

ESCOLA POLITÉCNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS
DOUTORADO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

FÁBIO ANDRÉ BIAZETTO

**DESENVOLVIMENTO DE CÉLULAS SOLARES BIFACIAIS PERT
BASE N: ANÁLISE DA DIFUSÃO COM REDUÇÃO DE ETAPAS TÉRMICAS E DA
PASSIVAÇÃO COM ÓXIDO DE SILÍCIO CRESCIDO EM DIFERENTES CONDIÇÕES**

Porto Alegre
2023

PÓS-GRADUAÇÃO - *STRICTO SENSU*



Pontifícia Universidade Católica
do Rio Grande do Sul



**DESENVOLVIMENTO DE CÉLULAS SOLARES BIFACIAIS PERT
BASE N: ANÁLISE DA DIFUSÃO COM REDUÇÃO DE ETAPAS
TÉRMICAS E DA PASSIVAÇÃO COM ÓXIDO DE SILÍCIO CRESCIDO
EM DIFERENTES CONDIÇÕES**

FÁBIO ANDRÉ BIAZETTO

LICENCIADO E BACHAREL EM FÍSICA

MESTRE EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

**TESE PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE DOUTOR EM ENGENHARIA E
TECNOLOGIA DE MATERIAIS**

Porto Alegre

Julho, 2023

**DESENVOLVIMENTO DE CÉLULAS SOLARES BIFACIAIS PERT
BASE N: ANÁLISE DA DIFUSÃO COM REDUÇÃO DE ETAPAS
TÉRMICAS E DA PASSIVAÇÃO COM ÓXIDO DE SILÍCIO CRESCIDO
EM DIFERENTES CONDIÇÕES**

FÁBIO ANDRÉ BIAZETTO

LICENCIADO E BACHAREL EM FÍSICA

MESTRE EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

ORIENTADORA: Profa. Dra. Izete Zanesco

COORIENTADOR: Prof. Dr. Adriano Moehlecke

Tese realizada no Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais (PGETEMA) da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Doutor em Engenharia e Tecnologia de Materiais.

Trabalho vinculado ao projeto “Desenvolvimento de Células Solares Bifaciais PERT Base n com Redução de Etapas Térmicas”, subvencionado pelo Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico CNPq/EQUINOR ENERGIA LTDA, convênio nº 440046/2019-0.

Porto Alegre

Julho, 2023

Ficha Catalográfica

B579d Biazetto, Fábio André

Desenvolvimento de Células Solares Bifaciais PERT Base N : Análise da Difusão com Redução de Etapas Térmicas e da Passivação com Óxido de Silício Crescido em Diferentes Condições / Fábio André Biazetto. – 2023.

137 p.

Tese (Doutorado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PUCRS.

Orientadora: Profa. Dra. Izete Zanescó.

Coorientador: Prof. Dr. Adriano Moehlecke.

1. Células Solares Bifaciais. 2. Lâminas de Silício Tipo n. 3. Emissor. 4. Campo Retrodifusor. 5. Passivação. I. Zanescó, Izete. II. Moehlecke, Adriano. III. , . IV. Título.

Elaborada pelo Sistema de Geração Automática de Ficha Catalográfica da PUCRS
com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).

Bibliotecária responsável: Clarissa Jesinska Selbach CRB-10/2051



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul
ESCOLA POLITÉCNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

**DESENVOLVIMENTO DE CÉLULAS SOLARES BIFACIAIS
PERT BASE N: ANÁLISE DA DIFUSÃO COM REDUÇÃO DE
ETAPAS TÉRMICAS E DA PASSIVAÇÃO COM ÓXIDO DE
SILÍCIO CRESCIDO EM DIFERENTES CONDIÇÕES**

CANDIDATO: FÁBIO ANDRÉ BIAZETTO

Esta Tese de Doutorado foi julgada para obtenção do título de DOUTOR EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul.

DRA. IZETE ZANESCO - ORIENTADORA

DR. ADRIANO MOEHLECKE - COORIENTADOR

BANCA EXAMINADORA



Documento assinado digitalmente

Ricardo Ruther

Data: 11/07/2023 17:48:20-0300

CPF: ***.223.850-**

Verifique as assinaturas em <https://v.ufsc.br>

DR. RICARDO RUTHER - PPGEC - UFSC

**DR. JOÃO BERNARDES DA ROCHA FILHO - PÓS - GRADUAÇÃO EM EDUCAÇÃO EM
CIÊNCIAS E MATEMÁTICA - PUCRS**

DRA. ELEANI MARIA DA COSTA - PGETEMA - PUCRS

PUCRS

Campus Central

Av. Ipiranga, 6681 - Prédio 32 - Sala 507 - CEP: 90619-900

Telefone: (51) 3353.4059 - Fax: (51) 3320.3625

E-mail: engenharia.pg.materiais@pucrs.br

www.pucrs.br/politecnica

Quando você melhora um pouco a cada dia, coisas grandiosas começam a ocorrer. Não procure por melhorias rápidas e grandiosas, busque a pequena melhoria, um dia de cada vez. É o único modo para que aconteça – e quando acontece, dura.

John Robert Wooden (1910 – 2010), jogador e treinador de basquete. EUA.

DEDICATÓRIA

Dedico esse trabalho a minha mãe, Aniloquia Cecília da Silva.

AGRADECIMENTOS

Agradecer significa mostrar ou manifestar gratidão. Retrata um sentimento de reconhecimento a ações e/ou benefícios recebidos de alguém. Aplica-se também a pessoa que crê. Ainda que, em muitas vezes, possa ter duvidado e questionado a minha fé, a Deus devo muita gratidão. Agradecimentos à Sua grandiosidade que se fez em todos os momentos, em especial aqueles de grandes aflições e tribulações.

A conclusão desse ciclo só foi possível através da participação de determinadas pessoas que, devido a suas contribuições, tornaram o caminho mais fácil. À frente dessa lista, minha mãe Anfiloquia Cecília da Silva, a quem também dedico esse trabalho. Reconhecimento pelo amor e carinho.

Reconhecimentos à colaboração de Andrielen Braz Vanzetto e Augusto dos Santos Kochenborger, colegas do Núcleo de Tecnologia em Energia Solar (NT-Solar), laboratório de pesquisa vinculado à Escola Politécnica da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS). Gratidão também a Moussa Ly e, em especial, a Vanessa Gonçalves Alves, pois, mesmo após ter se desvinculado do laboratório, em várias ocasiões colaborou com seu conhecimento nas áreas de células solares e química. Pessoas que estiveram presentes durante a realização desse trabalho e contribuíram para que esse se concretizasse.

Agradecimentos não poderiam ser dispensados aos professores Dra. Izete Zanesco (orientadora) e Dr. Adriano Moehlecke (coorientador) pela oportunidade, orientação, paciência e confiança que dedicaram no decorrer do curso de doutorado.

Gostaria de expressar meus sinceros agradecimentos à PUCRS por oferecer a oportunidade de estudo e um ambiente propício para o desenvolvimento deste trabalho. Além disso, gostaria de agradecer ao Conselho Nacional de Pesquisa e Desenvolvimento Tecnológico (CNPq) pela concessão da bolsa de estudos, no âmbito do projeto de P&D intitulado “Desenvolvimento de Células Solares Bifaciais PERT Base n com Reduções de Etapas Térmicas”, vinculado ao projeto CNPq/EQUINOR ENERGIA LTDA. 440046/2019.0

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO E OBJETIVOS	20
1.1. Justificativas	20
1.2. Objetivos	22
2. CÉLULAS SOLARES DE SILÍCIO	24
2.1. O Silício Tipo n e o Tipo p	24
2.2. Funcionamento das Células Solares	26
2.3. Estrutura n ⁺ pp ⁺ e p ⁺ nn ⁺	27
2.4. Processo Básico de Produção	28
2.4.1. Texturação de Superfície	28
2.4.2. Limpezas Químicas	29
2.4.3. Difusão de Dopantes	30
2.4.4. Passivação de Superfície	33
2.4.5. Filme Antirreflexo.....	40
2.4.6. Metalização e Isolamento das Bordas.....	41
2.5. Técnicas de Caracterização da Célula Solar	42
2.5.1. Resistência de Folha	43
2.5.2. Tempo de Vida dos Portadores de Carga Minoritários.....	44
2.5.3. Distribuição Bidimensional do Comprimento de Difusão dos Portadores de Carga Minoritários.....	44
2.5.4. Refletância e Espessura de Filmes Finos	45
2.5.5. Resposta Espectral e Eficiência Quântica.....	45
2.5.6. Parâmetros Elétricos	46
3. CÉLULAS SOLARES MONOFACIAIS E BIFACIAIS.....	50
3.1. Células Solares Monofaciais.....	50
3.2. Células Solares Bifaciais	61
3.3. Células Solares Bifaciais Desenvolvidas no Núcleo de Tecnologia em Energia Solar	70
4. METODOLOGIA.....	74
4.1. Desenvolvimento do Processo de Produção das Células Solares Bifaciais.	74

4.2. Descrição das Etapas do Processamento	77
4.3. Caracterização das Células Solares Bifaciais PERT Base n.....	79
4.4. Metodologia para a Análise da Passivação e da Espessura da Camada de Óxido de Silício Crescida em Diferentes Condições	81
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	85
5.1. Análise da Resistência de Folha do Emissor e do Campo Retrodifusor Produzidos na Mesma Etapa Térmica em Diferentes Substratos Tipo n	85
5.2. Influência nos Parâmetros Elétricos da Temperatura de Difusão de Boro para Formar o Emissor	87
5.2.1. Resultados em Células Solares Processadas em Si-Cz	87
5.2.2. Resultados em Células Solares Processadas em Si-FZ	94
5.3. Comparação do Comportamento Bifacial das Células Solares Base n	98
5.4. Análise da Refletância.....	101
5.5. Análise da Eficiência Quântica	104
5.6. Comparação de Parâmetros de Caracterização das Células Solares Base n Processadas em Diferentes Substratos	107
5.7. Influência da Vazão de Oxigênio e da Presença de Nitrogênio na Espessura da Camada de Passivação de Óxido de Silício.....	110
5.8. Influência das Condições de Crescimento da Camada de Passivação no Tempo de Vida dos Portadores de Carga Minoritários	115
5.8.1. Comparação dos Resultados Obtidos com o Método do Decaimento da Fotocondutividade.....	115
5.8.2. Comparação da Distribuição Bidimensional do Tempo de Vida dos Portadores de Carga Minoritários	119
6. CONCLUSÕES E SUGESTÕES DE CONTINUIDADE	121
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	124

LISTA DE FIGURAS

- Figura 2.1. Silício cristalino intrínseco: (a) antes e (b) após a excitação que origina o par elétron-lacuna. Fonte: Adaptado de Neamen (2011).25
- Figura 2.2. Silício dopado com (a) fósforo e (b) com boro. Fonte: Adaptado de Neamen (2011).25
- Figura 2.3. Diagrama da junção pn em uma lâmina de silício cristalino, onde estão apresentadas as regiões tipo p, tipo n e a zona de carga espacial. Fonte: Adaptado de Neamen (2011).27
- Figura 2.4. Diagrama com as principais etapas de fabricação de células solares de silício cristalino.28
- Figura 2.5. Diagrama da reflexão e refração do raio solar incidente na superfície texturada. Fonte: Luque e Hegedus (2011).29
- Figura 2.6. Diagrama do forno com tubo de quartzo, mostrando as lâminas de silício em seu interior, o suporte de quartzo para as lâminas e as resistências para aquecimento bem como a entrada de gases do processo. Fonte: Luque e Hegedus (2011).31
- Figura 2.7. Diagrama dos processos de recombinação elétron-lacuna: (a) radioativa, (b) Auger e (c) *Shockley-Read-Hall*. Fonte: Reinders (2017).34
- Figura 2.8. Malha metálica com cinco barras condutoras de uma célula solar produzida pela indústria. Fonte: Novergy (2022).41
- Figura 2.9. Representação do conjunto formado por plataforma, lâmina e tela, e distribuição da pasta metálica pelo rodo. Fonte: Garcia (2016).42
- Figura 2.10. Diagrama do método de quatro pontas: S representa o espaçamento entre os eletrodos e t, a espessura da camada dopada do tipo n em um substrato tipo p. Fonte: Adaptado de Honsberg e Bowden (2013).43
- Figura 2.11. Curva característica da corrente elétrica gerada em função da tensão aplicada, obtida em condições padrão de medição. Fonte: Zanescio e Moehlecke (2003).47
- Figura 3.1. Diagrama da seção transversal de uma célula solar monofacial industrial em substrato de silício tipo p, com emissor frontal de fósforo e campo retrodifusor posterior de alumínio (Al-BSF). Baseado em Neuhaus e Münzer (2007).50
- Figura 3.2. Diagrama da seção transversal de uma célula solar monofacial, base p, com campo retrodifusor posterior de alumínio combinado com filme de passivação. Baseado em Liu (2018^b).51

Figura 3.3. Diagrama de uma célula solar monofacial, base p, com campo retrodifusor posterior formado pela difusão de boro combinado com filme de passivação. Baseado em Choi <i>et al.</i> (2018).....	52
Figura 3.4. Diagrama da célula HIT, com a base de silício, filmes finos de silício amorfo hidrogenado intrínseco e dopado, e as camadas de óxido condutor transparente. Baseado em Mishima <i>et al.</i> (2011).....	53
Figura 3.5. Arquitetura da célula solar TOPCon, com contato posterior passivado. Fonte: baseado em Chen <i>et al.</i> (2019 ^b).....	54
Figura 3.6. Diagrama da célula solar, base n, de estrutura n ⁺ np ⁺ , com campo retrodifusor frontal e emissor posterior. Baseado em Zanesco (2019 ^b). 62	62
Figura 4.1. Etapas do processo de fabricação de células solares para o (a) processo padrão com BBr ₃ e (b) com difusão de boro e fósforo na mesma etapa térmica com base na solicitação de patente BR 10 2018 008576 0.....	75
Figura 4.2. Diagrama das etapas realizadas para o desenvolvimento das células solares bifaciais base n.	76
Figura 4.3. Diagrama de uma célula solar bifacial PERT, com estrutura p ⁺ nn ⁺ , onde estão destacados o substrato, emissor, BSF, camada de passivação, filme AR e contatos metálicos frontal e posterior.	77
Figura 4.4. Temperaturas para difusão de boro e temperatura de difusão de fósforo utilizadas neste trabalho.....	78
Figura 4.5. Distribuição das regiões sobre a superfície da lâmina de silício para medidas da resistência de folha.	80
Figura 4.6. Diagrama do processo compreendendo a preparação das amostras e etapas das medições da resistência de folha e do tempo de vida efetivo dos portadores de carga minoritários em lâminas de Si-FZ.	83
Figura 4.7. Mecanismos para passivação de superfície com oxidação térmica seca, com e sem a presença de nitrogênio.	84
Figura 5.1. Resistência de folha do emissor de boro e do campo retrodifusor de fósforo em função da temperatura de difusão de boro medida em lâminas de Si-Cz	86
Figura 5.2. Resistência de folha do emissor de boro e do campo retrodifusor de fósforo em função da temperatura de difusão de boro medida em lâminas de Si-FZ	86
Figura 5.3. Mapeamento da distribuição bidimensional do tempo de vida dos portadores de carga minoritários em lâminas de Si-Cz , tipo n, por μ -PCD das células solares bifaciais com a maior e a menor eficiência em cada temperatura para difusão de boro.	91

- Figura 5.4. Curva da densidade de corrente elétrica em função da tensão aplicada (curva J-V) das células solares bifaciais, base n, em função da temperatura de difusão de boro, apresentando os melhores resultados e **irradiância na face do emissor p⁺**.92
- Figura 5.5. Curva da densidade de corrente elétrica em função da tensão aplicada (curva J-V) das células solares bifaciais, base n, em função da temperatura de difusão de boro, apresentando os melhores resultados e **irradiância na face do BSF n⁺**.93
- Figura 5.6. Curva da densidade de corrente elétrica em função da tensão aplicada da célula solar bifacial base n com a maior eficiência e processada em **lâmina de Si-Cz** com temperatura de difusão de boro de 960 °C.93
- Figura 5.7. (a) Tensão de circuito aberto, (b) densidade de corrente de curto-circuito, (c) fator de forma e (d) eficiência em função da temperatura de difusão de boro para as células solares com maior eficiência e com irradiância no emissor p⁺ de boro e no campo retrodifusor de fósforo n⁺ em **lâmina de Si-Cz**.94
- Figura 5.8. Curva da densidade de corrente elétrica em função da tensão aplicada (curva J-V) das células solares bifaciais com a maior eficiência, produzidas em **lâminas de Si-FZ** em função da temperatura de difusão de boro e **irradiância na face do emissor p⁺**.96
- Figura 5.9. Curva da densidade de corrente elétrica em função da tensão aplicada (curva J-V) das células solares bifaciais com a maior eficiência, produzidas em **lâminas de Si-FZ** em função da temperatura de difusão de boro e **irradiância na face do campo retrodifusor n⁺**.96
- Figura 5.10. Curva da densidade de corrente elétrica em função da tensão aplicada (curva J-V) das células solares bifaciais com a maior eficiência, produzidas em **lâminas de Si-FZ**, com temperatura de difusão de boro de 950 °C e **irradiância na face do emissor p⁺ e na face do campo retrodifusor n⁺**.97
- Figura 5.11. (a) Tensão de circuito aberto, (b) densidade de corrente de curto-circuito, (c) fator de forma e (d) eficiência em função da temperatura de difusão de boro para as células solares com maior eficiência e com irradiância no emissor p⁺ de boro e no campo retrodifusor de fósforo n⁺ em **lâmina de Si-FZ**.98
- Figura 5.12. Bifacialidade das células solares processadas em **lâminas de Si-Cz** e em **lâminas de Si-FZ** com a maior P_{Bifacial} em função da temperatura de difusão de boro..... 100
- Figura 5.13. Potência monofacial das células solares com irradiância na face frontal em função da temperatura para difusão de boro, em **lâminas de Si-Cz** e em **lâminas de Si-FZ**. 100

Figura 5.14. Potência bifacial das células solares com irradiância na face do emissor p^+ e na face do campo retrodifusor n^+ em função da temperatura para difusão de boro, em lâminas de Si-Cz e em lâminas de Si-FZ	101
Figura 5.15. Refletância das células solares bifaciais na face do emissor p^+ , produzidas em lâminas de Si-Cz , em função da temperatura para difusão de boro.	102
Figura 5.16. Refletância das células solares bifaciais na face do BSF n^+ , processadas em lâminas de Si-Cz , em função da temperatura para difusão de boro.	102
Figura 5.17. Refletância no emissor p^+ das células solares bifaciais produzidas em lâminas de Si-FZ , em função da temperatura para difusão de boro. ..	103
Figura 5.18. Refletância na face do BSF n^+ das células solares bifaciais produzidas em lâminas de Si-FZ , em função da temperatura para difusão de boro.	103
Figura 5.19. (a) Eficiência quântica interna na face do emissor p^+ das células solares bifaciais em lâminas de Si-Cz, em função da temperatura para difusão de boro, com irradiância na face do emissor p^+ e (b) com ampliação no intervalo de 360 nm a 460 nm.	104
Figura 5.20. Eficiência quântica interna das células solares bifaciais em lâminas de Si-Cz, em função da temperatura para difusão de boro, com irradiância na face do BSF n^+ e (b) com ampliação no intervalo de 320 nm a 460 nm.	105
Figura 5.21. Eficiência quântica interna das células solares bifaciais em lâminas de Si-FZ , em função da temperatura para difusão de boro, com irradiância na face do emissor p^+	106
Figura 5.22. Eficiência quântica interna das células solares bifaciais em lâminas de Si-FZ , em função da temperatura para difusão de boro, com irradiância na face do BSF n^+	106
Figura 5.23. Comparativo entre substrato de Si-Cz e Si-FZ das curvas I-V para a face do emissor p^+	107
Figura 5.24. Eficiência quântica interna com irradiância na face do emissor p^+ das células solares bifaciais produzidas em Si-Cz e Si-FZ.....	108
Figura 5.25. Eficiência quântica interna com irradiância na face do BSF n^+ das células solares bifaciais produzidas em Si-Cz e Si-FZ.....	109
Figura 5.26. Porcentagem de oxigênio e de silício obtida com o método EDS no microscópio eletrônico de varredura para o óxido de silício crescido termicamente (a) na face do emissor e (b) na face do campo retrodifusor, de acordo com o processo de oxidação. Grupo A (vazão padrão de oxigênio), Grupo B (vazão reduzida de oxigênio para 70%) e Grupo C (vazão reduzida de oxigênio para 70% mais nitrogênio).....	112

Figura 5.27. Dispersão dos valores para a espessura da camada de óxido de silício crescido na **face do emissor p⁺**, estimados com base nos métodos matemáticos de regressão não-linear: Cauchy (C); Séries Exponenciais (SE); Cauchy Modificado (MC); Sellmeier 2 (S2), com dois parâmetros, e Sellmeier 3 (S3), com três parâmetros. Grupo A (vazão padrão de oxigênio), Grupo B (vazão reduzida de oxigênio para 70%) e Grupo C (vazão reduzida de oxigênio para 70% mais nitrogênio)..... 112

