: 10.1016/j.egypro.2013.07.339.

[180] P. Hahne *et al.*, "Progress in thick-film pad printing technique for solar cells," *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 65, no. 1, pp. 399–407, 2001, doi: 10.1016/S0927-0248(00)00119-7.

[181] D. M. Huljic, S. Thormann, R. Preu, R. Ludemann and G. Willeke, 'Pad printed front contacts for c-Si solar cells - a technological and economical evaluation,' Conference Record of the Twenty-Ninth IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 2002., New Orlea.

[182] S. Thibert, J. Jourdan, B. Bechevet, and S. Mialon, "Flexographic Process for Front Side Metallization of Silicon Solar Cell," no. October 2015, pp. 1–18, 2013, doi: 10.4229/28thEUPVSEC2013-2EO.2.4.

[183] T. Dullweber and L. Tous, *Silicon Solar Cell Metallization and Module Technology*. 2021. doi: 10.1049/pbpo174e.

[184] A. Mette, C. Schetter, D. Wissen, S. Lust, S. W. Glunz and G. Willeke, 'Increasing the Efficiency of Screen-Printed Silicon Solar Cells by Light-Induced Silver Plating,' 2006 IEEE 4th World Conference on Photovoltaic Energy Conference, Waikoloa, HI, USA,

[185] S. Tepner, L. Ney, M. Singler, R. Preu, M. Pospischil, and F. Clement, "A model for screen utility to predict the future of printed solar cell metallization," *Sci. Rep.*, vol. 11, no. 1, pp. 1–14, 2021, doi: 10.1038/s41598-021-83275-0.

[186] Peng, X.; Yuan, J.; Shen, S.; Gao, M.; Chesman, A. S. R.; Yin, H.; Cheng, J.; Zhang, Q.; Angmo, D., Perovskite and Organic Solar Cells Fabricated by Inkjet Printing: Progress and Prospects. Advanced Functional Materials 2017, 27 (41), 1703704.

[187] S. Tepner, L. Ney, M. Singler, R. Preu, M. Pospischil, and F. Clement, 'A model for screen utility to predict the future of printed solar cell metallization,' Sci. Rep., vol. 11, no. 1, pp. 1–14, 2021, doi: 10.1038/s41598-021-83275-0".

[188] A. Ebong *et al.*, "Capitalising on the precisions of ion implantation and ink jetted fine gridline to create low-cost high efficiency silicon solar cells," *Energy Procedia*, vol. 33, no. May 2014, pp. 24–32, 2013, doi: 10.1016/j.egypro.2013.05.036.

[189] D. Y. Shin, S. S. Yoo, H. E. Song, H. Tak, and D. Byun, "Electrostatic-force-assisted dispensing printing to construct high-aspect-ratio of 0.79 electrodes on a textured surface with improved adhesion and contact resistivity," *Sci. Rep.*, vol. 5, no. October, pp. 1–7, 2015, doi: 10.1038/srep16704.

[190] M. Galiazzo *et al.*, "Fine Line Double Printing and Advanced Process Control for Cell Manufacturing," *Energy Procedia*, vol. 67, pp. 116–125, 2015, doi: 10.1016/j.egypro.2015.03.295.

[191] A. Ebong *et al.*, "Implementing narrow front silver gridlines through ink jet machine for high quality contacts to silicon solar cells," *Conf. Rec. IEEE Photovolt. Spec. Conf.*, pp. 001050–001053, 2011, doi: 10.1109/PVSC.2011.6186132.

[192] J. P. Hermans, P. Papet, K. Pacheco, Y. Yao, W. J. . Brok, and B. Strahm, "Inkjet printing of Ag nanoparticle inks for heterojunction solar cell metallization," *SNEC PV Power Expo*, no. June, pp. 1–8, 2015.

[193] M. Galiazzo et al., 'Fine Line Double Printing and Advanced Process Control for Cell Manufacturing,' Energy Procedia, vol. 67, pp. 116–125, 2015, doi: 10.1016/j.egypro.2015.03.295.

[194] A. Ebong *et al.*, "On the ink jetting of full front ag gridlines for cost-effective metallization of Si solar cells," *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 33, no. 5, pp. 637–639, 2012, doi: 10.1109/LED.2012.2186553.

[195] J. L. Hernández, D. Adachi, K. Yoshikawa, D. Schroos, E. Van Assche, A. Feltrin, et al. 'High efficiency copper electroplated heterojunction solar cells,' Proceedings of the 27th European PV Solar Energy Conference, pp. 655-656, 2012.

[196] Lorenz A. Evaluierung von Rotationsdruckverfahren für die Metallisierung von Silicium- Solarzellen. Freiburg: Dissertation, Institut für Mikrosystemtechnik und Informatik, Albert- Ludwigs- Universität; 2017".

[197] S. Tepner, L. Ney, M. Singler, R. Preu, M. Pospischil, and F. Clement, "A model for screen utility to

predict the future of printed solar cell metallization," Sci. Rep., vol. 11, no. 1, pp. 1–14, 2021, doi: 10.1038/s41598-021-83275-0

[198] A. Ebong et al., 'Capitalising on the precisions of ion implantation and ink jetted fine gridline to create low-cost high efficiency silicon solar cells,' Energy Procedia, vol. 33, no. May 2014, pp. 24-32, 2013, doi: 10.1016/j.egypro.2013.05.036.

[199] M. Pospischil *et al.*, "Optimizing fine line dispensed contact grids," *Energy Procedia*, vol. 55, pp. 693–701, 2014, doi: 10.1016/j.egypro.2014.08.046.

[200] J. Rodriguez *et al.*, "Towards 22% efficient screen-printed bifacial n-type silicon solar cells," *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 187, no. July, pp. 91–96, 2018, doi: 10.1016/j.solmat.2018.07.020.

[201] M. Pospischil *et al.*, "High Speed Dispensing with Novel 6″ Print Head," *Energy Procedia*, vol. 98, pp. 61–65, 2016, doi: 10.1016/j.egypro.2016.10.081.

[202] M. Pospischil et al., 'Development of a high-throughput fine line metallization process using CFD-simulation,' 2013 IEEE 39th Photovoltaic Specialists Conference (PVSC), Tampa, FL, USA, 2013, pp. 2250-2253, doi: 10.1109/PVSC.2013.6744925.

[203] M. Pospischil *et al.*, "High aspect ratio front contacts by single step dispensing of metal pastes"-Rotary Printing for Si Solar Cells View project Dispensing View project HIGH ASPECT RATIO FRONT CONTACTS BY SINGLE STEP DISPENSING OF METAL PASTES," no. January, 2010, [Online]. Available: https://www.researchgate.net/publication/216564459

[204] J. Rodriguez et al., 'Towards 22% efficient screen-printed bifacial n-type silicon solar cells,' Sol. Energy Mater. Sol. Cells, vol. 187, no. July, pp. 91–96, 2018, doi: 10.1016/j.solmat.2018.07.020".

[205] D. Ourinson *et al.*, "Optimization of Al Fire-Through Contacts for AlOX-SiNXRear Passivated Bifacial p-PERC," *IEEE J. Photovoltaics*, vol. 10, no. 6, pp. 1523–1531, 2020, doi: 10.1109/JPHOTOV.2020.2983006.

[206] M. Pospischil *et al.*, "Process Development for a High-throughput Fine Line Metallization Approach Based on Dispensing Technology," *Energy Procedia*, vol. 43, no. May 2013, pp. 111–116, 2013, doi: 10.1016/j.egypro.2014.02.001.

[207] M. Pospischil *et al.*, "Finger Geometry," pp. 1–6, 2013.

[208] *S. M. Sze and K. Ng, Physics of Semiconductor Devices, John Wiley & Sons, 2007.*

[209] A. Richter, J. Benick, F. Feldmann, A. Fell, M. Hermle, and S. W. Glunz, "n-Type Si solar cells with passivating electron contact: Identifying sources for efficiency limitations by wafer thickness and resistivity variation," *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 173, no. May, pp. 96–105, 2017, doi: 10.1016/j.solmat.2017.05.042.

[210] Richter A., Benick J., Feldmann F. 'Both sides contacted silicon solar cells: pptions for approaching 26% efficiency'. Proceedings of the 36th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Marseille, September 2019; Munich: WIP Renewable E".

[211] *J. L. Vossen and W. Kern, Thin Film Processes II, Academic Press, 1991.*

[212] K. K. N. S.M. Sze, *Physics of Semiconductor Devices*. doi: DOI:10.1002/0470068329.

[213] High efficiency copper electroplated heterojunction solar cells and modules - The path towards 25% cell efficiency." https://www.researchgate.net/publication/284264253_High_efficiency_copper_electroplated_heterojunction_solar_cells_and_modules_-_The_path_towards_25_cell_efficiency (accessed Jul. 14, 2024).

[214] Y. Chen et al., 'From laboratory to production: Learning models of efficiency and manufacturing cost of industrial crystalline silicon and thin-film photovoltaic technologies,' IEEE J. Photovoltaics, vol. 8, no. 6, pp. 1531-1538, 2018, doi: 10.1109/JPHOTO".

[215] C. Mader, J. Müller, S. Eidelloth, and R. Brendel, "Local rear contacts to silicon solar cells by in-line high-rate evaporation of aluminum," *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 107, pp. 272–282, 2012, doi: 10.1016/j.solmat.2012.06.047.

[216] T. Turap, T. B. Merupakan, T. B. Lebih, and T. D. Turap, 'LASER MICRO-SINTERING AS A NEW METALLIZATION TECHNIQUE FOR SILICON SOLAR CELLs,' pp. 1–17".

[217] M. Aleman, N. Bay, D. Barucha, and A. Knorz, "Advances in Electroless Nickel Plating for the Metallization of Silicon Solar Cells Using Different Structuring Techniques for the ARC," *Proc. 24th EU PVSEC*, no. September, pp. 1414–1418, 2008, [Online]. Available: http://www.ise.fraunhofer.de/de/veroeffentlichungen/konferenzbeitraege/2009/24th-european-photovoltaic-solar-energy-conference-and-exhibition-hamburg-germany/aleman_2cv.2.3.pdf

[218] D. A. R. Barkhouse, O. Gunawan, T. Gokmen, T. K. Todorov, and D. B. Mitzi, "Yield predictions for photovoltaic power plants:empirical validation,recent advances and remaining uncertainties," *Prog. Photovoltaics Res. Appl.*, vol. 20, no. 1, pp. 6–11, 2015, doi: 10.1002/pip.

[219] M. Glatthaar, R. Rohit, A. Rodofili, Y. J. Snow, J. Nekarda and J. Bartsch, 'Novel Plating Processes for Silicon Heterojunction Solar Cell Metallization Using a Structured Seed Layer,' in IEEE Journal of Photovoltaics, vol. 7, no. 6, pp. 1569-1573, Nov. 2.

[220] L. Tous *et al.*, "Nickel silicide formation using excimer laser annealing," *Energy Procedia*, vol. 27, pp. 503–509, 2012, doi: 10.1016/j.egypro.2012.07.101.

[221] R. M. German, P. Suri, and S. J. Park, "Review: Liquid phase sintering," *J. Mater. Sci.*, vol. 44, no. 1, pp. 1–39, 2009, doi: 10.1007/s10853-008-3008-0.

[222] V. Arya and T. Fellmeth, "Plated Ni / Cu / Ag for TOPCon Solar Cell Metallization," no. October 2020, 2019, doi: 10.4229/EUPVSEC20192019-2BO.2.3.