Figura 5.28. Dispersão dos valores para a espessura da camada de óxido de silício crescido na **face do campo retrodifusor n⁺**, estimados com base nos métodos matemáticos de regressão não-linear: Cauchy (C); Séries Exponenciais (SE); Cauchy Modificado (MC); Sellmeier 2 (S2), com dois parâmetros, e Sellmeier 3 (S3), com três parâmetros (Brito, 2023). Grupo A (vazão padrão de oxigênio), Grupo B (vazão reduzida de oxigênio para 70%) e Grupo C (vazão reduzida de oxigênio para 70% mais nitrogênio). 113

Figura 5.29. Valores de cada amostra do tempo de vida dos portadores minoritários de carga: inicial (τ_{Inicial}), após difusão ($\tau_{\text{após difusão}}$), após passivação com óxido ($\tau_{\text{com óxido}}$), após passivação sem óxido ($\tau_{\text{sem óxido}}$) e da base (τ_{base}). Grupo A: vazão padrão de oxigênio; Grupo B: vazão reduzida de oxigênio para 70%; Grupo C: vazão reduzida de oxigênio mais nitrogênio..... 117

Figura 5.30. Valores médios do tempo de vida dos portadores minoritários de carga: inicial (τ_{Inicial}), após difusão ($\tau_{\text{após difusão}}$), após passivação com óxido ($\tau_{\text{com óxido}}$), após passivação sem óxido ($\tau_{\text{sem óxido}}$) e da base (τ_{base}). Grupo A: vazão padrão de oxigênio; Grupo B: vazão reduzida de oxigênio para 70%; Grupo C: vazão reduzida de oxigênio mais nitrogênio. 117

LISTA DE TABELAS

- Tabela 5.1. Resistência de folha do emissor p^+ de boro (R_{SQ-B}) e do campo retrodifusor n^+ de fósforo (R_{SQ-P}) em função da temperatura para difusão de boro (T_B) em **lâminas de Si-Cz**. A difusão dos dopantes foi realizada na mesma etapa térmica.....85
- Tabela 5.2. Resistência de folha do emissor p^+ de boro (R_{SQ-B}) e do campo retrodifusor n^+ de fósforo (R_{SQ-P}) em função da temperatura para difusão de boro (T_B) em **lâminas de Si-FZ**. A difusão dos dopantes foi realizada na mesma etapa térmica.....85
- Tabela 5.3. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais PERT, base n , desenvolvidas em **lâminas de Si-Cz** (lotes A), em função da temperatura para difusão de boro, com **irradiância na face do emissor p^+**88
- Tabela 5.4. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais PERT, base n , desenvolvidas em **lâminas de Si-Cz** (lotes A), em função da temperatura para difusão de boro, com **irradiância na face do BSF n^+**89
- Tabela 5.5. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais PERT, base n , desenvolvidas em **lâminas de Si-Cz** (lotes B), em função da temperatura para difusão de boro, com **irradiância na face do emissor p^+**90
- Tabela 5.6. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais PERT, base n , desenvolvidas em **lâminas de Si-Cz** (lotes B), em função da temperatura para difusão de boro, com **irradiância na face do BSF n^+**90
- Tabela 5.7. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais PERT, base n , desenvolvidas em **lâminas de Si-FZ**, em função da temperatura para a difusão de boro, com **irradiância na face do emissor p^+**95
- Tabela 5.8. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais PERT, base n , desenvolvidas em **lâminas de Si-FZ**, em função da temperatura para difusão de boro, com **irradiância na face do campo retrodifusor n^+** . .95
- Tabela 5.9. Eficiência de conversão com irradiância no emissor ($\eta_{Emissor}$) e no campo retrodifusor (η_{BSF}), potência no modo monofacial ($P_{Monofacial}$), potência no modo bifacial ($P_{Bifacial}$) e bifacialidade das células solares com a maior eficiência produzidas em **lâminas de Si-Cz**.....99
- Tabela 5.10. Eficiência de conversão com irradiância no emissor ($\eta_{Emissor}$) e no campo retrodifusor (η_{BSF}), potência no modo monofacial ($P_{Monofacial}$), potência no modo bifacial ($P_{Bifacial}$) e bifacialidade das células solares com a maior eficiência produzidas em **lâminas de Si-FZ**.....99
- Tabela 5.11. Resistência de folha do emissor p^+ de boro (R_{SQ-B}) e do campo retrodifusor n^+ de fósforo (R_{SQ-P}) nas **lâminas de Si-FZ** processadas na temperatura de difusão de boro de 950 °C dos diferentes grupos submetidos ao processo de oxidação. 110

- Tabela 5.12. Concentração percentual de oxigênio (O) e silício (Si) da camada de óxido de silício para passivação para as faces do emissor p^+ e do campo retrodifusor n^+ , conforme o processo de crescimento do óxido: Grupo A (vazão padrão de oxigênio), Grupo B (vazão reduzida de oxigênio para 70%) e Grupo C (vazão reduzida de oxigênio para 70% mais nitrogênio). 111
- Tabela 5.13. Espessura (e) do óxido, modelos matemáticos e coeficiente de determinação (R^2) do método aplicado na medida da **face do emissor p^+** , de acordo com o processo de oxidação: Grupo A (vazão padrão de oxigênio), Grupo B (vazão reduzida de oxigênio para 70%) e Grupo C (vazão reduzida de oxigênio para 70% mais nitrogênio). 114
- Tabela 5.14. Espessura (e) do óxido de silício, índice de refração (n) para o comprimento de onda de 550 nm e coeficiente de determinação (R^2) estimados com o método aplicado na **face do BSF n^+** , de acordo com o processo de crescimento da camada de passivação: Grupo A (vazão padrão de oxigênio), Grupo B (vazão reduzida de oxigênio para 70%) e Grupo C (vazão reduzida de oxigênio para 70% mais nitrogênio). 114
- Tabela 5.15. Espessura do óxido de silício estimada com o modelo matemático de regressão não-linear Sellmeier 3 na **face do emissor p^+** e na **face do campo retrodifusor n^+** , de acordo com o processo de crescimento da camada de passivação: Grupo A (vazão padrão de oxigênio), Grupo B (vazão reduzida de oxigênio para 70%) e Grupo C (vazão reduzida de oxigênio para 70% mais nitrogênio). 115
- Tabela 5.16. Tempo de vida dos portadores minoritários de carga: inicial ($\tau_{Inicial}$), após difusão ($\tau_{após\ difusão}$), após passivação com óxido ($\tau_{com\ óxido}$), após passivação sem óxido ($\tau_{sem\ óxido}$) e da base (τ_{base}). Grupo A: vazão padrão de oxigênio; Grupo B: vazão reduzida de oxigênio para 70%; Grupo C: vazão reduzida de oxigênio mais nitrogênio. O tempo t é o tempo de imersão em HF 48%. 116
- Tabela 5.17. Distribuição bidimensional e histograma do tempo de vida dos portadores de carga nas lâminas de Si-FZ tipo n : após a difusão de dopantes; após o crescimento da camada de óxido de silício para passivação: com o óxido de silício, após remover o óxido de silício, e da base (sem as regiões altamente dopadas). Grupo A, vazão padrão de oxigênio; Grupo B, vazão reduzida de oxigênio para 70%; Grupo C, vazão reduzida de oxigênio mais nitrogênio na proporção 2,3:1 120

LISTA DE QUADROS

Quadro 3.1. Tipo de substrato, área ou diâmetro das células solares, estrutura e eficiência de conversão das células solares monofaciais apresentadas neste trabalho.....	61
Quadro 3.2. Tipo de substrato, área ou diâmetro das células solares, estrutura e eficiência de conversão das células solares bifaciais apresentadas nesta revisão bibliográfica.....	71
Quadro 3.3. Tipo de substrato, área das células solares, estrutura e eficiência de conversão das células solares bifaciais desenvolvidas no Núcleo de Tecnologia em Energia Solar em trabalhos anteriores nos últimos anos	73

LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS

ALD	Deposição por camadas atômicas (<i>atomic layer deposition</i>)	-
Al-BSF	Campo retrodifusor posterior de alumínio (<i>aluminum back surface field</i>)	-
AM	Massa óptica de ar (<i>optical air mass</i>)	-
AM0	Radiação de massa de ar zero (<i>air mass 0 radiation</i>)	-
AM1	Radiação de massa de ar 1 (<i>air mass 1 radiation</i>)	-
AM1.5G	Radiação global de massa de ar 1.5 (<i>air mass 1.5 global radiation</i>)	-
APCVD	Deposição química em fase vapor a pressão atmosférica (<i>atmospheric pressure chemical vapor deposition</i>)	-
AR	Antirreflexo	-
a-Si:H[i]	Silício amorfo hidrogenado intrínseco	-
a-Si:H[n]	Silício amorfo hidrogenado tipo n	-
a-Si:H[p]	Silício amorfo hidrogenado tipo p	-
BSF	Campo retrodifusor posterior (<i>back surface field</i>)	-
c	Velocidade da luz no vácuo	299.792.458 m/s
C(x,t)	Gradiente de concentração de impureza em função da posição e do tempo	átomos/cm ³
CVD	Deposição química em fase vapor (<i>chemical vapour deposition</i>)	-
D	Coefficiente de difusão	cm ² /s
DBR	Refletor distribuído de Bragg (<i>distributed Bragg reflector</i>)	-
e-beam	Deposição física em fase vapor por feixe de elétrons (<i>electron beam physical vapor deposition</i>)	-
E _g	Energia de <i>gap</i>	eV
EQ	Eficiência quântica	-
EQE	Eficiência quântica externa	%
EQI	Eficiência quântica interna	%
FC	Fator de conversão	-

FF	Fator de forma		%
FSF	Campo retrodifusor frontal (<i>frontal surface field</i>)		-
G	Taxa de geração de pares elétron-lacuna		cm ⁻³ s ⁻¹
HIT	Células de heterojunção com camada fina intrínseca (<i>heterojunction with intrinsic thin-layer</i>)		-
h	Constante de Planck	6,6260 x 10 ⁻³⁴	m ² kg/s
I	Corrente elétrica		A
IBC	Contato posterior interdigitado (<i>interdigitated back contact</i>)		-
I _L	Corrente gerada pela irradiância solar		A
I _{MP}	Corrente no ponto de máxima potência		A
INPI	Instituto Nacional de Propriedade Intelectual		-
I _{sc}	Corrente de curto-circuito (<i>short-circuit current</i>)		A
i _{Voc}	Tensão de circuito aberto implícita (<i>implied open-circuit voltage</i>)		V
I ₀	Corrente de saturação no escuro		A
J	Fluxo difusional		átomos/m ² s
J _{sc}	Densidade de corrente elétrica		A/m ²
k	Constante de Boltzmann	1,380 x 10 ⁻²³	m ² kg/s ² K
LID	Degradação induzida por luz (<i>light-induced degradation</i>)		-
LPCVD	Deposição de vapor químico a baixa pressão (<i>low-pressure chemical vapor deposition</i>)		-
LPD	Deposição em fase líquida (<i>liquid phase deposition</i>)		-
N	Fluxo de fótons		(m ² s) ⁻³
n _i	Concentração intrínseca de portadores de carga		m ⁻³
n _s	Concentração superficial de elétrons		m ⁻³
NT-Solar	Núcleo de Tecnologia em Energia Solar		-
P _{IN}	Potência da radiação solar incidente		W
PECVD	Deposição química em fase vapor aprimorada por plasma (<i>plasma enhanced chemical vapor deposition</i>)		-
PERC	Célula solar com emissor e face posterior passivada (<i>passivated emitter and rear</i>)		-

PERT	Célula com emissor passivado e região posterior totalmente difundida (<i>passivated emitter and rear totally diffused</i>)	-
poli-Si	Polissilício	-
p_s	Concentração superficial de lacunas	m^{-3}
P_{MP}	Ponto de máxima potência	W
q	Carga do elétron	$1,602176 \times 10^{-19} \text{ C}$
Q_f	Densidade de carga elétrica fixa	cm^{-3}
R	Refletância	%
R_{sq}	Resistência de Folha	Ω/sq
RE(λ)	Resposta espectral em função do comprimento de onda	A/W
RTC	<i>Radiant Technology Corporation</i>	-
SE	Emissor seletivo (<i>selective emitter</i>)	-
SERIS	<i>Solar Energy Research Institute of Singapore</i>	-
SHJ	Célula solar de silício com heterojunção (<i>silicon heterojunction solar cell</i>)	-
Si-Cz	Silício Czochralski	-
Si-FZ	Silício <i>Float Zone</i>	-
Si-mc	Silício multicristalino	-
S_{n0}	Taxa de recombinação de elétrons em superfície	s^{-1}
S_{p0}	Taxa de recombinação de lacunas em superfície	s^{-1}
SRH	<i>Shockley-Read-Hall</i>	-
t	Tempo	s
T	Temperatura	$^{\circ}C$
T_B	Temperatura de difusão de boro	$^{\circ}C$
TCO	Óxido condutor transparente (<i>transparent conductive oxide</i>)	-
TOPCon	Célula solar com contato passivado de óxido de túnel (<i>tunnel oxide passivating contact</i>)	-
T_P	Temperatura de difusão de fósforo	$^{\circ}C$
V_E	Velocidade de esteira	cm/min
V_{MP}	Tensão no ponto de máxima potência	V
V_{OC}	Tensão de circuito aberto (<i>open-circuit voltage</i>)	V
V_R	Velocidade de recombinação	cm/s

YAG	Ítrio-alumínio-granada	-
α	Coeficiente de absorção	cm^{-1}
Δn_d	Concentração de portadores de carga minoritários	cm^{-3}
ε	Campo elétrico	V/m
σ	Condutividade elétrica	$(\Omega \cdot \text{m})^{-1}$
τ	Tempo de vida dos portadores de carga minoritários	μs
τ_{ef}	Tempo de vida efetivo dos portadores de carga minoritários	μs
λ	Comprimento de onda	nm
η	Eficiência de conversão	%
∇C	Gradiente de concentração	cm^{-3}
∇n	Gradiente de concentração de cargas negativas	cm^{-3}
∇p	Gradiente de concentração de cargas positivas	cm^{-3}

RESUMO

BLAZETTO, Fábio André. **Desenvolvimento de Células Solares Bifaciais PERT Base n: Análise da Difusão com Redução de Etapas Térmicas e da Passivação com Óxido de Silício Crescido em Diferentes Condições**. Porto Alegre. 2023. Tese. Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL.

As células solares base n estão conquistando espaço na indústria bem como a estrutura PERT bifacial, que viabiliza o aumento da potência. O objetivo deste trabalho foi desenvolver células solares bifaciais base n com estrutura PERT com difusão de boro e fósforo na mesma etapa térmica e passivação com óxido de silício. A inovação foi a difusão dos dois dopantes na mesma etapa térmica, com base na solicitação de patente BR1020180085760 e a análise da passivação com óxido de silício crescido em diferentes condições. Utilizaram-se lâminas de Si-Cz e Si-FZ e a metodologia resume-se em: 1) analisar a influência da temperatura de difusão de boro, de 940 °C a 980 °C, na resistência de folha do emissor p⁺ e do campo retrodifusor (BSF) n⁺, nos parâmetros elétricos das células solares bifaciais, na bifacialidade, na eficiência quântica e na refletância e 2) avaliar a espessura e a passivação proporcionada pela camada de óxido de silício no emissor e no campo retrodifusor crescida com redução da vazão de oxigênio e com presença de nitrogênio. Para isso estimou-se a espessura da camada por elipsometria e o tempo de vida dos portadores de carga minoritários. Constatou-se que a difusão de boro (T_B) afeta a resistência de folha do BSF, que aumenta com o valor da T_B . As temperaturas para difusão de boro de 960 °C e 950 °C resultaram na maior potência no modo bifacial em células solares produzidas em lâminas de Si-Cz e de Si-FZ, respectivamente. A bifacialidade alcançou o valor de 0,99 nos dois tipos de substratos. Devido a maior eficiência das células solares em Si-Cz, a potência no modo bifacial foi de 1,14 W e no dispositivo em Si-FZ foi de 1,08 W. Também se verificou que a espessura da camada de óxido de silício foi influenciada pela temperatura de difusão de boro e afetou a refletância. Observou-se que no campo retrodifusor a refletância em comprimentos de onda próximos a 350 nm diminuiu com o aumento de T_B , independente do tipo de substrato. A eficiência quântica interna é menor no emissor de boro que no BSF em comprimentos de onda menores que 400 nm, devido a maior recombinação dos portadores de carga minoritários nesta região. Concluiu-se que a espessura do óxido de silício é maior na face dopada com fósforo, da ordem de 38 – 40 nm, em comparação com o valor estimado na face do emissor de 12,5 – 13,5 nm. Também se concluiu que a adição de nitrogênio tende a diminuir a camada de óxido de silício nas duas faces e a redução da vazão de O₂ praticamente não afetou a espessura da camada de passivação. O crescimento de óxido de silício com presença de nitrogênio melhorou a qualidade do substrato e proporcionou a passivação similar ao encontrado com o processo com vazão de oxigênio padrão. Os resultados indicam que o processo de difusão de boro e de fósforo na mesma etapa térmica é eficaz e possibilita a produção de células solares bifaciais base n, com elevada bifacialidade e tempo de vida dos minoritários na base.

Palavras-Chaves: Células Solares Bifaciais; Lâminas de Silício Tipo n; Emissor; Campo Retrodifusor; Passivação; Redução de Etapas Térmicas.

ABSTRACT

BLAZETTO, Fábio André. **Development of n-Type PERT Bifacial Solar Cells: Analysis of the Diffusion with Reduced Thermal Steps and Passivation with Silicon Oxide Grown in Different Conditions.** Porto Alegre. 2023. Thesis. Graduation Program in Materials Engineering and Technology, PONTIFICAL CATHOLIC UNIVERSITY OF RIO GRANDE DO SUL.

N-type solar cell technology is growing in the industry as well as the PERT bifacial structure, which enables the increase of power output. The objective of this work was to develop n-type bifacial solar cells with PERT structure, produced with boron and phosphorus diffusion in the same thermal step and with passivation using silicon oxide. The innovation lies on the diffusion of both dopants in the same thermal step, based on patent application BR1020180085760, and the analysis of the passivation with silicon oxide grown under different conditions. Si-Cz and Si-FZ wafers were used and the methodology can be summarized as: 1) to analyze the influence of boron diffusion temperature (from 940 °C to 980 °C) on the sheet resistance of the p⁺ emitter and n⁺ back surface field (BSF), the electrical parameters of bifacial solar cells, the bifaciality, the quantum efficiency and reflectance; and 2) to evaluate the thickness and passivation of the silicon oxide layer on the emitter and BSF, grown with reduced oxygen flow and in the presence of nitrogen. This involved estimating the layer thickness with ellipsometry method and measuring the minority carrier lifetime. We found that boron diffusion temperature (T_B) affects the BSF sheet resistance, which increases with T_B value. The temperatures of 960 °C and 950 °C for boron diffusion resulted in the highest power output in bifacial mode for solar cells produced on Si-Cz and Si-FZ wafers, respectively. The bifaciality reached the value of 0.99 for both substrate types. Due to the higher efficiency of Si-Cz solar cells, the power output in bifacial mode was 1.14 W, while for the Si-FZ device, it was 1.08 W. We also observed that the thickness of the silicon oxide layer was influenced by the boron diffusion temperature and affected the reflectance. In the back surface field, the reflectance at wavelengths near 350 nm decreased with increasing T_B , regardless of the substrate type. The internal quantum efficiency in the boron emitter was lower than in the BSF for wavelengths below 400 nm due to increased recombination of minority carriers in this region. We concluded that the silicon oxide thickness was higher on the phosphorus-doped face, ranging from 38-40 nm, compared to the estimated value on the emitter side, which was 12.5-13.5 nm. It was also concluded that the addition of nitrogen tends to decrease the silicon oxide layer on both sides, and the reduction of O₂ flow practically did not affect the thickness of the passivation layer. The growth of silicon oxide with the presence of nitrogen improved the substrate quality and provided passivation similar to what was found with the standard oxygen flow process. The results indicate that the boron and phosphorus diffusion process in the same thermal step is effective and enables the production of n-type bifacial solar cells with high bifaciality and minority carrier lifetime in the base.

Key-words: Bifacial Solar Cells; n-Type Silicon Wafers; Emitter; Back Surface Field; Passivation; Reduction of Thermal Steps.

1. INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

1.1. Justificativas

Ao longo da história recente, a produção energética mundial apoiou-se na utilização de combustíveis fósseis (petróleo, gás e carvão). Essas fontes assumiram o papel dominante no desenvolvimento de países industrializados, resultando em avanços econômicos, tecnológicos e de bem-estar da sociedade (Finnerty *et al.*, 2017; Chen *et al.*, 2019^a). Entretanto, como fontes de energia não renováveis, alterações climáticas em grande parte decorrentes de seu uso intenso e à crescente demanda energética tornaram-se elementos que, em nível global, produziram um cenário preocupante. Tais fatores demonstram a necessidade de uma série de medidas e ações que objetivam solucionar essas situações, bem como manter um crescimento suportável perante os recursos naturais (Kannan; Vakeesan, 2016; Sampaio; González, 2017).

Frente a isso, nas últimas décadas grande atenção vem sendo destinada às tecnologias baseadas em fontes de energia alternativas e renováveis (Kannan; Vakeesan, 2016). Em decorrência, verifica-se uma transição energética gradativa caracterizada pela migração de um sistema com alta emissão de dióxido de carbono para um regime com fontes de energia limpa e baixos teores de gases de efeito estufa (Chen *et al.*, 2019^a). No setor elétrico, sistemas fotovoltaicos destacam-se por serem uma tecnologia modular, simples e com fácil adaptação a diferentes locais de instalação, operam sem a emissão de gases poluentes, são livres de ruídos e possuem longa vida útil. Nessa área de desenvolvimento, as células solares, tanto as monofaciais como as bifaciais, constituem-se como os elementos fundamentais e responsáveis pela conversão fotovoltaica da energia solar em energia elétrica (Guerrero-Lemus *et al.*, 2016; Prishya *et al.* 2023).

A fabricação de células solares está apoiada na utilização de materiais semicondutores como componente base, prevalecendo o uso de silício (Fang *et al.*, 2020). A indústria fotovoltaica, desde que se estabeleceu a produção em larga escala

de dispositivos fotovoltaicos, emprega no processo de fabricação lâminas de silício monocristalino, tipo p, crescido pelo método Czochralski (Si-Cz) (Yin *et al.*, 2020). A escolha desse substrato para o uso em sistemas fotovoltaicos terrestres deve-se, historicamente, a motivações tecnológicas. Em 1958, células solares foram utilizadas para fornecer energia elétrica para satélites (Dhilipan *et al.*, 2022). O satélite *The Vanguard I* possuía seis pequenos dispositivos fotovoltaicos de silício, totalizando uma potência de 5 mW, para alimentar um transmissor de rádio (Iles, 2001; Reinders *et al.*, 2017).

Nas condições do espaço sideral, as células solares são submetidas à radiação ionizante, que possui o potencial de danificar a integridade da estrutura dos dispositivos fotovoltaicos e levar a sua degradação (Sahin *et al.*, 2017; Cao *et al.*, 2019). Células solares base p, comparadas às de base n, mostraram-se com maior resistência a esse ambiente encontrado no espaço (Battaglia *et al.*, 2016).

Na década de 1960, com origem na corrida da indústria aeroespacial, iniciaram os investimentos massivos na pesquisa e desenvolvimento da tecnologia fotovoltaica (Honsberg; Bowden, 2013), onde células solares produzidas em lâminas de silício alcançaram a eficiência de 12% (Iles, 2001). Desde então, a indústria focou-se em células solares base p.

Apesar da pesquisa em células solares base n ser realizada desde os anos 1990 (Moehlecke *et al.*, 1994), somente nos últimos anos, o substrato tipo n está conquistando espaço no setor industrial (Rodriguez *et al.*, 2018; Yin *et al.*, 2020), assim como a tecnologia de célula solar com emissor passivado e região posterior totalmente difundida (PERT, *passivated emitter and rear totally diffused*), estrutura pertencente à família da célula solar com emissor e face posterior passivada (PERC, *passivated emitter rear contact*), em virtude de sua elevada eficiência de conversão (Zanescio *et al.*, 2019^a).

A estrutura da célula solar PERT tem seu diferencial na concepção do campo retrodifusor na face posterior. Esse, assim como o emissor, é formado pela difusão de dopantes específicos em etapa térmica (Choi *et al.*, 2018). Com a estrutura PERT é possível produzir dispositivos fotovoltaicos tanto monofaciais quanto bifaciais. Os dispositivos bifaciais, estudados desde os anos 1960 (Sahin *et al.*, 2017), viabilizam o aumento da potência do módulo fotovoltaico, considerando a mesma área de um módulo convencional (Guerrero-Lemus *et al.*, 2016; Gu *et al.*, 2020).

Comparado ao silício tipo p, o substrato tipo n apresenta determinadas vantagens à medida que possui maior tolerância a impurezas indesejadas existentes no cristal, tais como metais de transição (Barbato *et al.*, 2017; Ding *et al.* 2019) e possui maior tempo de vida dos portadores de carga minoritários (lacunas) (Chen *et al.*, 2013; Yin *et al.*, 2020). Além disso, a degradação induzida pela radiação solar (LID, *light-induced degradation*) produzida por complexos boro-oxigênio em virtude da exposição à radiação solar dos dispositivos fotovoltaicos, é inexistente (Naber *et al.*, 2009; Yin *et al.*, 2020). Devido a estas características, lâminas de silício monocristalino tipo n estão sendo utilizadas em pesquisas e na fabricação de células solares bifaciais (Barbato *et al.*, 2017).

O desafio em fabricar células solares bifaciais reside em produzir ambas as regiões altamente dopadas – emissor p⁺ e campo retrodifusor n⁺ – minimizando os passos térmicos, visando reduzir custos de produção, assim como a degradação do substrato. Aliado a este fato, o desenvolvimento demanda a passivação das duas superfícies das lâminas do material semiconductor. Essa etapa torna-se necessária para aumentar a eficiência dos dispositivos fotovoltaicos, evitando perdas por processos de recombinações dos portadores de carga minoritários.

1.2. Objetivos

O objetivo geral desta tese foi desenvolver células solares bifaciais base n com estrutura PERT, com processo inovador para a difusão de boro e fósforo e passivação com óxido de silício. Especificamente, o objetivo foi desenvolver células solares bifaciais base n em lâminas de silício monocristalino, com redução de etapas térmicas para a difusão dos dois dopantes e analisar a passivação das superfícies utilizando óxido de silício, crescido em diferentes condições e com e sem a presença de nitrogênio.

Portanto, os objetivos específicos foram:

- Analisar os valores da resistência de folha do emissor p⁺ e do campo retrodifusor n⁺, considerando a difusão dos dopantes – boro e fósforo – na mesma etapa térmica.
- Otimizar experimentalmente a temperatura de difusão de boro para formar o emissor e avaliar a influência nos parâmetros elétricos, na eficiência quântica e na refletância das células solares bifaciais base n.

- Comparar os parâmetros elétricos, a bifacialidade e a potência elétrica das células solares base n desenvolvidas em substratos de Si-Cz e Si-FZ.
- Avaliar e comparar a espessura da camada de óxido de silício crescida com redução da vazão de oxigênio e com presença de nitrogênio e
- Analisar e comparar a passivação do emissor e do campo retrodifusor com óxido de silício crescida com redução da vazão de oxigênio e com presença de nitrogênio.

A inovação desta tese está focada no processo de produção de células solares bifaciais base n com a difusão de boro, em uma face, e de fósforo, na outra face, com redução de processos térmicos e de limpezas químicas. A difusão dos dopantes está relacionada com a solicitação de patente junto ao INPI intitulada “Processo de Difusão de Dopante Tipo p e Tipo n em Lâminas de Silício na Mesma Etapa Térmica”, número do registro: BR10 2018 0085 760, (Zanesco e Moehlecke, 2018). Com este processo de difusão de dopantes são evitadas três etapas térmicas e dois processos químicos, quando o processo é comparado com o processo padrão com difusão de boro a partir de BBr_3 .

2. CÉLULAS SOLARES DE SILÍCIO

2.1. O Silício Tipo n e o Tipo p

Os sólidos com energia da banda proibida (E_g) com valor inferior a 3 eV enquadram-se na categoria de semicondutores e suas propriedades elétricas são intermediárias àquelas dos condutores e isolantes. Nessas condições, a condutividade elétrica encontra-se entre $10^{-6} (\Omega \cdot \text{cm})^{-1}$ e $10^4 (\Omega \cdot \text{cm})^{-1}$. O silício cristalino apresenta E_g na ordem de 1,12 eV e, na temperatura ambiente, a condutividade elétrica é da ordem de $4 \times 10^4 (\Omega \cdot \text{cm})^{-1}$ (Smith; Hashemi, 2012; Reinders *et al.*, 2017; Prishya *et al.*, 2023).

O transporte de carga elétrica no semicondutor depende de: i. do movimento de deriva dos portadores de carga, resultado da presença de um campo elétrico; e ii. do gradiente de concentração de cargas elétricas negativas, ∇n , e positivas, ∇p , consequente da difusão de dopantes (Grundmann, 2016).

O átomo de silício possui quatro elétrons de valência e, na formação do sólido cristalino, efetua ligações químicas covalentes formando a estrutura cúbica de face centrada. A excitação de um elétron da banda de valência para a de condução, onde pode mover-se pela rede cristalina sob a ação de um campo elétrico, forma uma lacuna. A lacuna, então, passa a ser vista como uma carga positiva. Desse fato, por se tratar de um material intrínseco, devido à geração do par elétron-lacuna há uma igualdade no número de portadores de carga negativa e positiva; ou seja, para cada elétron que se torna livre, há somente a geração de uma lacuna (Luque; Hegedus, 2011; Reinders *et al.*, 2017). A Figura 2.1 ilustra o processo antes e após a excitação.

Por meio da inserção de impurezas específicas em sua estrutura, o semicondutor tem suas características elétricas alteradas (Neamen, 2011; Reinders *et al.*, 2017). O acréscimo de elementos pentavalentes, como o fósforo ou antimônio (impurezas doadoras), resulta em elétrons livres na estrutura cristalina do silício. Dos cinco elétrons de valência, apenas quatro formam ligações com os átomos de silício vizinhos. O quinto elétron pode desprender-se do elemento sob um estímulo mínimo

e mover-se pelo material. Esse material semiconductor é denominado de tipo n, onde os elétrons são os portadores de carga majoritários (Green, 1982; Mishra; Singh, 2008; Luque; Hegedus, 2011).

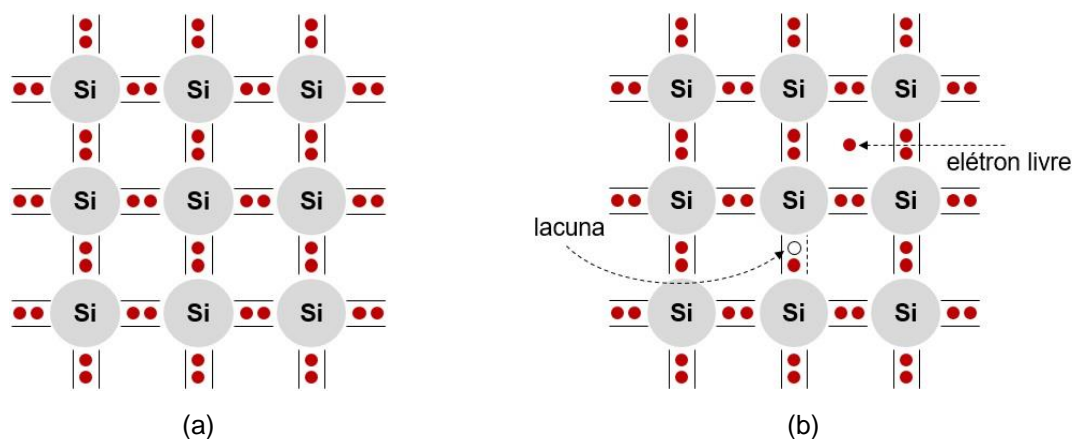


Figura 2.1. Silício cristalino intrínseco: (a) antes e (b) após a excitação que origina o par elétron-lacuna. Fonte: Adaptado de Neamen (2011).

Sob outra perspectiva, a incorporação de elementos químicos trivalentes, como o boro ou alumínio, os quais são definidos como impurezas aceitadoras, formam três ligações químicas com os átomos de silício adjacentes. A falta da quarta carga elétrica negativa de valência ocasiona uma ligação pendente, promovendo a presença de uma lacuna. Assim, o material é designado como do tipo p, sendo as lacunas os portadores de carga majoritários. Ainda que em pequenas quantidades, a introdução desses dois tipos de impurezas (doadoras ou aceitadoras) altera as propriedades elétricas do semiconductor intrínseco (Green, 1982; Mishra; Singh, 2008; Luque; Hegedus, 2011). A Figura 2.2 mostra um esquema do silício dopado com fósforo (Figura 2.2-a) e boro (Figura 2.2-b).

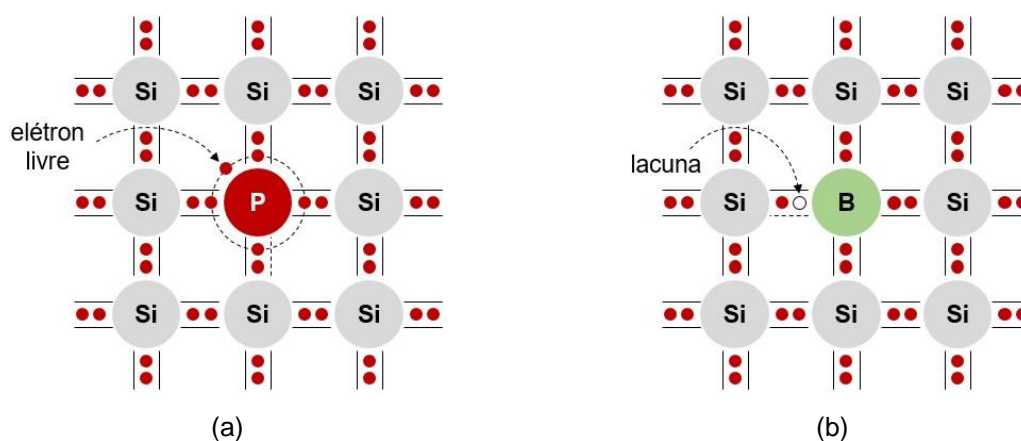


Figura 2.2. Silício dopado com (a) fósforo e (b) com boro. Fonte: Adaptado de Neamen (2011).

Em razão da maturidade tecnológica quanto à conversão da energia solar em energia elétrica e abundância na natureza, o silício tornou-se o principal elemento para a fabricação de células solares. A tecnologia de dispositivos fotovoltaicos, possuindo uma única junção, baseada em lâminas de silício cristalino detém 95% do mercado fotovoltaico mundial (Fang *et al.*, 2020; Chowdhury *et al.*, 2020; Ingenito *et al.* 2023).

2.2. Funcionamento das Células Solares

O efeito fotovoltaico é um fenômeno físico que, pela exposição de determinados dispositivos de material semicondutor à radiação solar, promove a geração de tensão elétrica e corrente elétrica. A primeira documentação técnica dessa ocorrência data de 1839, efetuada por Alexandre E. Becquerel quando esse realizava estudos com eletrodos submersos em solução eletrolítica e expostos à luz. Posteriormente, foi detectado por outros cientistas em materiais sólidos (Green, 1982; Huen; Daoud, 2017).

Quando há incidência de fótons com energia igual ou superior à energia da banda proibida do elemento, há excitação de elétrons e a transição dessas cargas negativas da banda de valência para a de condução. Na posição de origem do elétron passará a existir uma lacuna e isso contribuirá para a corrente elétrica em um dispositivo. Com base nesse fenômeno, células solares são capazes de converter a energia solar em energia elétrica (Huen; Daoud, 2017).

As células solares convencionais apresentam uma única junção pn (Huen; Daoud, 2017). Apresentada no diagrama da Figura 2.3, a junção pn é a mudança de uma região tipo p para outra do tipo n ou vice-versa. Entre as duas regiões se estabelece a zona de carga espacial, onde se forma um campo elétrico (ϵ) que separa os elétrons e lacunas fotogerados no semicondutor. Do fato decorre uma tensão elétrica no dispositivo (Luque; Hegedus, 2011). Especificamente, nas regiões tipo p e tipo n verificam-se assimetrias no número de portadores de cargas. Cargas elétricas negativas movem-se do lado tipo n para o tipo p, enquanto as positivas movimentam-se no sentido inverso, o que origina a zona de carga espacial (Neamen, 2011; Huen; Daoud, 2017).

A densidade de cargas elétricas na zona de carga espacial forma o campo elétrico na região. Isso torna a junção pn responsável pela tensão elétrica na célula solar (Neamen, 2011). Os pares elétron-lacuna fotogerados, ao se difundirem em

direção à junção pn, serão separados pela ação do campo elétrico. Na medida em que as lacunas se movem no sentido positivo do campo elétrico, os elétrons avançam no sentido negativo. Os elétrons, em um circuito externo à célula solar, produzirão a corrente elétrica (Huen; Daoud, 2017).

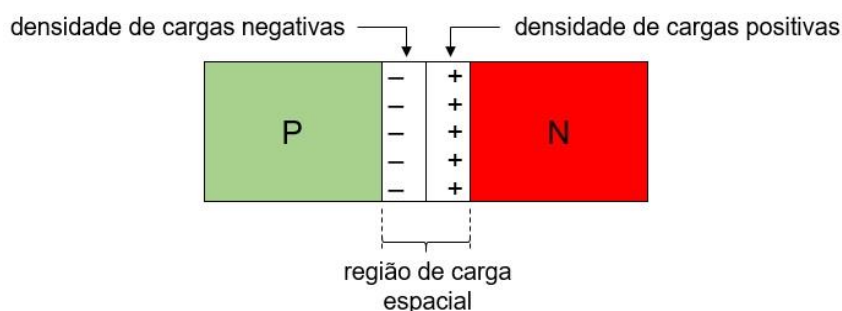


Figura 2.3. Diagrama da junção pn em uma lâmina de silício cristalino, onde estão apresentadas as regiões tipo p, tipo n e a zona de carga espacial. Fonte: Adaptado de Neamen (2011).

2.3. Estrutura n^+pp^+ e p^+nn^+

Dentre as estruturas de células solares de silício cristalino, a mais elementar é produzida em substratos tipo p ou tipo n, formando as estruturas n^+pp^+ e a p^+nn^+ (Reinders *et al.*, 2017). Dispositivos fotovoltaicos base p têm a junção pn formada pela difusão de fósforo em uma das faces da lâmina de silício, o que forma a região altamente dopada n^+ (emissor). Com isso, ocorre um desequilíbrio na quantidade dos portadores de carga elétrica, predominando um número elevado de portadores de carga negativa na região do emissor e de lacunas na estrutura cristalina da base. Utilizando o boro para dopar a face oposta, a impureza forma a região altamente dopada p^+ , denominada de campo retrodifusor (*back surface field*, BSF). A finalidade do campo retrodifusor é refletir os portadores de carga minoritários, proporcionando a esses um tempo de vida maior e aumentando a probabilidade de serem coletados pelo campo elétrico na junção. Assim, esses dispositivos fotovoltaicos possuem a estrutura n^+pp^+ (Green, 1982).

Alterando-se a base da célula solar para uma lâmina de silício cristalino tipo n, estudada no desenvolvimento desse trabalho, o dispositivo fotovoltaico assume nova configuração. As regiões altamente dopadas p^+ e n^+ são, respectivamente, o emissor e o BSF. Nesse caso, a célula solar apresenta a estrutura p^+nn^+ . O campo retrodifusor tem como propósito, além do supracitado, aumentar a tensão de circuito aberto e a corrente elétrica da célula solar. Atua diminuindo a velocidade de recombinação dos

portadores de carga minoritários naquela face, afastada da junção pn (Green, 1982; Luque; Hegedus, 2011).

2.4. Processo Básico de Produção

Em um processo industrial para a fabricação de células solares em lâminas de silício cristalino, as seguintes etapas são necessárias: texturação de superfície, limpezas químicas, diferentes etapas de difusão de dopantes em alta temperatura, passivação de superfície e/ou deposição de filme antirreflexo (filme AR) e metalização (Reinders *et al.*, 2017). O diagrama apresentado na Figura 2.4 mostra as principais etapas do processo.

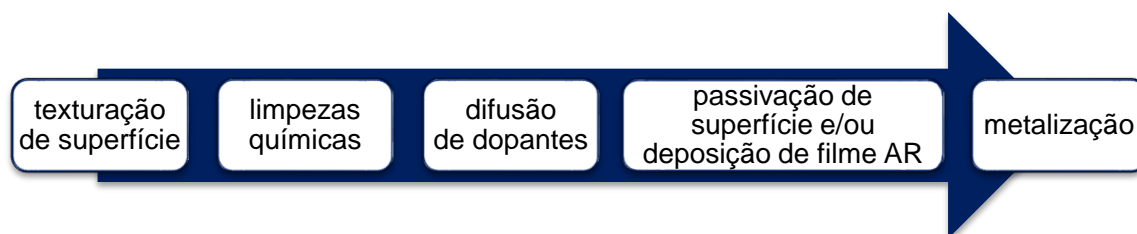


Figura 2.4. Diagrama com as principais etapas de fabricação de células solares de silício cristalino.

2.4.1. Texturação de Superfície

Quando há incidência de radiação eletromagnética sobre a superfície de um determinado material, verificam-se duas condições: uma fração desse espectro é refletida de volta para o meio no qual se propagava, enquanto a outra é refratada, passando a ser absorvida ou transmitida pelo interior da matéria. A refletância, ou seja, a razão entre a energia incidente e a fração refletida do espectro eletromagnético, ocasionada pelo plano da região de interação, é elevada para o silício cristalino. Na interface do ar com o semicondutor, a refletância é da ordem de 33%, o que representa uma perda óptica elevada e reduz a eficiência da célula solar. Esse fenômeno pode ser atenuado, até valores próximos a 11%, com o processo de texturação de superfície (Green, 1982).