[223] A. Letize, B. Lee, and D. Cullen, "Wet chemical metallization of silicon solar cells: status and perspective of industrial application," *Procedings 32nd Eur. Photovolt. Sol. Energy Conf. Exhib.*, pp. 683–689, 2016.

[224] W. M. Haynes. CRC Handbook of Chemistry and Physics, 93rd ed. Taylor & Francis, 2012.".

[225] A. Lennon, J. Colwell, and K. P. Rodbell, "Challenges facing copper-plated metallisation for silicon photovoltaics: Insights from integrated circuit technology development," *Prog. Photovoltaics Res. Appl.*, vol. 27, no. 1, pp. 67–97, 2019, doi: 10.1002/pip.3062.

[226] A. Kraft, *Plated Copper Front Side Metallization on Printed Seed-Layers for Silicon Solar Cells*. 2015.

[227] C. Gong *et al.*, "Screen-printed aluminum-alloyed P+ emitter on high-efficiency N-type interdigitated back-contact silicon solar cells," *IEEE Electron Device Lett.*, vol. 31, no. 6, pp. 576–578, 2010, doi: 10.1109/LED.2010.2045151.

[228] Kluska S., Bartsch J., Büchler A., et al. 'Electrical and mechanical properties of plated Ni/Cu contacts for Si solar cells'. Energy Procedia. 2015;77:733–43.

[229] A. Büchler *et al.*, "Optimizing Adhesion of Laser Structured Plated Ni-Cu Contacts with Insights from Micro Characterization," *Energy Procedia*, vol. 92, pp. 913–918, 2016, doi: 10.1016/j.egypro.2016.07.101.

[230] S. Kontermann, G. Willeke, and J. Bauer, "Electronic properties of nanoscale silver crystals at the interface of silver thick film contacts on n-type silicon," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 97, no. 19, pp. 1–4, 2010, doi: 10.1063/1.3508950.

[231] J. A. Abys, "Palladium Electroplating," *Mod. Electroplat. Fifth Ed.*, pp. 327–368, 2011, doi: 10.1002/9780470602638.ch12.

[232] Thin Film Processes II : Kern, Werner, Vossen, John L.: Amazon.de: Books." https://www.amazon.de/Thin-Film-Processes-Werner-Kern/dp/0127282513 (accessed Jul. 15, 2024).

[233] A. Letize, B. Lee, and D. Cullen. 'Wet chemical metallization of silicon solar cells: status and perspective of industrial application,' *Proceedings of the 32nd European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, pp. 683–689, 2016. doi: 10.105".

[234] J. Bartsch. *Advanced front side Metallization for crystalline silicon solar cells with electrochemical techniques*. PhD thesis, University of Freiburg, 2011.

[235] *W. M. Haynes. CRC Handbook of Chemistry and Physics, 93rd ed. Taylor & Francis, 2012.*

[236] M. Kamp, J. Bartsch, S. Nold, M. Retzlaff, M. Hörteis, and S. W. Glunz, "Economic evaluation of two-step metallization processes for silicon solar cells," *Energy Procedia*, vol. 8, pp. 558–564, 2011, doi: 10.1016/j.egypro.2011.06.182.

[237] A. Ebong et al., 'On the Ink Jetting of Full Front Ag Gridlines for Cost-Effective Metallization of Si Solar Cells,' in IEEE Electron Device Letters, vol. 33, no. 5, pp. 637-639, May 2012, doi: 10.1109/LED.2012.2186553.

[238] A. ur Rehman and S. H. Lee, 'Review of the potential of the Ni/Cu plating technique for crystalline silicon solar cells,' Materials (Basel)., vol. 7, no. 2, pp. 1318–1341, 2014, doi: 10.3390/ma7021318.".

[239] A. Rodofili, W. Wolke, L. Kroely, M. Bivour, G. Cimiotti, and J. Bartsch. 'Laser-transferred NiV-seed for the metallization of silicon heterojunction solar cells by Cu-plating,' *Proceedings of the 33rd European Photovoltaic Solar Energy Conference and Ex".

[240] L. Ney *et al.*, "Optimization of fine line screen printing using in-depth screen mesh analysis," *AIP Conf. Proc.*, vol. 2156, no. September, 2019, doi: 10.1063/1.5125871.

[241] J. Bartsch, A. Mondon, C. Schetter, M. Hörteis, and S. W. Glunz, "Copper as conducting layer in advanced front side metallization processes for crystalline silicon solar cells, exceeding 20% on printed seed layers," *Conf. Rec. IEEE Photovolt. Spec. Conf.*, pp. 1299–1303, 2010, doi: 10.1109/PVSC.2010.5614244.

[242] Y. Chen et al., 'From Laboratory to Production: Learning Models of Efficiency and Manufacturing Cost of Industrial Crystalline Silicon and Thin-Film Photovoltaic Technologies,' in IEEE Journal of Photovoltaics, vol. 8, no. 6, pp. 1531-1538, Nov. 2018, doi".

[243] T. Dullweber and J. Schmidt, 'Industrial Silicon Solar Cells Applying the Passivated Emitter and Rear Cell (PERC) Concept—A Review,' in IEEE Journal of Photovoltaics, vol. 6, no. 5, pp. 1366-1381, Sept. 2016, doi: 10.1109/JPHOTOV.2016.2571627.

[244] Lin, D. (2014). Advanced metallization for screen-printed solar cells (Doctoral dissertation, University of New South Wales).

[245] Mette, A. (2007). New Concepts for Front Side Metallization of Industrial Silicon Solar Cells (Doctoral dissertation).

[246] International Technology Roadmap for Photovoltaic (ITRPV) - 2019 Results. VDMA Photovoltaic Equipment, Eleventh Edition; 2020.

[247] Allardyce, G., Cahalen, J., Ridler, T., Rasch, J., Weigel, O., Fröhlich, H., ... & Glunz, S. W. (2007). The Commercial Application of Light Induced Electroplating for Improving the Efficiency of Crystalline Silicon Solar Cells. In 22nd European Photovolta

[248] Mette, A., Wissen, D., Lust, S., Glunz, S. W., & Willeke, G. (2006, September). Increasing the efficiency of screen-printed silicon solar cells by light-induced silver plating. In 2006 IEEE 4th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion, WCPEC

[249] Schube, J., Fellmeth, T., Jahn, M., Keding, R., & Glunz, S. (2019). Advanced metallization with low silver consumption for silicon heterojunction solar cells. AIP Conference Proceedings, 2156(1), 020007.

[250] Hermans, J., Papet, P., Pacheco, K., Yao, Y., Brok, W., & Strahm, W. (2015). Inkjet printing of Ag nanoparticle inks for heterojunction solar cell metallization. In SNEC PV Power Expo Conference, Shanghai.

[251] Alemán, M., Streek, A., Regenfuß, P., Mette, A., Ebert, R., Exner, H., ... & Willeke, G. (2006, September). Laser micro-sintering as a new metallization technique for silicon solar cells. In 21st European Photovoltaic Solar Energy Conference, Dresden, Ger.

[252] Schube, J., Weil, M., Fellmeth, T., Keding, R., & Glunz, S. W. (2019). Intense pulsed light meets the metallization of silicon heterojunction solar cells. In 2019 IEEE 46th Photovoltaic Specialists Conference (PVSC) (pp. 3231-3237). IEEE.

[253] D. K. Schroder and D. L. Meier, 'Solar cell contact resistance—A review,' in IEEE Transactions on Electron Devices, vol. 31, no. 5, pp. 637-647, May 1984, doi: 10.1109/T-ED.1984.21583.

[254] M. M. Hilali *et al.*, "Effect of Ag Particle Size in Thick-Film Ag Paste on the Electrical and Physical

Properties of Screen Printed Contacts and Silicon Solar Cells," *J. Electrochem. Soc.*, vol. 153, no. 1, p. A5, 2006, doi: 10.1149/1.2126579.

[255] G. Schubert, F. Huster, and P. Fath. 'Physical understanding of printed thick-film front contacts of crystalline Si solar cells-Review of existing models and recent developments,' *Solar Energy Materials and Solar Cells*, vol. 90, no. 18-19, pp. 3399–3406".

[256] E. Cabrera, S. Olibet, J. Glatz-Reichenbach, R. Kopecek, D. Reinke, and G. Schubert. 'Experimental evidence of direct contact formation for the current transport in silver thick film metallized silicon emitters,' *Journal of Applied Physics*, vol. 110, no".

[257] V. Shanmugam, J. Cunnusamy, A. Khanna, P. K. Basu, Y. Zhang, C. Chen, A. F. Stassen, M. B. Boreland, T. Mueller, B. Hoex, and A. G. Aberle. "Electri- cal and microstructural analysis of contact formation on lightly doped phosphorus emitters using thick-fi".

[258] J. Bullock *et al.*, "Efficient silicon solar cells with dopant-free asymmetric heterocontacts," *Nat. Energy*, vol. 1, no. 3, pp. 1–7, 2016, doi: 10.1038/NENERGY.2015.31.

[259] E. Eisele, T. C. Röder, J. R. Köhler, and J. H. Werner. '18.9% efficient full area laser doped silicon solar cell,' Applied Physics Letters, vol. 95, no. 13, 2009, 133501. doi: 10.1063/1.3236904.

[260] Sajjad, M., Yang, X., Altermatt, P. P., et al. Metal-Induced Gap States in Passivating Metal/Silicon Contacts. Applied Physics Letters, 2019, 114 (7), 071601. https://doi.org/10.1063/1.5080442.

[261] Schottky, W. Semiconductor Theory of the Blocking Layer. Naturwissenschaften, 1938, 26 (52), 843–843. https://doi.org/10.1007/BF01494058".

[262] Khanna, A., Mueller, T., Stangl, R. A., et al. A Fill Factor Loss Analysis Method for Silicon Wafer Solar Cells. IEEE Journal of Photovoltaics, 2013, 3 (4), 1170–1177. https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2013.2270346".

[263] Fellmeth, T., Born, A., Kimmerle, A., Clement, F., Biro, D., Preu, R. Recombination at Metal-Emitter Interfaces of Front Contact Technologies for Highly Efficient Silicon Solar Cells. Energy Procedia, 2011, 8, 115–121. https://doi.org/10.1016/j.egypro.201".

[264] S. Werner, E. Lohmüller, S. Maier, S. Mourad, and A. Wolf, "Challenges for lowly-doped phosphorus emitters in silicon solar cells with screen-printed silver contacts," *Energy Procedia*, vol. 124, pp. 936–946, 2017, doi: 10.1016/j.egypro.2017.09.274.

[265] Fischer, C., Köhler, J. R., Werner, J. H., Preu, R. Contact Resistance of Evaporated Ti/Pd/Ag Contacts to Silicon Emitters. Energy Procedia, 2011, 8, 546–551. https://doi.org/10.1016/j.egypro.2011.06.173".

[266] Mette, A. New Concepts for Front Side Metallization of Industrial Silicon Solar Cells. PhD Thesis, Albert-Ludwigs-Universität Freiburg im Breisgau, 2007.

[267] Cuevas, A., Basore, P. A., Giroult-Matlakowski, G., Dubois, C. Surface Recombination Velocity of Highly Doped N-Type Silicon. Journal of Applied Physics, 1996, 80 (6), 3370–3375. https://doi.org/10.1063/1.363253".