A texturação de superfície das lâminas de silício é uma técnica padrão na fabricação de células solares, em que o procedimento pode ser realizado por distintos métodos. Entre os mais comuns está o uso de soluções contendo hidróxido de potássio ou hidróxido de sódio, álcool isopropílico e água deionizada (Jiang *et al.*, 2015).

O ataque químico anisotrópico ocorre de forma mais rápida na direção dos planos cristalográficos $\{100\}$. Com isso, os planos com orientação $\{111\}$ ficam expostos, formando micropirâmides de base quadrada. A presença do álcool isopropílico na solução torna-se indispensável, pois permite uma formação uniforme das micropirâmides nas superfícies do substrato (Gangopadhyay *et al.*, 2006).

O procedimento propõe-se a alcançar dois objetivos. O primeiro tem a finalidade de remover danos ocasionados no processo de corte mecânico das lâminas no lingote de silício. O segundo é diminuir a refletância do semiconductor, onde a topografia da superfície combinada com o futuro revestimento por um filme antirreflexo aumenta o confinamento da radiação solar (Luque; Hegedus, 2011; Ho *et al.*, 2018).

A reação química do processo de texturação inicia com a oxidação do silício, formação de um sal solúvel na sequência e, finalizando, com a decomposição molecular da água (Neuhaus; Münzer, 2007). O diagrama da Figura 2.5 ilustra a reflexão e refração dos raios solares incidentes na superfície texturada.

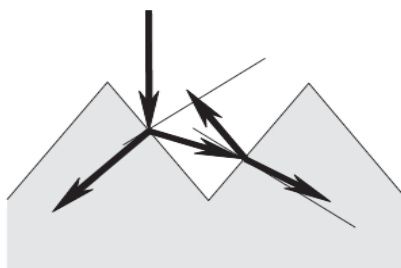


Figura 2.5. Diagrama da reflexão e refração do raio solar incidente na superfície texturada. Fonte: Luque e Hegedus (2011).

2.4.2. Limpezas Químicas

Com exceção dos elementos dopantes, a existência de outras impurezas junto às superfícies das lâminas é algo indesejável. Oriunda de diferentes fontes, como, por exemplo, do corte mecânico das lâminas no lingote de silício cristalino e procedimento para texturação de superfícies, a remoção dessas impurezas contaminantes realiza-se por intermédio de limpezas químicas (Kern, 1993).

Para o processamento de células solares é utilizada a limpeza química RCA, concebida na década de 1970 pela empresa *Radio Corporation of America*, EUA. Um agente oxidante presente em sua formulação reage com os átomos nas superfícies do substrato. A captura das impurezas, que incluem íons metálicos reativos, processa-

se com a formação de óxidos, onde, como elemento de oxidação, o peróxido de hidrogênio integra a solução química para a limpeza (Kern, 1993).

O procedimento de limpeza de superfície, por meio do ataque em solução ácida, inclui a solubilização de compostos químicos em soluções de ácido clorídrico e de ácido fluorídrico. Esse tratamento remove impurezas residuais, tais como óxidos e silicatos (Luque; Hegedus, 2011).

A limpeza química RCA é padronizada para semicondutores e realizada em duas partes: RCA1 (água deionizada, hidróxido de amônio e peróxido de hidrogênio – $H_2O_{DI}:NH_4OH:H_2O_2$ – na proporção 5:1:1), destinada a remover material orgânico e alguns poucos metais como cobre, prata, níquel e cádmio; e RCA2 (água deionizada, ácido clorídrico e peróxido de hidrogênio – $H_2O_{DI}:HCl:H_2O_2$ – na proporção 5:1:1), indicada para eliminação de metais. Possuem como principais características: são efetivas em baixas temperaturas e não ocasionam danos à lâmina de silício. A fabricação de dispositivos semicondutores possui como padrão, na maioria de seus processos, a solução química RCA2. As lâminas de silício, no tempo de 10 minutos, são imersas na solução, mantida em temperatura entre 70 °C e 80 °C, condições necessárias para que ocorram as reações de limpeza (Kern, 1993).

2.4.3. Difusão de Dopantes

A difusão de dopantes caracteriza-se por ser realizada em etapa térmica com temperatura superior a 700 – 800 °C. Trata-se de um fenômeno físico-químico em que, do ponto de vista microscópico, há transferência de átomos específicos da fonte (líquida, sólida ou gasosa) para o substrato (Neamen, 2011; Reinders *et al.*, 2017). A inserção dessas impurezas, a partir da superfície do sólido, ocorre até uma determinada profundidade na estrutura cristalina do semicondutor (Neamen, 2011). Na produção de células solares de silício cristalino, realiza-se o procedimento em fornos de tubo de quartzo, em alta temperatura, com quantidades controladas dos elementos químicos dopantes e gerenciamento da temperatura e do tempo de processo (Reinders *et al.*, 2017).

Como tecnologia orientada à difusão de dopantes, os fornos de tubo de quartzo para processos em alta temperatura dominam o mercado (Lohmüller *et al.*, 2018). O sistema do forno é constituído de três partes principais: i. tubo de quartzo e resistências elétricas como elementos de aquecimento; ii. armário de gases e sistema

de controle para entrada e saída de gases; e iii. unidade geral de controle (Garcia, 2009). À medida que o fluxo de gases ocorre em uma extremidade do tubo, a entrada e saída das lâminas no interior da câmara de processamento realizam-se pelo outro extremo (Luque; Hegedus, 2011). A Figura 2.6 exibe um diagrama com o corte longitudinal do tubo de quartzo, as lâminas posicionadas em seu interior, as resistências elétricas para aquecimento e a entrada do fluxo de gases.

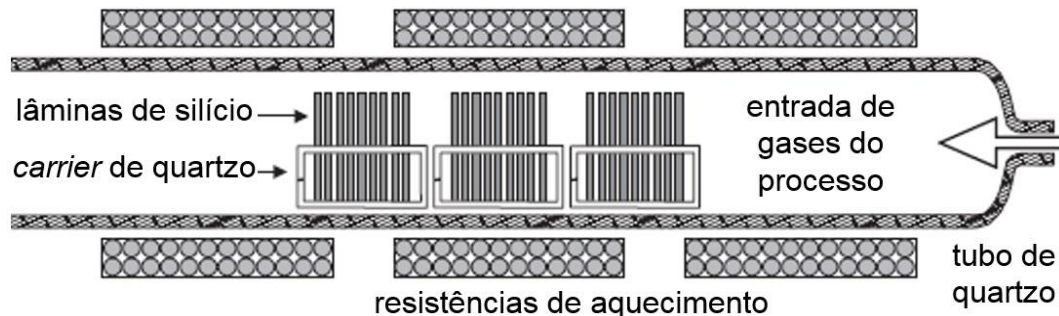


Figura 2.6. Diagrama do forno com tubo de quartzo, mostrando as lâminas de silício em seu interior, o suporte de quartzo para as lâminas e as resistências para aquecimento bem como a entrada de gases do processo. Fonte: Luque e Hegedus (2011).

A fonte do dopante ocasiona um gradiente de concentração $C(x,t)$ do elemento desde a superfície do substrato e o processo de difusão realiza-se obedecendo à lei de Fick expressa na Eq. 2.1. Essa equação especifica o fluxo da difusão (J), que é a taxa de transferência de massa da impureza dopante, proporcional ao gradiente de concentração do elemento que se difunde no substrato. O deslocamento ocorre na direção x , perpendicular à superfície por unidade de área e de tempo (t). A constante de proporcionalidade D é o coeficiente de difusão (Grundmann, 2016; Reinders *et al.*, 2017).

$$J = -D \frac{\partial C(x, t)}{\partial x} \quad (2.1)$$

A difusão de dopantes envolve dois mecanismos, sendo um substitucional e o outro intersticial. O primeiro requer a substituição de um átomo da rede cristalina do substrato por um elemento da impureza, ou esse elemento assume um ponto com uma localização vacante pré-existente na estrutura. O segundo meio de difusão caracteriza-se por ser um mecanismo onde átomos de impureza, cujas dimensões são oportunas para isso, migram de um espaço intersticial para outro que esteja vazio no arranjo do cristal (Reinders *et al.*, 2017).

Os átomos de boro e fósforo, impurezas dopantes utilizadas no processo de fabricação de células solares, difundem-se pelo processo substitucional na rede cristalina de silício (Reinders *et al.*, 2017). No que se refere à fonte, para o primeiro apresenta-se o diborano, nitreto de boro e tribrometo de boro como exemplos, respectivamente, de fonte gasosa, sólida e líquida (Singha; Solanki, 2017). Para a difusão de fósforo, utiliza-se o oxiclreto de fósforo, como fonte líquida, e a fosfina, como fonte gasosa (Luque; Hegedus, 2011). Logo, com a difusão desses elementos, a condutividade elétrica do semicondutor é afetada pelo desequilíbrio no número dos portadores de carga minoritários e majoritários (Grundmann, 2016).

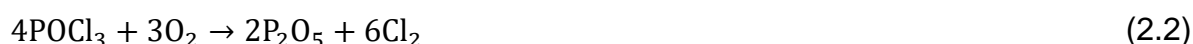
A técnica de deposição de dopantes denominada de *spin-on* é usual na fabricação de células solares. Consiste em um método de formação de uma camada na superfície da lâmina de silício com um sistema de rotação. Utiliza-se o equipamento chamado de *spinner* onde se posiciona o substrato numa base giratória. Sobre uma face, deposita-se o líquido contendo a impureza dopante (doadora ou aceitadora). Então, a base é posta a girar e, em razão do elevado número de revoluções, o composto químico se espalha de forma uniforme sobre a superfície, formando uma película ao longo de sua extensão. A espessura da camada, após evaporação do solvente em estufa, é da ordem de nanômetros a micrômetros e depende da viscosidade da fonte e determinados parâmetros ao qual o substrato foi submetido, tais como aceleração angular e velocidade angular final. A metodologia é amplamente utilizada na indústria de componentes eletrônicos e apresenta como vantagens: fácil aplicação devido à simplicidade, obtenção de um revestimento superficial fino e uniforme e baixo custo (Lizey; Kingsley; Buckley, 2009).

A fonte líquida contendo boro, previamente depositada por *spin-on*, permite a formação de um silicato de boro sobre a superfície da lâmina de silício, após o processamento em alta temperatura. A partir do silicato, e temperatura na faixa de 900 °C a 1.000 °C, nos fornos de difusão ocorre a difusão do dopante na rede cristalina (Meier *et al.*, 2017; Yan *et al.*, 2019).

O processo de difusão de fósforo utilizando oxiclreto de fósforo requer o uso dos gases nitrogênio e oxigênio circulando pelo sistema do forno. O primeiro atua como gás de arraste. Ao passar pelo recipiente contendo a fonte líquida do dopante, transporta as moléculas do composto para o interior do tubo de quartzo em alta temperatura (Garcia, 2016). Com isso, há a formação de uma atmosfera saturada de POCl_3 em torno das lâminas de silício. O segundo gás é fornecido ao meio para reagir

com o precursor, atuando na reação química de decomposição da molécula de POCl_3 (Luque; Hegedus, 2011; Meier *et al.*, 2017; Yan *et al.*, 2019).

A difusão de fósforo requer temperaturas mais baixas do que a de boro, situando-se na faixa de 800 °C a 900 °C. Na câmara de processamento, oxigênio reage com oxiclreto de fósforo, resultando nas moléculas de pentóxido de fósforo, as quais se depositam na superfície da lâmina, e liberação de cloro, como explica a Reação 2.2 (Li *et al.*, 2017; Meier *et al.*, 2017; Yan *et al.*, 2019).



A redução da molécula de pentóxido de fósforo em contato com o semicondutor resulta em dióxido de silício e fósforo, de acordo com a Reação 2.3. A partir desse momento, verifica-se a difusão de fósforo na estrutura do silício (Li *et al.*, 2017; Meier *et al.*, 2017; Yan *et al.*, 2019).



No procedimento convencional para fabricação das células solares da família PERC, submete-se o substrato de silício a duas etapas térmicas separadas. Uma é destinada à formação da região altamente dopada p^+ em uma face da lâmina de silício e, em outra etapa, realiza-se a difusão do dopante tipo n na outra face. Em uma metodologia alternativa, dentro de algumas abordagens diferentes, o emissor e o campo retrodifusor podem ser formados em um único processo térmico. Nessa perspectiva resultam combinações distintas, como o tipo de fonte utilizada para o dopante e/ou pré-deposição de silicatos sobre as superfícies das lâminas de silício (Rothhardt *et al.*, 2014; Tanvir *et al.*, 2015; Huyeng *et al.*, 2017; Meier *et al.*, 2017).

2.4.4. Passivação de Superfície

Os pares elétron-lacuna, uma vez fotogerados, tendem a se recombinar por meio de determinados processos. Esses levam ao decréscimo nas concentrações das cargas elétricas negativas e positivas, reduzindo o número dos portadores de carga minoritários até atingir os valores de equilíbrio na situação no escuro. Os processos

intrínsecos de recombinação dos portadores de carga minoritários, que abrange o radioativo e Auger, são inerentes às propriedades do material. Defeitos devidos a impurezas presentes na rede cristalina do semiconductor e irregularidades de seus planos cristalográficos, associados às recombinações *Shockley-Read-Hall* (SRH) e de superfície, caracterizam os processos extrínsecos. No diagrama da Figura 2.7-a, Figura 2.7-b e Figura 2.7-c representam-se os processos de recombinação radioativa, Auger e SRH.

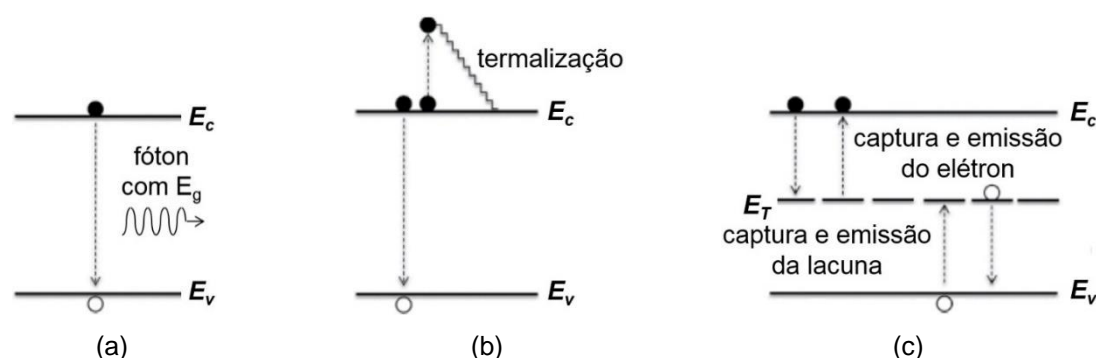


Figura 2.7. Diagrama dos processos de recombinação elétron-lacuna: (a) radioativa, (b) Auger e (c) *Shockley-Read-Hall*. Fonte: Reinders (2017).

A qualidade da passivação da superfície depende dos materiais empregados, assim como do método de processamento (Kerr; Cuevas, 2002). Tais mecanismos de recombinação impossibilitam a coleta dos portadores de carga e contribuem com perdas significativas nos parâmetros elétricos da célula solar (Green, 1982).

Na recombinação radioativa, também denominada recombinação banda a banda, um elétron excitado encontra-se em um estado energético dentro da banda de condução. Ao decair para um estado energético vazio na banda de valência, condição de equilíbrio térmico, há emissão de energia equivalente à diferença de energia entre os dois estados (Green, 1982; Grundmann, 2016; Reinders *et al.*, 2017).

O segundo modo de recombinação, o processo Auger, envolve duas cargas negativas e uma positiva. Um elétron dentro da banda de condução, onde está em um estado energético mais elevado, decai para a banda de valência e recombina-se com uma lacuna. Nesse retorno, transmite sua energia à outra partícula negativa localizada na banda em que se encontrava, e emite fônons na rede cristalina do semiconductor (Green, 1982; Grundmann, 2016; Reinders *et al.*, 2017).

Defeitos que possam existir na estrutura cristalina do semiconductor, tal como a presença de impurezas, viabilizam a existência de estados de energia dentro da

banda proibida. O processo de recombinação SRH que aqui ocorre, se efetua em duas etapas. Um elétron (ou lacuna), em um primeiro momento, salta da banda de condução para o nível de energia dentro da banda proibida. Em um segundo instante, esse portador de carga salta para a banda de valência (Green, 1982; Grundmann, 2016; Reinders *et al.*, 2017).

Em termos da rede cristalina, as superfícies das lâminas de silício são regiões críticas. Verifica-se uma interrupção súbita no arranjo periódico dos átomos da rede e ligações químicas incompletas. Portanto, há um corte na estrutura de bandas dos elementos e ocasiona a existência de estados de energia dentro da banda proibida. À vista disso, processa-se um elevado número de recombinações dos portadores de carga minoritários na região. Essa ocorrência afeta diretamente grandezas como a eficiência quântica e corrente de saturação no escuro. A velocidade de recombinação dos portadores de carga minoritários na superfície (V_R) é representada pela Eq. 2.4. Então, a passivação torna-se uma etapa crucial e importante na fabricação de células solares (Markvart; Castañer, 2006; Grundmann, 2016; Bonilla *et al.*, 2017).

$$V_R = \frac{1}{\Delta n_d} \cdot \frac{n_s \cdot n_p - n_i^2}{\frac{n_s - n_p}{S_{p0}} + \frac{p_s - n_i}{S_{n0}}} \quad (2.4)$$

Na Equação 2.4, os parâmetros n_s e p_s representam, respectivamente, a concentração de elétrons e de lacunas que se encontram de forma permanente na superfície; o excesso de concentração de portadores de carga minoritários está retratado por Δn_d ; a concentração intrínseca de portadores de carga fica descrita por n_i e, por último, S_{n0} e S_{p0} descrevem, nessa ordem, as taxas de recombinação de elétrons e lacunas na superfície (Bonilla *et al.*, 2017).

Como consequência desses mecanismos de recombinação, os portadores de carga minoritários têm seu tempo de vida (τ) reduzido, implicando em uma diminuição considerável de sua concentração no semiconductor (Rahman; Khan, 2012). O tempo de vida efetivo (τ_{ef}) dos portadores de carga minoritários é expresso pela Eq. 2.5 (Reinders *et al.*, 2017).

$$\frac{1}{\tau_{ef}} = \left[\frac{1}{\tau_{rad}} + \frac{1}{\tau_{aug}} + \frac{1}{\tau_{SRH}} \right] + \frac{1}{\tau_s} \quad (2.5)$$

Onde o tempo de vida devido à recombinação radioativa (τ_{rad}), Auger (τ_{aug}) e SRH (τ_{SRH}) ocorrem no volume do substrato e τ_s representa a recombinação na superfície.

Há duas rotas distintas possíveis de serem seguidas para a diminuir essas recombinações na superfície: 1) efetua-se a redução no número de portadores de carga minoritários na interface (parâmetros S_{n0} e S_{p0}) e 2) diminui-se a probabilidade de captura desses, completando as ligações químicas pendentes na superfície do substrato. Nesse último caso, usam-se materiais dielétricos, identificados como componente químico de passivação, revestindo as superfícies com filmes finos. Presente nesse revestimento, uma densidade de cargas elétricas fixas (Q_f) na interface do filme dielétrico e o semiconductor, contribui para a redução no número de portadores de carga minoritários na superfície. Essas cargas elétricas produzem um campo elétrico na interface (Bonilla *et al.*, 2017; Xu *et al.*, 2021).

Outra maneira de reduzir os parâmetros n_s e p_s é realizar a difusão de um dopante na região a partir da superfície do substrato. A difusão de dopantes, seja de mesma valência ou diferente da impureza contida na base, promoverá um gradiente de alta concentração desse elemento. Fato, esse, que motivará a existência de um campo elétrico (Bonilla *et al.*, 2017).

A passivação da superfície das lâminas de silício torna-se uma etapa necessária e indispensável no processo de fabricação de células solares. Possibilita que os dispositivos fotovoltaicos atinjam alta eficiência (Zhuang *et al.*, 2019), pois, em função de sua qualidade, influencia no tempo de vida efetivo dos portadores de carga minoritários no semiconductor (Lee *et al.*, 2018). O crescimento de filmes finos dielétricos sobre as faces do substrato pode ocorrer por distintas técnicas, como por deposição química em fase vapor aprimorada por plasma (*plasma enhanced chemical vapor deposition*, PECVD), deposição química em fase vapor a pressão atmosférica (*atmospheric pressure chemical vapor deposition*, APCVD) ou crescimento em alta temperatura (Catchpole; Blakers, 2002; Guerrero-Lemus *et al.*, 2016; Bonilla *et al.*, 2017).

Uma variedade de materiais dielétricos, formando camadas finas com espessuras na ordem de dezenas de nanômetros, é utilizada na passivação da superfície. Óxido de silício crescido termicamente, nitreto de silício, dióxido de titânio, óxido de alumínio (Xu *et al.*, 2021) e óxidos condutores transparentes estão entre os filmes mais estudados, possuindo vasto uso na fabricação de células solares de silício.