[268] Duttagupta, S., Nandakumar, N., Padhamnath, P., Buatis, J. K., Stangl, R., Aberle, A. G. mono-Poly^{TM} Cells: Large-Area Crystalline Silicon Solar Cells with Fire-Through Screen Printed Contact to Doped Polysi-licon Surfaces. Solar Energy Materials and Solar".

[269] Glunz, S. W., Preu, R., Warnecke, J. High-Efficiency Silicon Solar Cells: Concepts, Processing and Characterisation. Advances in OptoElectronics, 2007, 2007, 1–10. https://doi.org/10.1155/2007/986867".

[270] Feldmann, F., Bivour, M., Reichel, C., Hermle, M., Glunz, S. W. Passivated Rear Contacts for High-Efficiency N-Type Si Solar Cells Providing High Interface Passivation Quality and Excellent Transport Characteristics. Solar Energy Materials and Solar Cells".

[271] Ristow, A., Grote, D., Hahn, G., Schube, J., Binder, S., Glatthaar, M. Low-Temperature Silver Pastes with High Fill Factors on Boron Emitters. Energy Procedia, 2013, 38, 765–774. https://doi.org/10.1016/j.egypro.2013.07.360".

[272] Wong, J. Griddler: Intelligent Computer Aided Design of Complex Solar Cell Metallization Patterns. In 2013 IEEE 39th Photovoltaic Specialists Conference (PVSC); IEEE: Tampa, FL, USA, 2013; pp. 933–

938.

[273] S. Guo, J. P. Singh, M. Peters, A. G. Aberle, and J. Wong, “Two-dimensional current flow in stringed PV cells and its influence on the cell-to-module resistive losses,” *Sol. Energy*, vol. 130, pp. 224–231, 2016, doi: 10.1016/j.solener.2016.02.012.

[274] Kampwerth, H., Trupke, T., Weber, J. W., Augarten, Y. Advanced Luminescence Based Effective Series Re-sistance Imaging of Silicon Solar Cells. Applied Physics Letters, 2008, 93 (20), 202102. https://doi.org/10.1063/1.3028334”.

[275] Glatthaar, M., Giesecke, J., Kasemann, M., et al. Spatially Resolved Determination of the Dark Saturation Current of Silicon Solar Cells from Electroluminescence Images. Journal of Applied Physics, 2009, 105 (11), 113110. https://doi.org/10.1063/1.3140629”.

[276] Chaturvedi, P., Hoex, B., Walsh, T. M. Broken Metal Fingers in Silicon Wafer Solar Cells and PV Modules. Solar Energy Materials and Solar Cells, 2013, 108, 78–81. https://doi.org/10.1016/j.solmat.2012.09.009”.

[277] Green, M. A. High-Efficiency Silicon Solar Cell Concepts. In Practical Handbook of Photovoltaics: Funda-mentals and Applications; McEvoy, A., Markvart, T., Castaner, L., Eds.; Academic Press, 2012; pp. 95–128.

[278] Dullweber, T., Schmidt, J. Industrial Silicon Solar Cells Applying the Passivated Emitter and Rear Cell (PERC) Concept—a Review. IEEE Journal of Photovoltaics, 2016, 6 (5), 1366–1381. https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2016.2598318”.

[279] Dullweber, T., Schulte-Huxel, H., Blankemeyer, S., et al. Present Status and Future Perspectives of Bifacial PERC+ Solar Cells and Modules. Japanese Journal of Applied Physics, 2018, 57 (08), 08RA01. https://doi.org/10.7567/JJAP.57.08RA01”.

[280] Schroder, D. K., Meier, D. L. Solar Cell Contact Resistance—a Review. IEEE Transactions on Electron Devices, 1984, 31 (5), 637–647. https://doi.org/10.1109/T-ED.1984.21564”.

[281] Müller, J., Bothe, K., Gatz, S., Brendel, R. Modeling the Formation of Local Highly Aluminum-Doped Silicon Regions by Rapid Thermal Annealing of Screen-Printed Aluminum. Physica Status Solidi (RRL) – Ra-pid Research Letters, 2012, 6 (3), 111–113.

[282] Rauer, M., Woehl, R., Rühle, K., et al. Aluminum Alloying in Local Contact Areas on Dielectrically Pas-sivated Rear Surfaces of Silicon Solar Cells. IEEE Electron Device Letters, 2011, 32 (7), 916–918. https://doi.org/10.1109/LED.2011.2147227.

[283] Uruena, A., Hernández, J. L., John, J., Poortmans, J., Mertens, R. Controlling the Depth of the Local Al BSF in PERC Crystalline Solar Cells Using Alternative Back Side Metallization. In Proceedings of the 25th European Photovoltaic Solar Energy Conferenc”.

[284] Peng, Z.-W., Buck, T., Koduvelikulathu, L. J., Mihailetchi, V. D., Kopecek, R. Industrial Screen-Printed N-PERT-RJ Solar Cells: Efficiencies beyond 22% and Open-Circuit Voltages Approaching 700 mV. IEEE Journal of Photovoltaics, 2019, 9 (5), 1166–1174. ht”.

[285] Tsuji, K., Suzuki, S., Morishita, N., et al. Fine Line Al Printing on Narrow Point Contact Opening for Front Side Metallization. AIP Conference Proceedings, 2019, 2147 (1), 040019. https://doi.org/10.1063/1.5123430.

[286] Dullweber, T., Petrova-Koch, V. High Efficiency Industrial PERC Solar Cells for Monofacial and Bifacial Appli-cations. In High-Efficient Low-Cost Photovoltaics; Petrova-Koch, V., Ed.; Springer International Publishing: Cham, 2020; pp. 65–94.

[287] Libal, J., Kopecek, R. Bifacial Photovoltaics: Technology, Applications and Economics; Institution of Engineer-ing and Technology, 2018.

[288] Dullweber, T., & Tous, L. (2022). Silicon Solar Cell Metallization and Module Technology. The Institution of Engineering and Technology. DOI: 10.1049/SBEE174E.