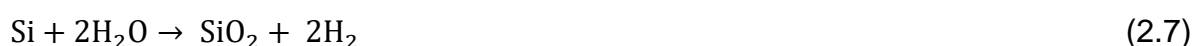
Integra-se a esse campo de pesquisa, filmes finos compostos por nitreto de silício amorfo hidrogenado ($a\text{-SiN}_x\text{:H}$), silício amorfo ($a\text{-Si}$), entre outros (Yadav *et al.*, 2018; Cuevas *et al.*, 2018; Zanesco *et al.*, 2018^a; Sahu *et al.*, 2022).

2.4.4.1. Óxido de Silício

Na forma cristalina, o silício apresenta uma estrutura estável e com ligações químicas tetravalentes entre seus átomos. Possui alta afinidade eletrônica com o oxigênio, o que proporciona a formação natural de óxidos em suas superfícies. O semiconductor também pode se combinar facilmente com outros elementos, formando silicatos. Essas camadas que crescem na superfície do silício atuam como uma barreira na interface do material com o ar e o revestimento de óxido protege o material contra novas oxidações (Luque; Hegedus, 2011).

O óxido de silício apresenta-se como um dos filmes dielétricos mais promissores para passivação de células solares. Tanto para superfície texturada tipo p quanto tipo n, o crescimento do óxido de silício permite completar as ligações químicas pendentes de forma eficiente, reduzindo a velocidade de recombinação dos portadores de carga minoritários. O filme dielétrico pode ser formado por deposição em fase líquida (*liquid phase deposition*, LPD), deposição por camadas atômicas (*atomic layer deposition*, ALD) e oxidação térmica, entre outros processos (Zhuang *et al.*, 2019).

Os elementos de passivação integrantes do filme dielétrico formam ligações químicas covalentes com os átomos do semiconductor (Cuevas *et al.*, 2018). A técnica padrão é a oxidação seca, que se realiza por meio de etapa térmica e em forno de tubo de quartzo com a temperatura na faixa de 800 °C a 1.200 °C. O procedimento requer que as lâminas de silício cristalino, ao longo de um intervalo de tempo, sejam expostas a uma atmosfera rica em oxigênio de alta pureza. Esse processo está descrito pela Eq. 2.6. Pode ser efetuada também a oxidação úmida. Contudo, essa demanda água em estado de vapor fluindo ao longo do tubo de quartzo. Neste caso, as reações químicas estão caracterizadas na Eq. 2.7 (Aberle, 1999; Aberle 2000).



A espessura do óxido de silício está vinculada à combinação dos fatores temperatura e tempo ao qual o substrato foi submetido na etapa de oxidação. Uma vez crescido o revestimento sobre a superfície, quatro parâmetros importantes ficam discriminados na interface entre silício e o óxido. São eles: i. a densidade de cargas fixas presentes no filme, que, para esse, são cargas positivas cuja localização está nas imediações da interface Si/SiO₂; ii. cargas móveis presentes no óxido, as quais devem ser evitadas, cuja procedência pode estar ligada a íons alcalinos; iii. a concentração de estados de energia de interface existentes dentro da banda proibida, circunstância que irá causar perdas por meio de recombinações; e iv. a densidade de carga correlacionada aos estados de interface efetivos dentro da banda proibida do silício (Aberle, 1999).

Na região de interação Si/SiO₂, os átomos de oxigênio, ao completarem as ligações pendentes do semiconductor, limitam os estados de captura dos portadores de carga minoritários ocasionados por defeitos de interface (Xu *et al.*, 2021). Como filme de passivação, em relação à superfície p⁺, um óxido de silício crescido sobre a superfície n⁺ torna-se mais eficiente quanto à redução de recombinação dos portadores de carga minoritários. Isso se deve ao fato de que na região p⁺ os portadores minoritários são os elétrons e a seção de captura por impurezas/defeitos desses portadores é maior do que a de lacunas (Moehlecke *et al.*, 1998; Nadal, 2000; Lopes, 2013).

2.4.4.2. Nitreto de Silício

O nitreto de silício, como filme dielétrico passivador, em seu crescimento pode promover uma densidade de carga elétrica positiva fixa na sua interface com o silício cristalino. A presença dessas cargas produz um campo elétrico na interface. Para uma região tipo n, o campo elétrico repele as lacunas presentes na superfície. Isso viabiliza um aumento no tempo de vida dessas cargas no volume da lâmina de silício. Com tal característica, torna-se um material adequado para passivar superfícies altamente dopadas n⁺ (Aberle, 2000).

O nitreto de silício hidrogenado possui alta eficiência como revestimento de passivação, além da capacidade de atuar como filme antirreflexo. A presença de hidrogênio no filme assume duas funções: completar as ligações pendentes na superfície do semiconductor e estabelecer uma densidade de cargas positivas fixas na

camada passivadora. Essas cargas positivas diminuem a densidade de lacunas presentes próximas à superfície do silício tipo n (Kim *et al.*, 2019; Liu *et al.*, 2020).

2.4.4.3. *Dióxido de Titânio*

Devido a algumas propriedades de significativa relevância, o dióxido de titânio encontra aplicabilidade na fabricação de células solares. Na faixa do espectro visível da radiação solar, citam-se como principais características a sua baixa absorção, transparência ao espectro visível e infravermelho próximo e alto índice de refração. Tais particularidades permitem que esse composto binário, revestindo as superfícies das lâminas de silício com uma camada na ordem de nanômetros, seja adotado como filme antirreflexo. A radiação solar incidente sobre essa película tem sua reflexão reduzida, acarretando uma maior transmissão através do filme, e, como consequência, um percentual maior chegará no volume do dispositivo e contribuirá para que esse tenha uma maior eficiência (Thomson; Mcintosh, 2012), à medida que o SiO₂ exibe acentuada transmissão da radiação eletromagnética e baixíssimo índice de refração (Zambrano *et al.*, 2021).

2.4.4.4. *Óxido de Alumínio*

Ao ser utilizado como material de passivação, o óxido de alumínio introduz uma elevada concentração de cargas negativas fixas na interface com o substrato. O sentido do campo elétrico produzido por essas cargas é do semicondutor para o filme passivador. Com isso, o óxido de alumínio demonstra os melhores resultados quando sobreposto a regiões altamente dopadas p⁺. Há, então, uma redução quanto ao número de portadores de carga minoritários (elétrons) superficiais presentes em tal região (Schmidt *et al.*, 2012; Saynova *et al.*, 2013; Lu *et al.*, 2017).

2.4.4.5. *Óxidos Transparentes Condutores*

Em razão de determinadas propriedades, os óxidos condutores transparentes (*transparent conductive oxide*, TCO) dispõem de algumas aplicações importantes em termos de dispositivos eletrônicos. Na qualidade de filmes finos, são empregados como eletrodos transparentes em dispositivos eletroluminescentes, sensores de gás

e células solares, por exemplo. Quanto às suas características ópticas, manifestam-se como sendo altamente transparentes ao espectro visível e infravermelho próximo da radiação solar, com energia da banda proibida superior a 3,3 eV. Referente à condutividade elétrica, o valor é da ordem de $1 \times 10^4 \text{ } (\Omega \cdot \text{cm})^{-1}$ (Hosono; Ueda, 2017). Como consequência da presença de oxigênio na sua composição, os TCOs possuem elevada concentração de elétrons e, em sua maioria, classificam-se como tipo n (Cruz *et al.*, 2017).

No que tange a dispositivos fotovoltaicos de heterojunção, esses filmes finos são aplicados para a formação do contato frontal (Clatot *et al.*, 2011; Cruz *et al.*, 2017). Não obstante, os óxidos condutores transparentes se encontram em estudo quanto a sua aplicação como filmes de passivação para a superfície de células solares de silício cristalino de junção pn única (Zanescio *et al.*, 2018^a).

2.4.5. Filme Antirreflexo

A eficiência da célula solar pode ser afetada pela simples refletância da radiação solar incidente em sua superfície. O fenômeno condiciona a redução na quantidade de fótons alcançando o semicondutor da base. Para minimizar essas perdas ópticas e aumentar a capacidade de absorção, além do processo de texturação, realiza-se o revestimento das superfícies utilizando um filme antirreflexo (filme AR) desenvolvido com material dielétrico (Wang *et al.*, 2018).

Formados por camada única ou múltiplas camadas com a combinação de diferentes materiais, os filmes AR são projetados respaldando-se no fenômeno da interferência destrutiva de ondas eletromagnéticas, considerando o índice de refração de cada material, assim como a sua espessura. Em células solares, camadas combinadas como o dióxido de titânio sobreposto ao óxido de silício ($\text{TiO}_2/\text{SiO}_2$) encontram grande aplicabilidade e campo de estudos (Zambrano *et al.*, 2021). O crescimento pode ser efetuado por distintas técnicas, como, por exemplo, PECVD (Swatowska *et al.*, 2011), deposição de solução química, deposição física de vapor e pulverização catódica por radiofrequência (Zambrano *et al.*, 2021).

Alguns materiais usados para formar o filme AR também realizam a passivação das superfícies. Por exemplo, o nitreto de silício hidrogenado crescido pela técnica de PECVD tem grande aplicação na indústria fotovoltaica. Esse filme dielétrico pode

atingir um elevado índice de refração e, simultaneamente, apresenta ótimas propriedades de passivação e produção em alta escala (Markvart; Castañer, 2006).

2.4.6. Metalização e Isolamento das Bordas

Uma vez que células solares são dispositivos capazes de produzir energia elétrica por meio do efeito fotovoltaico, as cargas elétricas fotogeradas necessitam ser coletadas. Para tanto, malhas metálicas são depositadas sobre as superfícies dos dispositivos. O processo de metalização por meio de serigrafia resulta em malhas metálicas com configuração conforme mostrado na Figura 2.8. Essa também é usada para a interconexão com as demais células solares na formação do módulo fotovoltaico (Neuhaus; Münzer, 2007; Ho *et al.*, 2020).

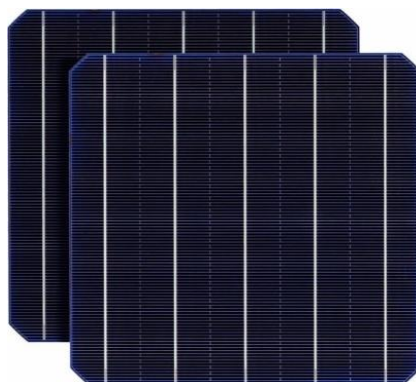


Figura 2.8. Malha metálica com cinco barras condutoras de uma célula solar produzida pela indústria. Fonte: Novergy (2022).

A técnica de serigrafia para impressão das malhas metálicas, típica na indústria de células solares, distingue-se por ter um custo relativamente baixo e ser de fácil aplicação (Reinders *et al.*, 2017). Consiste em posicionar a lâmina de silício na parte superior de uma plataforma, à qual se mantém presa por sistema de vácuo, e, sobre o conjunto, fixa-se uma máscara perfurada com o desenho da malha metálica. Coloca-se a pasta metálica sobre a tela e um rodo, sob certa pressão, realiza um movimento horizontal de modo a distribuí-la igualmente. Assim, promove-se a passagem da pasta metálica pela região porosa da máscara e deposita-se a mesma na superfície da lâmina (Luque; Hegedus, 2011). Esse método está ilustrado na Figura 2.9.

Uma vez que a malha metálica foi impressa, as lâminas de silício seguem para o forno de esteira. Ao longo da extensão do equipamento, lâmpadas de alta potência,

com emissão de radiação eletromagnética na faixa do visível e infravermelho, estabelecem três zonas com diferentes temperaturas. A primeira passagem do substrato por essas regiões tem como objetivo secar a pasta metálica, evaporando os solventes presentes, de modo a preservar o padrão impresso e evitar danos à malha. Na segunda passagem, com temperatura acima de 800 °C estabelece-se o contato da malha metálica com o material semiconductor (Luque; Hegedus, 2011).

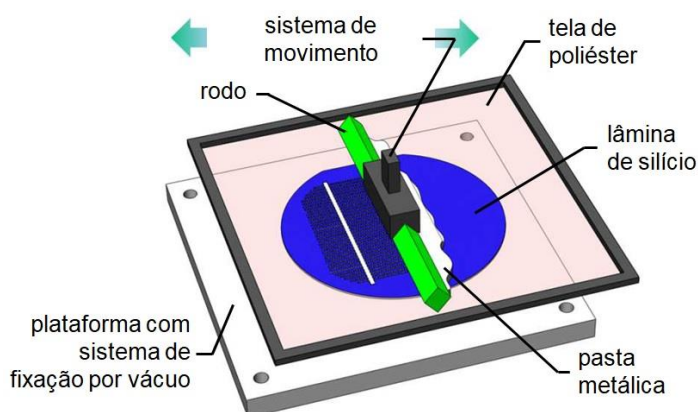


Figura 2.9. Representação do conjunto formado por plataforma, lâmina e tela, e distribuição da pasta metálica pelo rodo. Fonte: Garcia (2016).

Como a última etapa de fabricação e antecedendo sua caracterização, processa-se o isolamento das bordas das células solares. O método consiste no corte ou formação de sulco nos dispositivos fotovoltaicos em seu contorno e, para tanto, utiliza-se radiação *laser* em equipamento destinado a esse fim.

2.5. Técnicas de Caracterização da Célula Solar

Envolvendo distintas técnicas e equipamentos, a caracterização de células solares conduz a um conjunto de dados que permitem avaliar o dispositivo fotovoltaico. Por definição dessas características, também é possível ter um entendimento das causas que ocasionam determinado comportamento (Reinders *et al.*, 2017). Os principais parâmetros de caracterização são resultantes da curva da corrente elétrica em função da tensão elétrica (Curva I-V) e da resposta espectral. A eficiência de conversão (η) é outro parâmetro de análise e refere-se à razão entre energia elétrica máxima dos dispositivos e a irradiância incidente (Luque; Hegedus, 2021).

Além desses métodos, que serão discutidos nesse tópico, da mesma forma estão a refletância, eficiência quântica externa e interna, e a resistência de folha.

2.5.1. Resistência de Folha

A determinação da resistividade elétrica das lâminas de silício cristalino, após a submissão dessas à difusão térmica de dopantes, é realizada por meio da técnica chamada de quatro pontas. Com unidade expressa em ohms por quadrado (Ω/sq), a resistência de folha (R_{sq}) permite dimensionar o nível de dopagem do substrato. Desse modo, avalia-se a uniformidade da distribuição espacial do dopante no semiconductor (Perloff, 1977).

O método implica a utilização de uma sonda de quatro pontas, alinhadas e igualmente espaçadas entre si. Nessa configuração, ilustrada no diagrama da Figura 2.10, as pontes possuem atribuições distintas. À medida que uma corrente elétrica flui entre os eletrodos das extremidades, os dois eletrodos centrais assumem a função de medir a tensão elétrica resultante. Os valores obtidos fornecem informações quanto à concentração do dopante naquela região da lâmina de silício cristalino. Uma resistividade elétrica elevada implica em baixa concentração de impureza na região, enquanto uma alta dopagem resulta em baixos valores de resistividade (Perloff, 1977; Sze; NG, 2007).

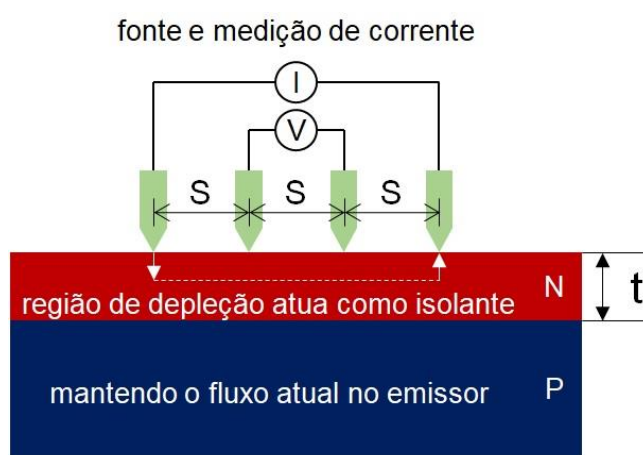


Figura 2.10. Diagrama do método de quatro pontas: S representa o espaçamento entre os eletrodos e t, a espessura da camada dopada do tipo n em um substrato tipo p. Fonte: Adaptado de Honsberg e Bowden (2013).

O cálculo da resistência de folha para uma lâmina fina fica determinado pela Eq. 2.8, adaptada de Sze e NG (2007). Na equação, os termos que aparecem são,

respectivamente, a resistência de folha, ao lado esquerdo da igualdade, e, ao lado direito, o fator de correção (FC), a tensão elétrica medida (V) e a corrente elétrica aplicada (I).

$$R_{sq} = FC \cdot \frac{V}{I} \quad (2.8)$$

2.5.2. Tempo de Vida dos Portadores de Carga Minoritários

O tempo de vida (τ) dos portadores de carga minoritários é um parâmetro que se refere ao tempo transcorrido entre o instante da formação do par elétron-lacuna no volume do semicondutor e o momento no qual se recombina. Sua medida permite extrair informações do substrato em três estágios diferentes: lâmina no pré-processamento de fabricação, após as etapas térmicas de difusão para desenvolvimento do campo retrodifusor e emissor, e após passivação de superfície (Markvart; Castañer, 2006). A mensuração desse parâmetro, posterior a um ciclo térmico, possibilita averiguar se o processo leva a melhorias ou à degradação do substrato.

2.5.3. Distribuição Bidimensional do Comprimento de Difusão dos Portadores de Carga Minoritários

O comprimento de difusão dos portadores de carga minoritários refere-se à distância média percorrida pelos portadores de carga minoritários, elétrons em um substrato tipo p e lacunas para o tipo n, no volume da célula solar. Inicia no momento em que o portador de carga minoritário é gerado até sua recombinação (Honsberg; Bowden, 2013). A forma como ocorre a distribuição dessa grandeza, assim como a refletância e a eficiência quântica, servem de orientação para avaliar o dispositivo.

Valores para o tempo de vida efetivo dos portadores de carga também podem ser obtidos por decaimento da fotocondutância detectado por micro-ondas (*microwave detected photoconductance decay*, μ -PCD). As medidas da grandeza são determinadas diretamente em função do tempo e apresentam um decaimento exponencial, de onde resulta um mapeamento de toda a lâmina de silício (Wilson *et al.*, 2011).

O princípio da técnica consiste em utilizar a reflexão de micro-ondas como parâmetro para a medição. Como protocolo de operação, radiação *laser* pulsada com um comprimento de onda específico incide sobre a superfície da amostra. Isso ocasiona alterações na condutividade elétrica σ do material. A refletância de micro-ondas em função da condutividade elétrica fica caracterizada pela razão entre as intensidades da fração da radiação refletida e da incidente (Drummond; Bhatia; Ruzyllo, 2013; Asada; Ichikawa; Kato, 2019).

2.5.4. Refletância e Espessura de Filmes Finos

A técnica de espectrofotometria permite explorar determinadas propriedades das amostras, tais como refletância, transmitância e absortância. Em vista disso, torna-se possível analisar efeitos de etapas do processo de fabricação, como por exemplo, a texturação e a deposição de filmes finos afetam o dispositivo fotovoltaico.

A elipsometria é uma técnica óptica e não destrutiva aplicada nas amostras baseada na medida da variação da polarização. Um feixe de radiação eletromagnética polarizado, ao incidir sobre uma superfície e ser refletido, sofre alterações no seu estado de polarização. É um procedimento que utiliza uma fonte de baixa potência de radiação eletromagnética, sem a demanda de um referencial para as medidas, cujo valor é absoluto, e por meio de equações matemáticas estimam-se os coeficientes físicos tais como a espessura e o índice de refração do filme fino (Gonçalves; Irene, 2002).

2.5.5. Resposta Espectral e Eficiência Quântica

Define-se resposta espectral $RE(\lambda)$ como sendo a razão entre a corrente elétrica gerada por uma célula solar (na situação de curto-circuito) e a potência da radiação solar incidente em um determinado comprimento de onda (λ). Apresentando o ampère por watt (A/W) como unidade, esse parâmetro relaciona-se com a eficiência quântica (EQ) do dispositivo fotovoltaico conforme indicado na Eq. 2.9. Os termos “q”, “h” e “c” que aparecem na Eq. 2.9 são, respectivamente, a carga elementar do elétron, a constante de Planck e a velocidade da luz no vácuo (Markvart; Castañer, 2006).

$$RE(\lambda) = \frac{q\lambda}{hc} \cdot EQ \quad (2.9)$$

A eficiência quântica, por sua vez, resulta da razão entre o número de portadores de carga (elétrons) fluindo por um circuito externo à célula solar e o número de fótons incidentes com determinada energia (comprimento de onda) (Markvart; Castañer, 2006).

Logo, com base nas medidas da resposta espectral, é possível calcular a eficiência quântica externa (EQE) e eficiência quântica interna (EQI) das células solares. Diferem-se por considerar as perdas ópticas ou não na superfície do dispositivo fotovoltaico (Markvart; Castañer, 2006; Honsberg; Bowden, 2013).