[289] J. Bartsch *et al.*, “8 % efficient n-type solar cells with industrially feasible plated Metallization,” *Energy Procedia*, vol. 55, pp. 400–409, 2014, doi: 10.1016/j.egypro.2014.08.116.

[290] Büchler, A., Kluska, S., Meyer, F., Hatt, T., Bartsch, J., Glatthaar, M., Rentsch, J., & Preu, R. (2017). Interface oxides in femtosecond laser structured plated Ni- Cu- Ag contacts for silicon solar cells. Solar Energy Materials and Solar Cells, 166, 197.

[291] S. K. Min, D. H. Kim, and S. H. Lee, "Nickel silicide for Ni/Cu contact mono-silicon solar cells," *Electron. Mater. Lett.*, vol. 9, no. 4, pp. 433–435, 2013, doi: 10.1007/s13391-013-0026-0.

[292] A. Adrian, D. Rudolph, J. Lossen, M. Matusovsky, and V. Chandrasekaran, "Benefits of pattern transfer printing method for finger metallization on silicon solar cells," *35th Eur. Photovolt. Sol. Energy Conf. Exhib.*, no. January 2024, pp. 434–438, 2018, doi: 10.4229/35thEUPVSEC20182018-2CO.12.2.

[293] Röder, T. C., Hoffmann, E., Konrad, B., & Köhler, J. R. (2011). Low temperature laser metallization for silicon solar cells. Energy Procedia, 8, 552–557. https://doi.org/10.1016/j.egypro.2011.06.182.

[294] Büchler, A. (2019). Interface of Laser Structured Plated Contacts for Silicon Solar Cells [Doctoral dissertation, Albert-Ludwigs-Universität Freiburg]. https://freidok.uni-freiburg.de/data/15421.

[295] Laser- induced forward transfer of aluminium. Applied Surface Science,

[296] Khanna, A. Advanced Metallisation Methods for Monocrystalline Silicon Wafer Solar Cells. PhD Thesis, National University of Singapore, 2015.

[297] Woehl, R., Hörteis, M., Glunz, S. W. Analysis of the Optical Properties of Screen-Printed and Aerosol-Printed and Plated Fingers of Silicon Solar Cells. Advances in OptoElectronics, 2008. https://doi.org/10.1155/2008/749762.

[298] Kim, H. S., Kim, S. Y., Jee, S. S., et al. Effects of Glass Frit on the Electrical Performance and Contact Microstructure of a Silver Electrode for Silicon Solar Cells. Journal of the Electrochemical Society, 2010, 157 (3), H243. https://doi.org/10.1149/1.

[299] Schube, J. Metallization of Silicon Solar Cells with Passivating Contacts. PhD Thesis, Albert-Ludwigs-Universität Freiburg im Breisgau, 2020.

[300] Geissbühler, J., Wolf, S. de, Faes, A., et al. Silicon Heterojunction Solar Cells With Copper-Plated Grid Electrodes: Status and Comparison With Silver Thick-Film Techniques. IEEE Journal of Photovoltaics, 2014, 4 (4), 1055–1062. https://doi.org/10.1109/J.

[301] A. Khanna *et al.*, "Influence of random pyramid surface texture on silver screen-printed contact formation for monocrystalline silicon wafer solar cells," *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 132, pp. 589–596, 2015, doi: 10.1016/j.solmat.2014.10.018.

[302] Kerr, M. J., Cuevas, A. General Parameterization of Auger Recombination in Crystalline Silicon. Journal of Applied Physics, 2002, 91 (4), 2473–2480. https://doi.org/10.1063/1.1432476.

[303] Richter, A., Hermle, M., Werner, S., et al. Improved Parameterization of the Auger Recombination Rate in Sili-con for High-Efficiency Solar Cell Calculations. Physical Review B, 2012, 86 (16), 165202. https://doi.org/10.1103/PhysRevB.86.165202".

[304] Schube, J., Tutsch, L., Fellmeth, T., et al. Intense Pulsed Light in Back End Processing of Solar Cells with Passi-vating Contacts Based on Amorphous or Polycrystalline Silicon Layers. Solar Energy Materials and Solar Cells, 2020, 216, 110711. https://doi.

[305] Lago, R., Pérez, L., Kerp, H., et al. Screen Printing Metallization of Boron Emitters. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 2010, 18 (1), 20–27. https://doi.org/10.1002/pip.943.

[306] Allen, T. G., Bullock, J., Yang, X., Javey, A., Wolf, S. de. Passivating Contacts for Crystalline Silicon Solar Cells. Nature Energy, 2019, 4 (3), 197–207. https://doi.org/10.1038/s41560-019-0329-1.

[307] Hermle, M., Feldmann, F., Bivour, M., Goldschmidt, J. C., Glunz, S. W. Passivating Contacts and Tandem Concepts: Approaches for the Highest Silicon-Based Solar Cell Efficiencies. Applied Physics Reviews, 2020, 7 (2), 021305. https://doi.org/10.1063/1.5144.

[308] W. SHOCKLEY and W. T. READ, "Statistics of the Recombinations of Holes and Electrons," *Semicond. Devices Pioneer. Pap.*, no. 46, pp. 62–69, 1991, doi: 10.1142/9789814503464_0002.

[309] J. Junge, "High efficiency process development for defect-rich silicon wafer materials," *PhD thesis*, 2012.

[310] E. Renouvelables, “Investigation des profils de dopage du bore dans le Silicium de type n obtenus par simulation.

[311] Sze, S. M., & Ng, K. K. (2006). Physics of semiconductor devices. John Wiley & Sons.

[312] Green, M.A. (1981). Solar Cells: Operating Principles, Technology and System Applications.