A EQE é determinada com base na resposta espectral, como mostra a Eq. 2.9, e considera os efeitos das perdas ópticas, como, por exemplo, transmissão e reflexão. Como contraponto, a EQI retrata a eficiência com a qual os fótons não transmitidos ou refletidos podem produzir os pares elétron-lacuna coletáveis. É a razão entre o número de portadores de carga minoritários e o número de fótons incidentes na superfície do dispositivo, excluídos os fótons refletidos e transmitidos. Em outros termos, considera somente os fótons que interagem com o semicondutor e despreza as perdas ópticas (Markvart; Castañer, 2006). A EQI tem seu valor calculado pela Eq. 2.10, onde $R(\lambda)$ representa refletância na superfície da célula em função do comprimento de onda. Se a EQI é igual a 1 indica que, para os fótons associados àquele determinado comprimento de onda, todos são absorvidos e os pares elétron-lacuna fotogerados são coletados.

$$EQI(\lambda) = \frac{EQE}{1 - R(\lambda)} \quad (2.10)$$

2.5.6. Parâmetros Elétricos

A medição da curva corrente elétrica de saída I em função da tensão elétrica V (curva I - V) da célula solar, representada na Figura 2.11, é realizada perante situação de temperatura e irradiância controlada (Reinders *et al.*, 2017). Possui um papel indispensável no controle do processo para fabricação dos dispositivos fotovoltaicos, destinando-se à aquisição de parâmetros elétricos. Especificamente, obtêm-se as medidas de tensão de circuito aberto (V_{OC}), a corrente de curto-circuito (I_{SC}), fator de forma (FF), tensão no ponto de máxima potência (V_{MP}), corrente no ponto de máxima potência (I_{MP}), potência no ponto de potência máxima (P_{MP}) e a eficiência de

conversão (η). Os parâmetros elétricos estão relacionados com a curva I-V, como mostra a Figura 2.11 (Markvart; Castañer, 2006).

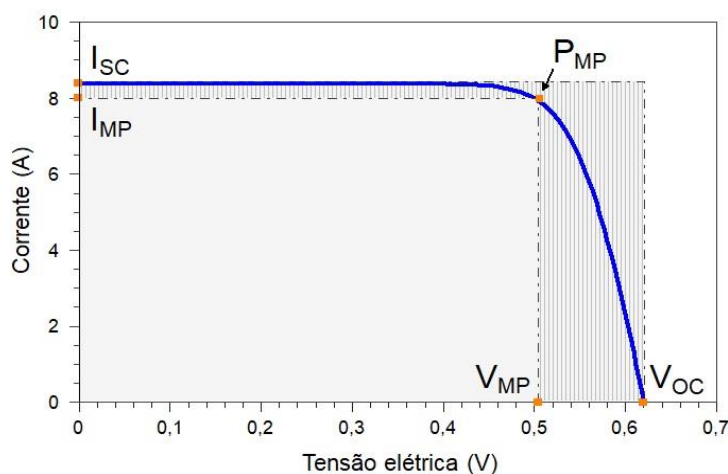


Figura 2.11. Curva característica da corrente elétrica gerada em função da tensão aplicada, obtida em condições padrão de medição. Fonte: Zanesco e Moehlecke (2003).

A irradiância solar fora da atmosfera terrestre é referida como *constante solar*. Ao penetrar na atmosfera, iniciando sua interação na exosfera, atravessa a camada gasosa até a sua incidência na superfície do planeta. O caminho óptico, que é relacionado com o ângulo pelo qual atinge a atmosfera, faz com que tenha uma atenuação em sua intensidade. Esse trajeto, o caminho óptico dos raios solares, foi definido como o critério pelo qual se determina o espectro da irradiância solar que incide sobre as células solares (Green, 1982; Würfel; Würfel, 2016).

No momento em que o Sol encontra-se no zênite, a radiação solar tem o menor caminho óptico a ser percorrido na atmosfera. Situação na qual incide à 90° sobre a superfície da Terra e condição que define o espectro solar correspondente à massa de ar um (AM1) (Green, 1982; Würfel; Würfel, 2016).

Devido ao maior ou menor caminho óptico, o espectro da irradiância solar varia ao longo da superfície terrestre em função da massa de ar. Do mesmo modo, a composição do espectro eletromagnético sofre influência da massa de ar. Então, o espectro solar e a irradiância para medição dos parâmetros elétricos das células solares é padronizada internacionalmente. Consiste em irradiância incidente de 1.000 watts por metro quadrado (1 kW/m^2) com espectro solar AM1,5G e temperatura da célula solar mantida em 25°C sobre a base para apoio e contato com eletrodos (Green, 1982; Luque; Hegedus, 2011). O espectro solar AM1,5G considera o Sol a

41° acima do horizonte, enquanto G refere-se à irradiância global, a qual inclui a irradiância direta e difusa (Mcintosh; Abbott; Sudbury, 2011).

A eficiência de conversão de energia solar em elétrica de uma célula solar, cujo cálculo efetua-se pela Eq. 2.11, é função da tensão de circuito aberto, da corrente de curto-circuito e do fator de forma, bem como da potência da radiação solar incidente (P_{IN}) sobre a área da superfície do dispositivo (Green, 1982; Luque; Hegedus, 2011).

$$\eta = \frac{V_{OC} \cdot I_{SC} \cdot FF}{P_{IN}} \quad (2.11)$$

Sem conexão com outros dispositivos, a célula solar constitui-se em um circuito elétrico aberto. A tensão de circuito aberto, calculada pela Eq. 2.12, refere-se à tensão elétrica quando não há corrente elétrica no dispositivo fotovoltaico. Os termos I_L e I_0 , que aparecem na equação, são, respectivamente, a corrente elétrica gerada pela radiação solar e a corrente de saturação do diodo no escuro. Na ordem que surgem, “ k ”, “ T ” e “ q ” são a constante de Boltzmann, a temperatura e a carga do elétron (Green, 1982).

$$V_{OC} = \frac{kT}{q} \cdot \ln\left(\frac{I_L}{I_0} + 1\right) \quad (2.12)$$

A corrente elétrica de curto-circuito corresponde ao quão intenso é o fluxo de fótons da radiação solar incidente na superfície do dispositivo. Quanto maior a fluência de fótons, maior o valor de I , e vice-versa. A corrente de curto-circuito ocorre em condições de tensão elétrica com valor nulo. Na situação de um dispositivo fotovoltaico ideal, I_{SC} tem seu valor calculado pela Eq. 2.13. Na expressão, G representa a taxa com que os pares elétron-lacuna são gerados; q , a carga do elétron; L_N e L_P , respectivamente, os comprimentos de difusão das cargas negativa e positiva (Green, 1982).

$$I_{SC} = q \cdot G \cdot (L_N + L_P) \quad (2.13)$$

A densidade de corrente J_{SC} é uma grandeza que relaciona a corrente elétrica da célula solar com a área A de sua superfície. É calculada mediante a razão expressa na Eq. 2.14.

$$J_{sc} = \frac{I_{sc}}{A} \quad (2.14)$$

Um dos parâmetros de caracterização da célula solar é o fator de forma, que além da I_{sc} e V_{oc} , também estão inclusos a tensão elétrica V_{MP} e corrente elétrica I_{MP} no ponto de máxima potência. Esse parâmetro é determinado pela Eq. 2.15 (Luque; Hegedus, 2011).

$$FF = \frac{V_{MP} \cdot I_{MP}}{V_{OC} \cdot I_{SC}} \quad (2.15)$$

3. CÉLULAS SOLARES MONOFACIAIS E BIFACIAIS

3.1. Células Solares Monofaciais

Células solares monofaciais fabricadas em lâminas de Si-Cz, tipo p, tradicionais e estrutura PERC detêm o domínio da indústria fotovoltaica (Zhang *et al.*, 2021). Caracterizam-se por apresentar o emissor n^+ frontal formado pela difusão de fósforo e, sobreposta à superfície, uma malha metálica com formato de “H”). Na década anterior, o padrão da indústria fotovoltaica era o dispositivo com BSF formado com a impressão de uma fina camada de alumínio (Al-BSF) em toda a extensão da face posterior. Isso resulta que a conversão da energia solar ocorra somente na face frontal (Choi *et al.*, 2018), (ZanESCO *et al.*, 2018^b; Liang *et al.*, 2019; Blakers, 2019). A Figura 3.1 representa o diagrama da seção transversal de células solares base p com campo retrodifusor de Al.

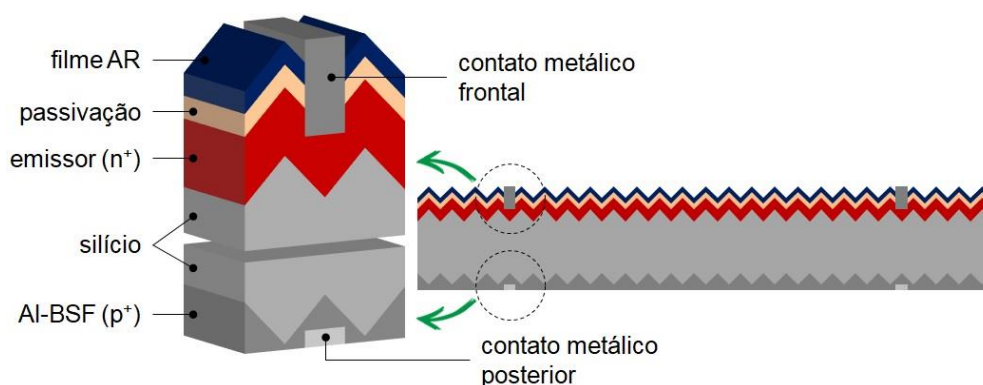


Figura 3.1. Diagrama da seção transversal de uma célula solar monofacial industrial em substrato de silício tipo p, com emissor frontal de fósforo e campo retrodifusor posterior de alumínio (Al-BSF). Baseado em Neuhaus e Münzer. (2007).

Ao longo dos anos, uma série de estruturas de células solares foi desenvolvida, tendo em vista o aumento da eficiência. Entre elas, estão as estruturas da família PERC, como a PERT (Green, 2015). A célula solar PERC foi concebida na década de 1980, planejando evitar problemas existentes com a camada de alumínio. Na célula solar com Al-BSF, na interface da camada de Al na face posterior com o silício ocorrem

dois problemas distintos. Um é a velocidade de recombinação dos portadores de carga minoritários, a qual se realiza em uma taxa muito elevada. O outro se refere à alta absorção da radiação solar pela camada de alumínio, resultando em perdas ópticas. Portanto, o acréscimo de um filme dielétrico na região de interação entre o substrato e o Al viabiliza atenuar consideravelmente esses dois obstáculos (Reinders *et al.*, 2017; Weimar, 2019). Para melhorar a passivação da face posterior, na célula solar PERC, o filme dielétrico é perfurado em regiões específicas para o contato metálico posterior (Liu *et al.*, 2018^b). A Figura 3.2 exibe o diagrama do perfil de uma estrutura n^+pp^+ , para uma célula solar monofacial PERC.

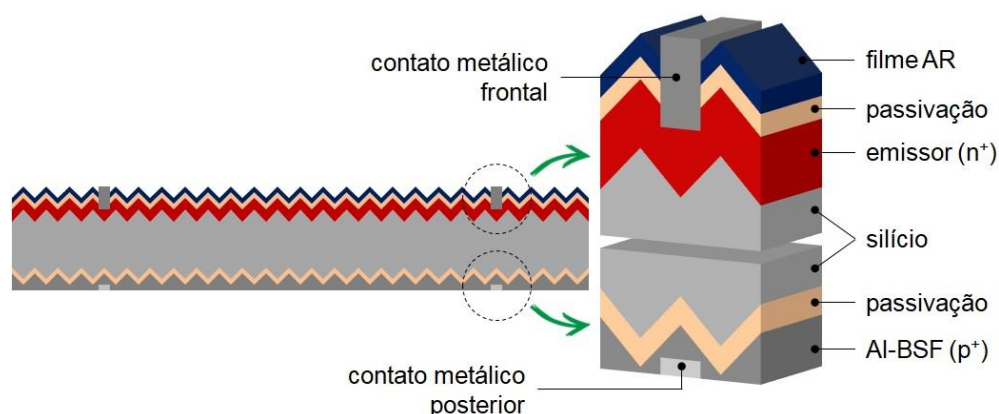


Figura 3.2. Diagrama da seção transversal de uma célula solar monofacial, base p, com campo retrodifusor posterior de alumínio combinado com filme de passivação. Baseado em Liu (2018^b).

Uma alternativa ao Al-BSF é a formação do campo retrodifusor por meio da difusão de boro na face posterior do substrato tipo p. A solubilidade desse elemento dopante no silício cristalino é superior àquela apresentada pelo alumínio. Na substituição de uma técnica por outra, é possível formar filmes de passivação na superfície. Isso caracteriza a estrutura PERT (Choi *et al.*, 2018; Lv *et al.*, 2020). A Figura 3.3 exemplifica um diagrama da célula solar monofacial com essa configuração.

Células solares base n apresentam um potencial de conversão de energia solar em elétrica superior àsquelas de base p. Justifica-se pelo substrato possuir maior tolerância à presença de determinadas impurezas indesejadas, como metais de transição. A existência desses elementos no semiconductor incorpora estados de energia dentro de sua banda proibida, ocasionando a captura de elétrons. Como

consequência, os portadores de carga minoritários (lacunas) nas lâminas tipo n possuem maior comprimento de difusão e tempo de vida mais levado (Yin *et al.*, 2020).

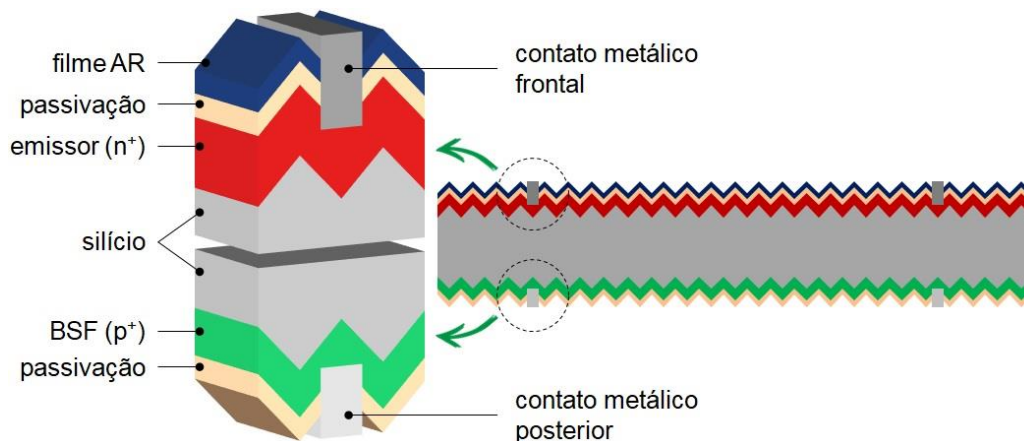


Figura 3.3. Diagrama de uma célula solar monofacial, base p, com campo retrodifusor posterior formado pela difusão de boro combinado com filme de passivação. Baseado em Choi *et al.* (2018).

A estrutura da célula solar de heterojunção com camada fina intrínseca (*heterojunction with intrinsic thin-layer, HIT*), foi desenvolvida pela empresa Sanyo Co. Ltda. na década de 1990 (Yao *et al.*, 2018). Seu processo de fabricação está fundamentado no uso de silício cristalino, porém a estrutura se difere daquela apresentada por elementos de homojunção convencionais. Em sua concepção destacam-se três pontos: i. realiza-se a passivação das superfícies e a formação da junção pn simultaneamente; ii. envolve procedimentos com temperaturas inferiores a 200 °C, preservando o substrato da degradação por ciclos térmicos de alta temperatura; e iii. podem ser obtidas tensões de circuito-aberto mais elevadas, em comparação às células solares PERC (Yao *et al.*, 2018; Nair *et al.* 2022).

A estrutura dessa célula solar combina uma lâmina de silício cristalino, formando a base do dispositivo, com uma fina camada de silício amorfo hidrogenado intrínseco (a-Si:H[i]) para passivar as superfícies do substrato. Sobre a passivação, um revestimento de silício amorfo hidrogenado tipo n (a-Si:H[n]) é depositado em uma face e, na outra, o tipo p (a-si:H[p]). Por último, é depositada uma camada de óxido condutor transparente em ambas as faces. A célula solar HIT possui uma simetria em seu desenvolvimento, como pode ser visto na Figura 3.4 (Mishima *et al.*, 2011; Yao *et al.*, 2018).

Os contatos metálicos são fundamentais e indispensáveis para a extração da corrente elétrica fotogerada na célula solar. Entretanto, a interface do contato direto

metal-semicondutor promove um número elevado de recombinações dos portadores de carga minoritários. Projetar uma camada altamente dopada em toda a área de interação transforma-se em uma solução viável e eficaz, que leva à diminuição no processo de recombinação (Reinders *et al.*, 2017; Melskens *et al.*, 2018). Outra forma de minimizar esse problema encontra-se na aplicação de contatos passivados através do uso de silício policristalino dopado (Melskens *et al.*, 2018). Essa estrutura impõe três condições: i. passivação de superfície com alta qualidade; ii. regiões altamente dopadas (n^+ ou p^+) nas faces do silício cristalino, de modo a manter uma elevada tensão de circuito-aberto; e iii. um transporte eficiente dos portadores de carga majoritários (Feldmann *et al.*, 2014).

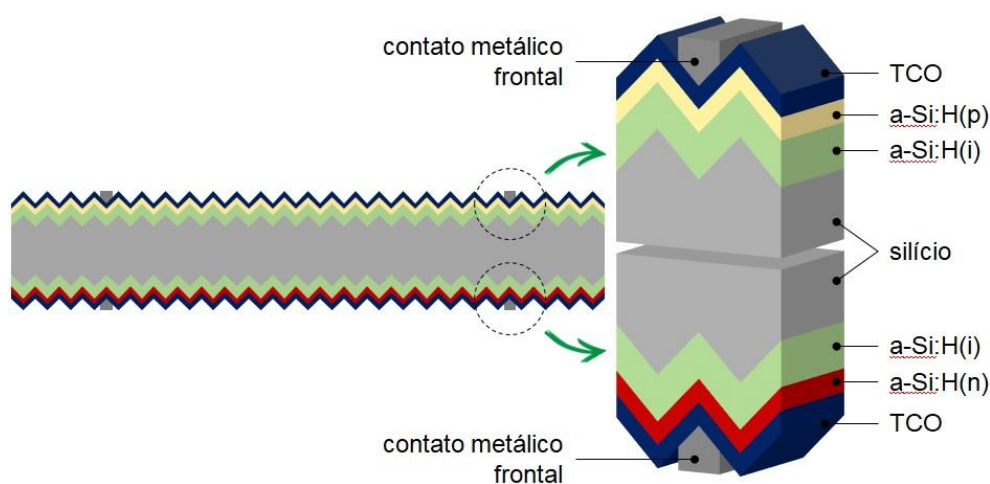


Figura 3.4. Diagrama da célula HIT, com a base de silício, filmes finos de silício amorfo hidrogenado intrínseco e dopado, e as camadas de óxido condutor transparente. Baseado em Mishima *et al.* (2011).

Um caminho alternativo para contornar esse problema é a tecnologia de células solares com contatos passivados com óxido e efeito túnel (*tunnel oxide passivating contact*, TOPCon). Nessa estrutura não há o contato direto entre a malha metálica e o semicondutor. Esse dispositivo também é produzido a partir de uma lâmina de silício cristalino, diferenciando-se em três etapas: i. passivação da superfície do substrato com uma camada ultrafina de óxido de silício (da ordem de nanômetros); ii. deposição de silício amorfo dopado sobre a camada passivadora, o que pode ser realizado por diferentes técnicas – PECVD ou pulverização catódica, por exemplo; e iii. cristalização do silício amorfo em etapa térmica de recozimento (Wang *et al.*, 2020^b). O diagrama da Figura 3.5 representa o perfil dessa configuração de células solares.

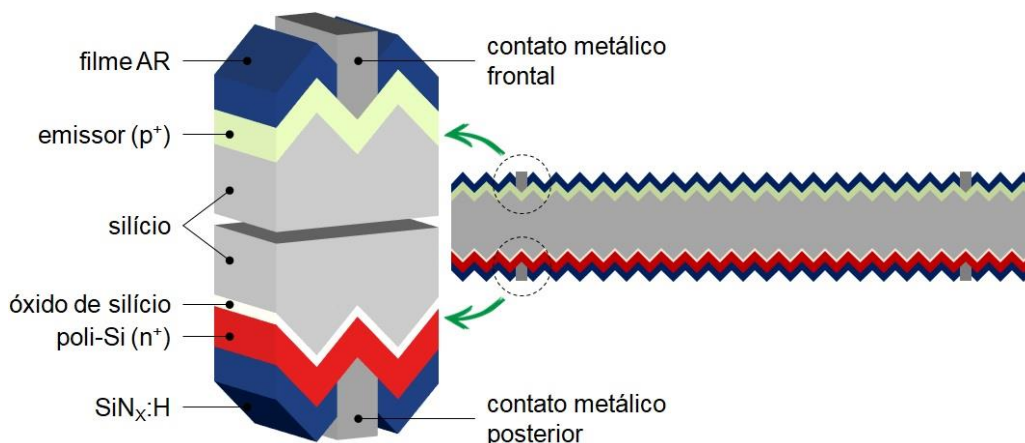


Figura 3.5. Arquitetura da célula solar TOPCon, com contato posterior passivado. Fonte: baseado em Chen *et al.* (2019^b).

Nesta célula solar, o contato passivado posterior tem duas funções distintas. Permite reduzir a taxa de recombinações dos portadores de carga minoritários existente na interface metal-silício e permite a seleção dos portadores de carga, possibilitando a passagem dos portadores de carga majoritários e bloqueando o movimento dos portadores minoritários na região (Chowdhury *et al.*, 2020; Chen *et al.*, 2020).

Células solares de silício com heterojunção (*silicon heterojunction solar cell*, SHJ) caracterizam-se por ter a junção pn formada na interface entre dois materiais semicondutores distintos, os quais possuem bandas proibidas com valores diferentes. Distinguem-se dois dispositivos fotovoltaicos diferentes. Um dispositivo em que a estrutura é formada por uma camada fina de silício amorfo dopado, depositado na superfície da lâmina de silício cristalino. A outra estrutura é constituída por combinações de filmes finos, como o telureto de cádmio entre outros (Reinders *et al.*, 2017).

Como alternativa à pasta de prata para metalização, Li *et al.* (2020) desenvolveram um processo com cobre para células solares SHJ. Os dispositivos fotovoltaicos foram desenvolvidos em lâminas de Si-Cz, tipo n. No processo, realizaram a deposição de camadas de silício amorfo hidrogenado intrínseco e dopado com fósforo e boro por PECVD sobre as superfícies do substrato. Um filme de óxido de tungstênio dopado com índio foi formado em ambas as faces por meio da deposição de plasma reativo. As amostras foram divididas em dois grupos. No primeiro grupo foi realizado o método padrão com óxido de tungstênio através do processo de fotolitografia. Por processo eletroquímico, o elemento índio foi reduzido

e acoplado às trilhas metálicas. Os substratos foram revestidos com uma sequência de três camadas formadas como segue: solução de sulfato de níquel; um filme de cobre, a partir da solução de carbonato de cobre; e, por último, revestimento de estanho em uma solução de metano sulfato de estanho. Essas amostras passaram por dois recozimentos, com temperaturas e tempos distintos. O segundo conjunto de amostras foi submetido à técnica de serigrafia para formação da malha metálica de prata, passando por uma única etapa de recozimento. Como resultado, o primeiro grupo de amostras obteve o aumento de 1 mA/cm^2 na densidade de corrente de curto-circuito em relação ao segundo. Aumento de 0,8% no valor do fator de forma, de 78,0% para 78,8%, e a eficiência de conversão da energia solar em energia elétrica obtida foi de 22,01%.

Chen *et al.* (2020) desenvolveram pesquisas sobre o contato passivado com a estrutura TOPCon utilizando lâminas de silício Czochralski, tipo n, de 156,75 mm x 156,75 mm. O processo envolveu revestimento de ambas as faces com filme de óxido de silício por deposição química em fase vapor em baixa pressão (*low pressure chemical vapor deposition*, LPCVD). A mesma técnica foi utilizada para a deposição de polissilício intrínseco sobre as superfícies do semiconductor. O campo retrodifusor frontal n^+ e o emissor p^+ posterior foram formados, respectivamente, pela difusão de fósforo (com POCl_3) e de boro (com BBr_3). A passivação das superfícies com nitreto de silício hidrogenado foi realizada por PECVD. Por último, ocorreu o processo de metalização. As células solares foram divididas em dois grupos: um como grupo de referência e o outro relativo ao processo aprimorado para a resposta espectral no infravermelho. O primeiro conjunto apresentou valores máximos para a eficiência de conversão igual a 24,09%, densidade de corrente de $40,63 \text{ mA/cm}^2$, tensão de circuito-aberto correspondente a 714 mV e fator de forma de 83,12%. Os valores dos parâmetros elétricos relativos ao segundo conjunto, respectivamente, foram 24,14%, $40,89 \text{ mA/cm}^2$, 716 mV e 82,85%.

Sheng *et al.* (2019), com lâminas de silício Czochralski, tipo n, de 156,75 mm x 156,75 mm e espessura de 180 μm , desenvolveram células solares TOPCon com o objetivo de investigar os efeitos existentes no procedimento de difusão do fósforo na célula solar com contato passivado, assim como para avaliar de que modo a camada de polissilício dopada realiza a absorção do portador de carga livre. Foi testada a influência de diferentes espessuras de dióxido de silício e da camada de polissilício, do mesmo modo que distintas temperaturas de difusão de fósforo. Dois grupos

distintos de dispositivos fotovoltaicos bifaciais foram fabricados: o primeiro de células solares PERT, para referência, e o segundo de células solares de contato passivados. Foi realizada difusão de boro na face frontal e, a face posterior, o polimento com solução contendo ácido fluorídrico e ácido nítrico, seguido do crescimento térmico de dióxido de silício, deposição de camadas de polissilício pela técnica LPCVD e difusão de fósforo a partir de oxiclreto de fósforo. A passivação da face com o emissor p^+ ocorreu com óxido de alumínio e nitreto de silício utilizando as técnicas ALD e PECVD. Na face do campo retrodifusor n^+ foi depositado um filme de nitreto de silício com o segundo método. Os contatos metálicos foram produzidos por serigrafia e utilizando pasta metálica de prata, em ambos os lados das células solares PERT e TOPCon. Os resultados apresentados indicaram uma eficiência superior da estrutura TOPCon em relação a PERT. Salienta-se que as células solares foram citadas como bifaciais, mas foram apresentados somente os resultados com irradiância na face do emissor p^+ , referenciada como a frontal. Referente ao melhor dispositivo desenvolvido dentro de cada grupo, os parâmetros elétricos do primeiro conjunto (TOPCon) apresentaram valores de tensão de circuito-aberto igual a 697 mV, 40,07 mA/cm² para a densidade de corrente de curto-circuito, fator de forma correspondente a 82,47% e eficiência de conversão igual a 23,04%. A segunda estrutura, PERT, resultou nos parâmetros elétricos com valores, respectivamente, iguais a 668 mV, 40,34 mA/cm², 81,12% e 21,86%.

Dentro do contexto de contatos passivados, Duttagupta *et al.* (2018) desenvolveram estudos de células solares monofaciais. A pesquisa concentrou-se em células solares de áreas grandes de 244,3 cm², utilizando lâminas de silício Czochralski, separadas em dois grupos. O primeiro, com lâminas de Si-Cz tipo p (180 μ m, 5 Ω ·cm, <100>) foi destinado para a caracterização elétrica. Nessa especificação incluiu a medida do tempo de vida dos portadores de carga minoritários. O segundo conjunto, com substrato tipo n (170 μ m, 2 Ω ·cm, <100>), foi utilizado para a produção de dispositivos fotovoltaicos. Tribrometo de boro foi utilizado como fonte de dopante para a formação do emissor homogêneo p^+ frontal por difusão em etapa térmica. Por LPCVD, polissilício foi depositado na face posterior. Sobre essa camada, processou-se a difusão de fósforo a partir de POCl₃, formando a região n^+ . Após o ciclo térmico, a remoção de polissilício localizado na região frontal foi realizada com limpeza química desenvolvida no SERIS (*Solar Energy Research Institute of Singapore*), designada de *pClean*, e envolvendo ácido fluorídrico. A técnica de PECVD foi utilizada para a

passivação das faces frontal, com formação da camada de óxido de alumínio seguida de uma de nitreto de silício, e posterior, somente com filme de nitreto de silício. Os contatos metálicos foram formados por serigrafia. O formato padrão da malha em forma de “H” contou com cinco barras coletoras em cada uma das faces (pasta de prata na face frontal e prata-alumínio na posterior). Células solares PERT apresentam uma densidade de corrente de saturação (J_0) na face posterior da ordem de grandeza de 150 fA/cm^2 . O uso de polissilício n^+ , crescido sobre óxido na interface entre esse e o semicondutor da base, permitiu reduzir a J_0 para valores próximos a 4 fA/cm^2 . O aperfeiçoamento nos resultados foi alcançado, também, na tensão de circuito aberto implícita (*implied open-circuit voltage*, iV_{OC}), com aumento de 30 mV. Em termos gerais, o melhor resultado atingido foi o de um dispositivo fotovoltaico com fator de forma de 81,2%, tensão de circuito aberto igual a 673 mV, densidade de corrente elétrica de $39,2 \text{ mA/cm}^2$ e eficiência de conversão de 21,4%.

Para o estudo com filmes finos de polissilício, Padhamnath *et al.* (2020) utilizaram lâminas de silício monocristalino, tipo n e tipo p, espessuras, respectivamente, de $180 \text{ }\mu\text{m}$ e $190 \text{ }\mu\text{m}$, e área de 244 cm^2 . O substrato tipo n foi reservado para a produção de células solares e amostras de controle, enquanto o material tipo p, somente para amostras. Nas células solares base n, após a formação do emissor p^+ frontal (difusão de boro a partir de BBr_3), a superfície foi revestida por um filme fino de nitreto de silício depositado pela técnica PECVD. Em uma única etapa, uma camada de óxido e polissilício intrínseco foram depositadas na face posterior mediante LPCVD. Seguiu-se a difusão de fósforo com POCl_3 para formação do campo retrodifusor posterior n^+ . Óxido de alumínio e nitreto de silício foram depositados por PECVD para passivação. Os contatos metálicos foram formados por serigrafia (formato de grade com cinco barras coletoras). Nessa etapa, os dispositivos fotovoltaicos foram divididos em dois grupos. No primeiro foi formada a malha metálica em ambas as faces, enquanto no outro, somente na parte posterior. Em função das diferentes espessuras da camada de polissilício (50 nm a 250 nm), distintos resultados foram obtidos para os parâmetros elétricos das células solares. A tensão de circuito aberto implícita (iV_{OC}) com o melhor valor obtido foi de 706,3 mV, o maior fator de forma implícito (iFF) de 85,8% e a eficiência de conversão de 22,1%.

Xu *et al.* (2021) realizaram pesquisas com relação à passivação de superfície com óxido de silício em lâminas de Si-Cz, tipo n, com resistividade de base de $5 \text{ }\Omega\text{-cm}$ e polidas em ambas as faces. A deposição do filme dielétrico ocorreu pelo método

ALD, utilizando o composto tris(dimetilano)-silano e ozônio como precursores. Foi investigado o quanto as temperaturas de deposição (ajustadas no intervalo de 200 °C a 350 °C, com variação de 50 °C) e de recozimento (480 °C, 650 °C e 800 °C), durante 10 minutos em atmosfera rica em nitrogênio, exercem influência nas propriedades de crescimento e qualidade da passivação. Para aferição da eficácia do filme no tempo de vida dos portadores de carga minoritários, prepararam uma estrutura semiconductor-óxido-metal com contatos de alumínio depositado por evaporação sobre as faces. Os resultados expostos pelos autores demonstraram que o resultado do filme melhorou com temperaturas mais elevadas, assim como o índice de refração está fortemente atrelado ao nível de pureza do SiO₂. Evidenciaram, também, que a etapa térmica para recozimento em temperaturas altas (650 °C) melhora a eficácia da passivação, atingindo tempos de vida superiores a 2.500 μs.

Pham *et al.* (2021) desenvolveram células solares SHJ bifaciais (bi-SHJ) em lâminas de silício cristalino Czochralski, tipo n, resistividade de 1-2 Ω·cm e espessura de 150 μm. Nanocamadas de óxido de silício hidrogenado foram depositadas nos substratos por PECVD utilizando os gases silano, hidrogênio e dióxido de carbono para formar o filme dielétrico. Para dopar as camadas de silício amorfo depositadas nas superfícies das amostras para passivação, fosfina e diborano foram utilizados para formar os revestimentos tipo n e tipo p, respectivamente, na face frontal e na face posterior. Filmes de óxido de estanho dopado com índio revestiram os dois lados dos substratos e eletrodos de prata foram formados nas faces. Os parâmetros elétricos obtidos foram tensão de circuito-aberto igual a 729 mV, densidade de corrente elétrica de 40,5 mA/cm², 80% para o fator de forma e eficiência de conversão de 23,6%.

Lâminas de silício Czochralski, tipo n, resistividade de 3-4 Ω·cm e 200 μm de espessura foram utilizadas por Balaji *et al.* (2020) para desenvolver células solares SHJ. Os substratos passaram por afinamento em solução de hidróxido de potássio, resultando em amostras com espessuras entre 40 μm e 180 μm. Camadas de silício amorfo hidrogenado intrínseco foram depositadas por PECVD para passivação das superfícies e uma camada dopada tipo n e outra tipo p foram formadas em faces opostas. Óxido de índio e estanho foi depositado por pulverização catódica e, na sequência, contatos metálicos de prata foram impressos por serigrafia em ambos os lados dos substratos. O melhor resultado apresentado para estes dispositivos fotovoltaicos com 153,9 cm² foi de 747 mV para a tensão de circuito aberto, densidade

de corrente elétrica igual a $34,0 \text{ mA/cm}^2$, 75,7% para o fator de forma e eficiência de conversão equivalente a 19,22%.

Grant *et al.* (2019) estudaram a aplicação de filmes dielétricos de óxido de silício crescido com oxidação anódica, em temperatura ambiente, em lâminas de Si-FZ, tipo n, com 100 mm de diâmetro. Desenvolveram células solares com contato posterior interdigitado (IBC, *interdigitated back contact*). O campo retrodifusor n^+ e o emissor p^+ foram formados pela difusão, respectivamente, de fósforo ($850 \text{ }^\circ\text{C}$ / 20 minutos) e boro ($890 \text{ }^\circ\text{C}$ / 80 minutos). Para a anodização do silício, em temperatura ambiente, sob polarização de + 30 V durante 30 minutos, o substrato e o eletrodo de platina foram submersos em solução de ácido nítrico. Assim, foram produzidas células solares de contato posterior interdigitado com 4 cm^2 e espessura de $200 \text{ }\mu\text{m}$. Para passivação, camadas de nitreto de silício hidrogenado foram depositadas por PECVD na face frontal e, sobre a face posterior, por LPCVD. Os parâmetros elétricos apresentaram valores de 703 mV para tensão de circuito aberto, densidade de corrente elétrica igual a $41,5 \text{ mA/cm}^2$, 81,6% correspondente ao fator de forma e 23,8% para eficiência de conversão.

Células solares monofaciais de $15,6 \text{ cm}^2$ foram fabricadas em lâminas de silício multicristalino, tipo p, com resistividade de $1 \text{ }\Omega\cdot\text{cm}$ e $200 \text{ }\mu\text{m}$ de espessura, por Liao *et al.* (2018) para estudos em relação à passivação da superfície com óxido de silício crescido em processo térmico. A metodologia para os processos envolveu dois grupos: o primeiro com texturação de superfície; difusão de fósforo com POCl_3 como fonte para formar o emissor n^+ frontal; remoção do silicato de fósforo; deposição de nitreto de silício para passivação do emissor; e deposição por serigrafia das malhas metálicas frontal (prata) e posterior (liga de alumínio e prata sobreposta por contato de prata). O segundo grupo foi submetido a um método similar, onde, após a retirada do silicato, foi acrescentada oxidação em etapa térmica produzida em dois estágios: i. na temperatura de $650 \text{ }^\circ\text{C}$, com proporção de 2:1 na razão entre o fluxo de gases de nitrogênio / oxigênio; e ii. em $750 \text{ }^\circ\text{C}$, com atmosfera rica em nitrogênio. A esse grupo, a caracterização dos parâmetros elétricos resultou nos valores médios de 17,69% para a eficiência de conversão, tensão de circuito aberto de 632 mV e corrente de curto-circuito igual a 8,73 A.

Sahu *et al.* (2021), em lâminas de silício Czochralski, tipo p, de 6 polegadas de diâmetro e $0,3 \text{ }\Omega\cdot\text{cm}$, fabricaram células solares monofaciais para estudos da passivação com implantação iônica de nitrogênio. A formação do emissor n^+ frontal

ocorreu por difusão de fósforo (POCl_3) a $920\text{ }^\circ\text{C}$ por 10 minutos. A superfície foi passivada com nitreto de silício, depositado por PECVD, na temperatura de $400\text{ }^\circ\text{C}$ e tempo de 45 segundos. Os contatos metálicos foram impressos por serigrafia (pasta de prata na face frontal e alumínio na posterior) com secagens na temperatura de $400\text{ }^\circ\text{C}$ e queima a $890\text{ }^\circ\text{C}$. Feixes com diferentes energias foram utilizados para o implante de íons de nitrogênio na interface entre o filme de passivação e o semicondutor da base. Após a implantação iônica foi realizado o recozimento ($250\text{ }^\circ\text{C}$ e 90 minutos). Os resultados alcançados para a eficiência de conversão, tensão de circuito aberto, fator de forma e corrente elétrica de curto-circuito foram, respectivamente, iguais a 19,65%, 640 mV, 79,7% e 9,24 A.

Huang *et al.* (2020) realizaram estudos sobre passivação de superfície com óxido de silício utilizando lâminas de Si-Cz, tipo n, grau solar com quatro polegadas de diâmetro. O desenvolvimento do trabalho envolveu o controle de três variáveis: temperatura do substrato, tempo de oxidação e potência da radiofrequência. Foram produzidas células solares TOPCon com contatos passivados, área de 2 cm x 2 cm e texturação somente na superfície frontal. Nessa face, com difusão de boro utilizando tribrometo de boro foi formado o emissor p^+ . A passivação, realizada em ambas as faces, foi processada com oxidação gasosa com um filme de óxido nitroso (N_2O) assistido por plasma empregando com N_2O ultrapuro como fonte de oxigênio. Sobre a região altamente dopada p^+ , uma camada de óxido de alumínio foi depositada com a técnica de ALD, assim como um filme de nitreto de silício foi formado por meio de PECVD. Em toda a face posterior, silício amorfo hidrogenado dopado com fósforo foi depositado. Nessa etapa, silano, fosfina e hidrogênio foram empregados como gases de reação, com as amostras submetidas a temperaturas entre $820\text{ }^\circ\text{C}$ e $950\text{ }^\circ\text{C}$ para cristalização do filme. Eletrodos contendo titânio, paládio e prata formaram os contatos na face frontal, assim como eletrodos de prata na face posterior. Com esse método, o melhor resultado obtido foi uma célula solar com eficiência de conversão igual a 21,01% e tensão de circuito aberto equivalente a 747 mV.

No Quadro 3.1 compara-se a eficiência e algumas características de diferentes estruturas das células solares apresentadas neste trabalho. Especificamente para cada referência, apresenta-se o tipo de substrato, as dimensões das células solares, a estrutura e a eficiência de conversão. Pode-se perceber que a eficiência depende da tecnologia da célula solar, que envolve sua estrutura, substrato e área.

Quadro 3.1. Tipo de substrato, área ou diâmetro das células solares, estrutura e eficiência de conversão das células solares monofaciais apresentadas neste trabalho.

Substrato	Área ou Diâmetro	Estrutura	Eficiência (%)	Referência
Si-Cz tipo n	-	-	-	Xu <i>et al.</i> (2021) (*)
Si-Cz tipo n	-	SHJ	23,60	Pham <i>et al.</i> (2021) (**)
Si-Cz tipo p	6 polegadas (diâmetro)	-	19,65	Shau <i>et al.</i> (2021) (†)
Si-Cz tipo n	-	SHJ	22,01	Li <i>et al.</i> (2020) (††)
Si-Cz tipo n	156,75 mm x 156,75 mm	TOPCon	24,09	Chen <i>et al.</i> (2020)
Si-Cz tipo n	244 cm ²	TOPCon	22,10	Padhamnath <i>et al.</i> (2020)
Si-Cz tipo n	153,9 cm ²	SHJ	19,22	Balaji <i>et al.</i> (2020)
Si-Cz tipo n	4 cm ²	TOPCon	21,01	Huang <i>et al.</i> (2020)
Si-Cz tipo n	156,75 mm x 156,75 mm	TOPCon	23,04	Sheng <i>et al.</i> (2019)
		PERT	21,86	
Si-FZ tipo n	100 mm (diâmetro)	IBC	23,80	Grant <i>et al.</i> (2019)
Si-Cz tipo n	244,3 cm ²	PERT	21,40	Dutttagupta <i>et al.</i> (2018)
Si-mc tipo p	15,6 cm ²	-	17,69	Liao <i>et al.</i> (2018)

(*) Estudos sobre aumento do tempo de vida dos portadores de carga minoritários. Sem as demais informações.

(**) Sem informações adicionais sobre o substrato.

(†) Estudo sobre implantação de íons de nitrogênio. Não deixam claro a estrutura da célula solar.

(††) Informação não fornecida quanto às dimensões do substrato.

3.2. Células Solares Bifaciais

Diferentemente das células solares monofaciais, os dispositivos bifaciais podem converter a irradiância solar incidente na face frontal e na face posterior. A região altamente dopada p⁺ é formada por difusão de boro e a malha metálica é similar em ambas as faces. Esta concepção aumenta a potência elétrica do dispositivo. Em consequência, a área ativa do dispositivo fotovoltaico é dobrada, aumentando em até 20% a potência elétrica em comparação com o dispositivo monofacial (Appelbaum, 2016; Xia *et al.*, 2020), dependendo da configuração do módulo fotovoltaico e das condições de irradiância.