[313] Saikrishna, G., Parida, S. K., & Behera, R. K. (2015). Effect of parasitic resistance in solar photovoltaic panel under partial shaded condition. 2015 International Conference on Energy Systems and Applications. doi: 10.1109/ICESA.2015.7503378.

[314] Green, M. A. (2003). Third generation photovoltaics: Ultra-high conversion efficiency at low cost. Progress in photovoltaics: Research and Applications, 11(5), 333–340. doi: 10.1002/pip.503.

[315] Caballero, L. J. (2010). Contact Definition in Industrial Silicon Solar Cells. doi: 10.5772/8075.

[316] Bowden, S., & Rohatgi, A. (2001). A Rapid accurate determination of series resistance and fill factor losses in industrial silicon solar cells. Proceedings of the 17th European Photovoltaic Solar Energy Conference, 1802–1806.

[317] Bouzidi, K., Chegaar, M., & Bouhemadou, A. (2007). Solar cells parameters evaluation considering the series and shunt resistance. Solar Energy Materials and Solar Cells, 91(18), 1647–1651. doi: 10.1016/j.solmat.2007.05.021.

[318] Aberle, A. G. (2000). Surface passivation of crystalline silicon solar cells: a review. Progress in photovoltaics: research and applications, 8(5), 473–487. doi: 10.1002/1099-159X(200009/10)8:5<473::AID-PIP337>3.0.CO;2-N.

[319] Muller, R., Benick, J., Bateman, N., Schön, J., Reichel, C., Richter, A., Hermle, M., & Glunz, S. W. (2014). Evaluation of implantation annealing for highly-doped selective boron emitters suitable for screen-printed contacts. Solar Energy Materials and So.

[320] Goetzberger, A., Knobloch, J., & Voss, B. (1998). Crystalline silicon solar cells. John Wiley & Sons Ltd..

[321] Heredia-Rios, M. J., Hernandez-Matinez, L., Linares-Aranda, M., Moreno-Moreno, M., & Méndez, J. F. (2024). Analysis of Losses Associated with Series Resistance (Rs) in Simple-Structured c-Si Solar Cells. Preprints, 202401.1382.v1. doi: 10.20944/preprints2.

[322] Venkateswari, R., & Rajasekar, N. (2021). Review on parameter estimation techniques of solar photovoltaic systems. International Transactions on Electrical Energy Systems, 31. doi: 10.1002/2050-7038.13113.

[323] Raafat, S., Hasanien, H., Turky, R., Abdel Aleem, S., & Calasan, M. (2022). A Comprehensive Review of Photovoltaic Modules Models and Algorithms Used in Parameter Extraction. Energies, 15(23), 8941. doi: 10.3390/en15238941.

[324] Cuevas, A., Sinton, R. A., & Stuckings, M. (2006). Measuring series resistance in high efficiency silicon solar cells. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 14(5), 459–465. doi: 10.1002/pip.714.

[325] Feldmann, F., Bivour, M., Reichel, C., Hermle, M., & Glunz, S. W. (2014). Passivated rear contacts for high-efficiency n-type Si solar cells providing high interface passivation quality and excellent transport characteristics. Solar Energy Materials and S.

[326] Rühle, S. (2003). Tabulated values of the Shockley–Read–Hall lifetime in crystalline silicon for solar cell applications. Solar Energy Materials and Solar Cells, 75(1-2), 1–38. doi: 10.1016/S0927-0248(02)00111-0.

[327] McEvoy, A., Markvart, T., Castañer, L., Markvart, T., & Castaner, L. (2003). Practical handbook of photovoltaics: fundamentals and applications. Elsevier.

[328] Glunz, S., Feldmann, F., Richter, A., Bivour, M., Reichel, C., Benick, J., & Hermle, M. (2015). The irresistible charm of a simple current flow pattern approaching 25% with a solar cell featuring a full-area back contact. In Proceedings of the 31st Europe.

[329] Hermle, M., Feldmann, F., Eisenlohr, J., Benick, J., Richter, A., Lee, B., ... & Glunz, S. W. (2015, June). Approaching efficiencies above 25% with both sides-contacted silicon solar cells. In 2015 IEEE 42nd

Photovoltaic Specialist Conference (PVSC) (pp.

[330] Tao, Y., Upadhyaya, V., Jones, K., & Rohatgi, A. (2016). Tunnel oxide passivated rear contact for large area n-type front junction silicon solar cells providing excellent carrier selectivity. AIMS Materials Science, 3(1), 180–189. doi: 10.3934/matersci.20.

[331] Breitenstein, O., Rakotoniaina, J. P., Al Rifai, M. H., Werner, M. Shunt Types in Crystalline Silicon Solar Cells. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 2004, 12 (7), 529–538. https://doi.org/10.1002/pip.582.

[332] Pysch, D. Copper Plating for the Front Side Metallization of Silicon Solar Cells. PhD Thesis, Albert-Ludwigs-Universität Freiburg im Breisgau, 2015. [21] Kampwerth, H., Trupke, T., Weber, J. W., Augarten, Y. Advanced Luminescence Based Effective Series Re".

[333] G. Schubert, 'Thick film metallization of crystalline silicon solar cells: Mechanisms, models and applications,' Ph.D. dissertation, Department of Physics, University of Konstanz, Konstanz, Germany, 2006.

[334] R. Kopecek, T. Buck, J. Libal, R. Petres, I. Rover, K. Wambach, R. Kinderman, L. J. Geerligs, and P. Fath, 'Large area n-type multicrystalline silicon solar cells with B-emitter: Efficiencies exceeding 14%,' in Proceedings of the 15th International Photov, 2005.

[335] Kopecek, Radovan et al. 'Large Area N-Type Multicrystalline Silicon Solar Cells with B-Emitter : Efficiencies Exceeding 14 %.' (2005).

[336] S. Fritz, J. Engelhardt, S. Ebert, and G. Hahn, "Contacting boron emitters on n-type silicon solar cells with aluminium-free silver screen-printing pastes," *Phys. Status Solidi - Rapid Res. Lett.*, vol. 10, no. 4, pp. 305–309, 2016, doi: 10.1002/pssr.201510443.

[337] H. Kerp, S. Kim, R. Lago, F. Recart, I. Freire, L. Perez, K. Albertsen, J. C. Jimeno, and A. Shaikh, Development of screen printable contacts for p+ emitters in bifacial solar cells,' in Proceedings of the 21st European Photovoltaic Solar Energy Conferen," 2015.

[338] G. Schubert, B. Fischer, and P. Fath, 'Formation and nature of Ag thick film front contacts on crystalline silicon solar cells,' in Proceedings of the 18th European Photovoltaic Solar Energy Conference, 2002, pp. 343–346.

[339] C. Ballif, D. M. Huljic, G. Willeke, and A. Hessler-Wyser, 'Silver thick-film contacts on highly doped n-type silicon emitters: structural and electronic properties of the interface,' Applied Physics Letters, vol. 82, no. 12, pp. 1878–1881, 2003.

[340] P. Loelgen, C. Leguijt, J. A. Eikelboom, R. A. Steeman, W. C. Sinke, L. A. Verhoef, P. F. A. Alkemade, and E. Algra, 'Aluminum back surface field doping profiles with surface recombination velocities below 200 cm/s,' in Proceedings of the 23rd IEEE Photov," 2016.

[341] F. D. Heinz, M. Hörteis, R. Woehl, S. Mack, D. Biro, and G. Hahn, 'Microscopic origin of the aluminium assisted spiking effects in n-type silicon solar cells,' Solar Energy Materials and Solar Cells, vol. 131, pp. 105-109, 2014.".

[342] T. Urban, K. Krügel, and J. Heitmann, "Formation of Ag-Al Alloy in context of PERC solar cell metallization," *Energy Procedia*, vol. 124, pp. 930–935, 2017, doi: 10.1016/j.egypro.2017.09.271.

[343] S. Fritz, M. Konig, S. Riegel, A. Herguth, M. Horteis, and G. Hahn, "Formation of Ag/Al screen-printing contacts on B emitters," *IEEE J. Photovoltaics*, vol. 5, no. 1, pp. 145–151, 2015, doi: 10.1109/JPHOTOV.2014.2364117.

[344] S. Riegel, F. Mutter, T. Lauermann, B. Terheiden, and G. Hahn, "Review on screen printed metallization on p-type silicon," *Energy Procedia*, vol. 21, no. October 2011, pp. 14–23, 2012, doi: 10.1016/j.egypro.2012.05.003.

[345] S. Fritz, "Contact Formation of Ag/Al Screen-Printing Pastes to Heavily B-Doped c-Si," *Thesis*, 2016.

[346] S. Fritz, S. Riegel, A. Hammud, H. Deniz, and G. Hahn, 'Crystalline nature of metal spikes and silicon inclusions in Ag/Al screen-printing metallization,' IEEE Journal of Photovoltaics, vol. 6, no. 1, pp. 79–85, 2016.

[347] Z. Li, L. Liang, and L. Cheng, ‘Electron microscopy study of front-side Ag contact in crystalline Si solar cells,’ Journal of Applied Physics, vol. 105, no. 6, p. 066102, 2009.”.

[348] A. Edler, S. Gloger, F. Kiefer, D. Biro, and G. Hahn, ‘Metallization-induced recombination losses of bifacial silicon solar cells,’ Progress in Photovoltaics: Research and Applications, vol. 23, no. 1, pp. 20-27, 2015.

[349] L. Cheng, L. Liang, and Z. Li, ‘Nano-Ag colloids assisted tunneling mechanism for current conduction in front contact of crystalline Si solar cells,’ in Proceedings of 34th IEEE Photovoltaic Specialist Conference, 2009, pp. 2044-2046.

[350] R. W. G. Wyckoff, Crystal Structures, vol. 1, 2nd ed. New York, NY, USA: Wiley-Interscience, 1963.”.

[351] Z. Li, K. Mikeska, P. VerNooy, and L. Liang, ‘Microstructural investigation of new thick-film paste flux for contacting silicon solar cells,’ in Proceedings of the 37th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 2011, pp. 120-122.

[352] K. Mikeska, Z. Li, P. VerNooy, L. Liang, A. Carroll, J. Chou, and K. Shih, ‘New thick film paste flux for contacting silicon solar cells,’ in Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference, 2011, pp. 502-504.

[353] S. Fritz, M. König, S. Riegel, A. Herguth, M. Hörteis, and G. Hahn, ‘Formation of Ag/Al screen-printing contacts on B emitters,’ IEEE Journal of Photovoltaics, vol. 5, no. 1, pp. 145–151, Jan. 2015.

[354] S. Fritz, J. Engelhardt, S. Ebert, and G. Hahn, ‘Contacting boron emitters on n-type silicon solar cells with aluminium-free silver screen-printing pastes,’ Phys. Status Solidi - Rapid Res. Lett., vol. 10, no. 4, pp. 305–309, 2016, doi: 10.1002/pssr.20151.

[355] P. Fath, ‘Metallization of solar cells,’ Solar Cells: From Basics to Advanced Systems, pp. 307-350, 2010.

[356] H. Hannebauer, T. Falcon, J. Cunnusamy, and T. Dullweber. ‘Single print metal stencils for high-efficiency PERC solar cells,’ Energy Procedia, vol. 98, pp. 40–5, 2016. doi: 10.1016/j.egypro.2016.09.007.

[357] G. Beaucarne, G. Schubert, and J. Hoornstra, “Summary of the 5th Workshop on Metallization for Crystalline Silicon Solar Cells,” *Energy Procedia*, vol. 67, pp. 2–12, 2015, doi: 10.1016/j.egypro.2015.03.282.