Esse aumento na potência elétrica devido à conversão de energia também na face posterior da célula solar bifacial torna este dispositivo fotovoltaico mais competitivo no mercado (Liang *et al.*, 2019; Xia *et al.*, 2020). Com o substrato de silício monocristalino tipo n, quando comparado ao tipo p, são obtidos valores mais elevados da corrente de curto-circuito, da tensão de circuito aberto e do fator de forma (Yu *et al.*, 2016). A tecnologia de células solares bifaciais base n atualmente apresenta a bifacialidade, parâmetro que se refere à razão entre a eficiência de conversão na face frontal e na face posterior, superior a 90%. Isso contribui de forma relevante para o potencial desse tipo de dispositivo (Xia *et al.*, 2020).

Células solares típicas de silício cristalino caracterizam-se pelas regiões altamente dopadas p^+ e n^+ formadas com os dopantes, geralmente boro e fósforo. O desenvolvimento dessas regiões processa-se em duas etapas térmicas separadas, uma para cada elemento, com o uso de fontes líquidas, respectivamente, tribrometo de boro e oxiclreto de fósforo (Rothhardt *et al.*, 2014). Com relação aos dispositivos fotovoltaicos produzidos em lâminas de Si tipo n, a estrutura típica é p^+nn^+ , ilustrada na Figura 3.6.

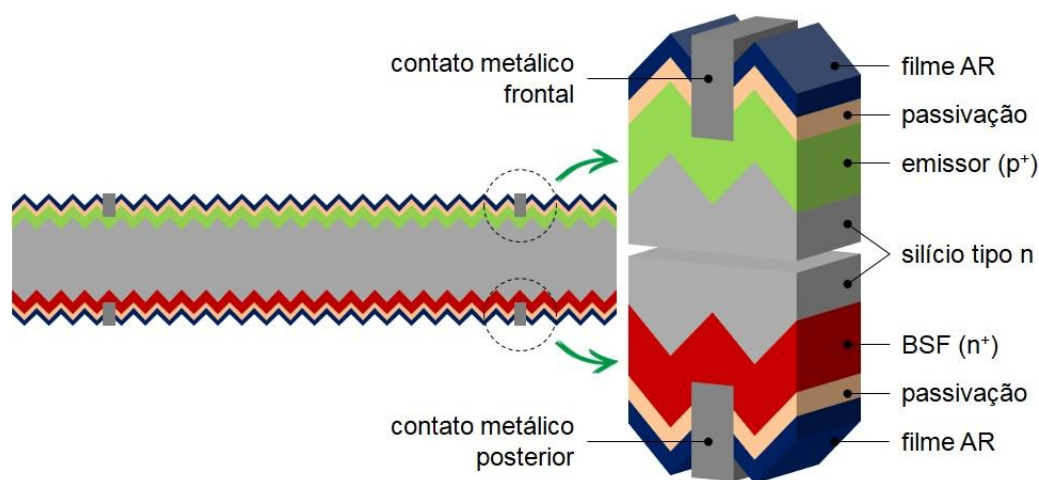


Figura 3.6. Diagrama da célula solar base n de estrutura n^+np^+ . Baseado em ZanESCO (2019^b).

Em células solares base n emprega-se boro para formar o emissor p^+ , ou seja, formar a junção pn no semiconductor. A formação do BSF ocorre pela difusão de fósforo na face oposta da lâmina na qual foi difundido o primeiro dopante. O uso de fontes líquidas contendo esses dopantes é um recurso largamente usado pela indústria na fabricação de células solares. O composto químico tribrometo de boro possui ampla utilização na indústria fotovoltaica, assim como o oxiclreto de fósforo. Esse último apresenta como vantagem o fato de que, numa elevada concentração, promove o *gettering* de impurezas indesejadas de origem metálica no substrato. No método convencional de fabricação das células solares, as regiões p^+ e n^+ são formadas em etapas térmicas separadas. Em cada etapa, as lâminas de silício são submetidas a uma atmosfera rica em BBr_3 ou $POCl_3$ em elevada temperatura (Rothhardt *et al.*, 2014; Singha; Solanki, 2017; Liu *et al.*, 2018^a; Cui *et al.*, 2019).

Li *et al.* (2021) estudaram a formação do emissor p^+ de boro com alta qualidade para células solares n-PERT, utilizando lâminas de Si-Cz, tipo n, com 239 cm^2 , $180 \mu\text{m}$ de espessura e resistividade de base de $4 \Omega \cdot \text{cm}$. A pesquisa envolveu o uso de

nanoesferas de SiO₂, com oxidação *in-situ*, sendo obtidas a partir dos compostos tetraetil-ortossilicato, ácido etanóico e solução de hidróxido de amônia em água. O processo envolveu quatro grupos de amostras com etapa de recozimento após a difusão. Os grupos A (sem oxidação) e C (com oxidação) foram produzidos com a técnica de *spin-on* somente com líquido dopante (trióxido de boro), enquanto os grupos B (sem oxidação) e D (com oxidação) foram submetidos ao método combinando líquido dopante e solução com nanoesferas. Em uma visão geral, esses seguiram a linha de produção em larga escala: remoção de danos superficiais; limpezas químicas RCA; texturação de superfície em solução alcalina; *spin-on*; difusão em alta temperatura em forno tubular; remoção do silicato de boro; implante de íons de fósforo na face posterior, passivação de ambas as faces por oxidação térmica, seguida da deposição do filme antirreflexo de nitreto de silício depositado por PECVD e metalização por serigrafia. Os dispositivos do Grupo A apresentaram os seguintes valores: tensão de circuito aberto igual a 641,5 mV, densidade de corrente de curto-circuito correspondente a 39,28 mA/cm², fator de forma equivalente a 78,35% e eficiência de conversão de 19,72%. Os parâmetros elétricos do grupo B foram um pouco maiores, sendo: 646,2 mV, 39,43 mA/cm², 78,61% e 20,03%. Nas células solares com oxidação os parâmetros elétricos aumentaram em relação aos do grupo A. No Grupo C, a V_{oc} foi 644,6 mV, J_{sc} de 39,37 mA/cm², FF igual a 78,48% e η de 19,91%. Por fim, os melhores resultados foram encontrados no Grupo D e os parâmetros elétricos foram: 651,8 mV, 39,53 mA/cm², 78,63% e 20,26%.

Lâminas de Si-Cz, tipo n, com dimensões de 156,75 mm x 156,75 mm e resistividade de 2 Ω·cm foram utilizadas por Yin *et al.* (2021) para o desenvolvimento de células solares PERT. Os substratos passaram pela formação do emissor p⁺ e campo retrodifusor n⁺ com a difusão de boro e fósforo, respectivamente, em uma única etapa térmica. Camadas de silicato de boro foram depositadas por APCVD em uma das faces dos substratos, utilizando os gases silano, oxigênio e diborano. No estudo, visando reduzir a densidade de corrente de saturação no escuro na região altamente dopada n⁺, foi formado o BSF seletivo utilizando *laser* para obter maior difusão do dopante na área de contato da malha metálica com o semiconductor. O processo térmico para a difusão constituiu-se de duas etapas. Na primeira, com atmosfera rica em nitrogênio ultrapuro e temperatura de 950 °C, durante 40 minutos, foi implementada a difusão de boro. A segunda parte, a 850 °C e, no decorrer do mesmo tempo, acrescentando oxigênio à câmara de processamento, foi realizada a difusão

de fósforo. Após a formação de um revestimento ultrafino de óxido sobre a superfície do emissor, essa foi passivada com óxido de alumínio e nitreto de silício depositados, na devida ordem, pelas técnicas de ALD e PECVD. A face altamente dopada n^+ foi passivada com nitreto de silício. Os contatos ôhmicos foram impressos por serigrafia, utilizando as pastas de prata e de prata-alumínio. Os resultados obtidos com as células solares com BSF homogêneo foram: 39,9 mA/cm², 654,5 mV, 79,7% e 20,8%. Para dispositivos fotovoltaicos com BSF seletivo, os parâmetros elétricos foram 40,2 mA/cm², 661,3 mV, 79,0% e 21,0%. A bifacialidade foi da ordem 86%.

Yin *et al.* (2020) focaram em simplificar a formação das regiões altamente dopadas n^+ e p^+ de células solares PERT com estrutura n^+np^+ e nos problemas decorrentes do contato ôhmico entre o semicondutor e a pasta de metalização de prata/alumínio. Lâminas de Si-Cz, tipo n, de 156,75 mm x 156,75 mm e espessura de 180 μ m foram utilizadas como substrato na fabricação dos dispositivos fotovoltaicos. Silicato de fósforo e silicato de boro foram depositados na face frontal e posterior, respectivamente, utilizando a técnica APCVD para a formação do campo retrodifusor frontal n^+ e emissor p^+ posterior. Para o primeiro, foram aplicados os precursores fosfina, oxigênio e silano, enquanto para o segundo os componentes silano, oxigênio e diborano. Sobre os silicatos, um filme de dióxido de silício foi depositado pela mesma técnica. A difusão dos dopantes ocorreu em forno de alta temperatura, em uma única etapa térmica, com temperaturas variando entre 925 °C e 975 °C e tempos de difusão entre 50 minutos e 240 minutos. Então, uma nova camada de silicato de fósforo foi depositada sobre a superfície dopada com fósforo. Laser nanopulsado de neodímio YAG (granada de ítrio e alumínio) foi utilizado para a difusão de mais átomos de fósforo na região do substrato sobre a qual a malha metálica foi impressa por serigrafia. A passivação da face do emissor foi realizada com um filme de óxido de alumínio mais um revestimento de nitreto de silício, depositados, respectivamente, por ALD e PECVD, enquanto a superfície do campo retrodifusor foi passivada com nitreto de silício empregando a técnica PECVD. As malhas metálicas foram formadas por serigrafia, com pasta de alumínio (face do emissor) e prata (campo retrodifusor). As células solares base n produzidas foram divididas em dois grupos: um com resistividade de base de 1,2 Ω ·cm e o segundo, com o valor de 4,5 Ω ·cm. No primeiro grupo, os valores médios foram: fator de forma igual a 78,2%, densidade de corrente elétrica de curto-circuito de 39 mA/cm², tensão de circuito aberto de 672,4 mV e eficiência de conversão igual a 20,7%. A eficiência dos dispositivos do segundo grupo

foi maior, de 21,5% e os valores dos outros parâmetros elétricos foram iguais a 77,6%, 41,1 mA/cm², 673,4 mV.

O refletor distribuído de Bragg (*distributed Bragg reflector*, DBR) constitui-se em camadas intercaladas de materiais heterogêneos, cujos índices de refração são diferentes. Nessa estrutura, as espessuras dos filmes dielétricos são ajustadas a ter um quarto do comprimento de onda da radiação eletromagnética incidente (Sze; NG, 2007). Em células solares, o DBR promove a redução da refletância e, conseqüentemente, o aumento da absorção de fótons (Jalali, 2018). Wang *et al.* (2020^a) direcionaram sua pesquisa no desenvolvimento de dispositivos fotovoltaicos com aplicação desse refletor, dividindo o estudo em duas partes. Na primeira utilizaram um programa computacional para simular a interação existente entre a radiação solar e a camada de DBR, para diferentes ângulos de incidência. Na segunda parte experimental produziram células solares PERC e células solares HIT aplicando essa tecnologia, na qual foram utilizadas lâminas de silício monocristalino, tipo n e com 156 mm x 156 mm com espessura de 160 µm e 80 µm. Os substratos passaram por um duplo processo de texturação: o primeiro em solução alcalina com hidróxido de potássio (padrão) e o segundo em solução corrosiva de ácido nítrico e ácido fluorídrico (visando diminuir o ângulo das micropirâmides em relação àquele oriundo do método padrão). Não relataram quais foram as fontes de dopantes para formação do emissor e campo retrodifusor das células solares, bem como não foi mencionado o tipo de dopagem. Passivação com nitreto de silício em ambas as faces e somente a face posterior recebeu a deposição de filme DBR, evaporado por feixe de elétrons, compondo-se de múltiplas camadas com diferentes espessuras de fluoreto de magnésio e dióxido de titânio. Não ocorreu alusão ao uso de óxidos condutores transparentes ou à forma de metalização, nem aos metais constantes nas pastas, para formação da malha metálica. Foram produzidas células solares com a estrutura DBR (PERCb e HITb) na face posterior e sem o mesmo filme (PERCn e HITn). A eficiência de conversão, tensão de curto-circuito, a densidade de corrente elétrica de curto-circuito e fator de forma dos dispositivos fotovoltaicos PERCb foram, respectivamente, de 22,13%, 669 mV, 41,06 mA/cm², 80,58%, e bifacialidade de 60%. Os parâmetros foram similares para as células solares PERCn, que alcançaram, na devida ordem, valores iguais a 22,12%, 40,99 mA/cm², 669 mV, 80,65% e fator de bifacialidade de 70%. As células solares HITb apresentaram eficiência de conversão de 22,35% e 23,12%, respectivamente, para a face frontal e posterior, tensão de circuito aberto de

727 mV, densidade de corrente elétrica de curto-circuito igual a 39,27 mA/cm², fator de forma de 78,33% e bifacialidade equivalente a 85%. Os dispositivos fotovoltaicos HITn apresentaram valores um pouco menores de 22,22% e 22,98% na eficiência de conversão para as faces frontal e posterior, assim como 727 mV para tensão de circuito aberto, densidade de corrente elétrica de curto-circuito igual a 39,02 mA/cm², fator de forma de 78,33% e bifacialidade correspondente a 92%.

Células solares PERT, base n, processadas sobre lâminas de Si-Cz, com 6 polegadas de diâmetro, resistividade de 4 Ω·cm e 180 μm de espessura, foram desenvolvidas por Peng *et al.* (2019), demonstrando como alcançar alta eficiência de conversão e alta tensão de circuito-aberto. A difusão de dopantes foi implementada com BBr₃ (emissor p⁺ posterior) e POCl₃ (campo retrodifusor frontal n⁺). A passivação de superfície foi realizada com nitreto de silício depositado por PECVD. Laser pulsado foi utilizado na face posterior para abrir pontos na região onde, posteriormente, depositaram-se os contatos de alumínio. Trilhas de prata foram impressas na superfície frontal. Os contatos metálicos foram co-queimados em forno de esteira. O dispositivo desenvolvido apresentou como resultados, com irradiância frontal, a J_{sc} de 40,0 mA/cm², FF igual a 79,4%, η equivalente a 22,0% e V_{oc} de 692 mV. Com irradiância na face posterior a densidade de corrente de curto-circuito foi menor, de 23,7 mA/cm² e o fator de forma e a tensão de circuito aberto foram de 80,2% e 678 mV, respectivamente, resultando na eficiência de 12,9%.

Yan *et al.* (2019) fabricaram células solares bifaciais PERT, base n, com contato frontal e posterior, com difusão de fósforo visando analisar a influência desse elemento, em diferentes perfis de dopagem. Foram utilizadas lâminas de silício Czochralski, tipo n, com espessura de 190 μm e de 156,75 mm x 156,75 mm. Também foram utilizadas lâminas de Si tipo p e tipo n para amostras de controle, com estrutura n⁺pn⁺ e n⁺nn⁺, para medição de tensão de capacitância eletroquímica. O campo retrodifusor posterior n⁺ e emissor frontal p⁺ foram formados por difusão de fósforo (POCl₃) e de boro (emissor sem menção à fonte), respectivamente. Passivação de ambas as superfícies realizada com nitreto de silício depositado por PECVD passando por queima rápida em forno de esteira para ativação do filme passivador. Formação da malha metálica e contatos foram realizados por serigrafia. As condições de difusão de fósforo envolveram manter o tempo constante em cada etapa térmica, variando a temperatura de deposição do silicato de fósforo (770 °C, 780 °C e 790 °C), difusão do dopante (825 °C e 850 °C) e recozimento (705 °C, 800 °C, 850 °C e 875 °C). Os

parâmetros elétricos da célula solar com maior desempenho apresentaram valores para a face frontal (emissor de boro) e face posterior (campo retrodifusor de fósforo) com tensão de circuito aberto igual a 662,7 mV e 666,5 mV, densidade de corrente de curto-circuito correspondente a 37,4 mA/cm² e 40,2 mA/cm², fator de forma de 82,1% e 79,9%, e eficiência de conversão de 21,33% e de 21,43%. A bifacialidade foi de 93,0%.

Células solares bifaciais PERT base n podem apresentar alta eficiência. Porém, nas regiões dos contatos entre o semicondutor da base e a malha metálica, pode haver perdas apreciáveis por recombinações dos portadores de carga. Ding *et al.* (2019) realizaram pesquisas com células solares bifaciais n-PERT, onde focaram em demonstrar as vantagens da aplicação de contatos posteriores passivados. Os dispositivos fotovoltaicos foram divididos em três conjuntos distintos: Grupo 1 (emissor homogêneo p⁺ frontal – difusão de boro com BBr₃ – mais emissor seletivo p⁺⁺ – formado com laser em quatro faixas de energia para a dopagem mais profunda – e campo retrodifusor posterior formado com implantação iônica de fósforo – sob tensão de 15 keV); Grupo 2 (somente emissor homogêneo p⁺ frontal e campo retrodifusor de polissilício dopado com fósforo depositado sobre uma camada de SiO₂ na face posterior, utilizando a combinação de seis temperaturas e tempos de recozimento); e Grupo 3 (combina o emissor do Grupo 1 com o BSF do Grupo 2). O nitreto de silício hidrogenado, depositado por PECVD, foi utilizado como filme AR em todos os grupos e foram usadas lâminas de silício Czochralski, tipo n, com dimensão de 156 mm x 156 mm e 180 µm de espessura. Apesar de tratar de células solares bifaciais, os autores apresentam resultados somente da face frontal (emissor).

Para o primeiro grupo de células solares os valores dos parâmetros elétricos (tensão de circuito aberto, densidade de corrente elétrica de curto-circuito e eficiência de conversão) foram, respectivamente, iguais a 645 mV, 39,2 mA/cm² e 20,15%. Esses são valores médios e referentes à face do emissor p⁺. Para o grupo 2, compararam os resultados obtidos entre os dispositivos com óxido de silício e sem a camada de passivação. As células solares com a passivação apresentaram a densidade de corrente elétrica de curto-circuito com valor 1,34 mA/cm² superior àquela dos dispositivos sem a camada dielétrica, alcançando valores acima de 40 mA/cm². Resultado similar ocorreu com a tensão de circuito-aberto, com valor de 28 mV superior e alcançaram valores excedentes a 670 mV. O grupo 3 resultou na tensão

de circuito-aberto de 665 mV, superior ao grupo sem polissilício, com um aumento de 0,9% (absoluto) na eficiência de conversão, atingindo a eficiência média de 20,7%.

Situações, como sombreamento, podem reduzir bruscamente a corrente elétrica produzida por uma célula solar, ocasionando, também, sua polarização reversa influenciada pelos demais dispositivos que estão conectados em série. Polarização e correntes reversas devem ser bem compreendidas (Breitenstein *et al.*, 2011). Nesse sentido, Shanmugam *et al.* (2019) investigaram as características de polarização reversa apresentadas por células solares base n. Compararam três processos industriais viáveis para a fabricação desses dispositivos, os quais foram: i. máscara de nitreto de silício realizado com PECVD para difusão de fósforo; ii. máscara de oxinitreto de silício igualmente crescido por PECVD para difusão de fósforo; e iii. silicato de fósforo crescido por APCVD para difusão de fósforo sem máscara. Foram utilizadas lâminas de Si-Cz, tipo n, com área de 244 cm². Realizaram a difusão de boro com BBr₃ e de fósforo com uso de POCl₃. A passivação foi obtida depositando os filmes de óxido de alumínio na face frontal e, na posterior, nitreto de silício, por PECVD. Os contatos ôhmicos foram realizados por malhas metálicas utilizando a técnica de serigrafia industrial, seguidas de queima da pasta metálica. Os autores identificaram as células solares como bifaciais, porém, apresentaram os resultados dos parâmetros elétricos de uma única face. Os valores para a tensão de circuito-aberto, densidade de corrente elétrica de curto-circuito, fator de forma e eficiência de conversão do melhor dispositivo fotovoltaico foram, respectivamente, iguais a 659 mV, 40,2 mA/cm², 80,0%, 21,5% para o Grupo 1. Para o grupo dois observaram a V_{oc} foi um pouco maior, de 664 mV e os demais parâmetros elétricos foram: 40,3 mA/cm², 80,1% e 21,4% e os resultados do Grupo 3 foram similares.

Diversos métodos e procedimentos, focando em diminuir custos de produção e aumentar o desempenho de dispositivos fotovoltaicos, foram executados ao longo dos anos. Ryu *et al.* (2018), alinhados a esse caminho, apresentaram a fabricação de células solares, com área de 239 cm², cujo processo de difusão de dopantes ocorreu em uma única etapa térmica. Com junção pn frontal e estrutura p⁺nn⁺, os dispositivos fotovoltaicos foram desenvolvidos em silício Czochralski, tipo n, de 156 mm x 156 mm e resistividade de base de 5 Ω·cm. Em etapa térmica de co-difusão, o emissor frontal foi estabelecido pela difusão de boro (950 °C por 30 minutos), previamente depositado por APCVD, enquanto o campo retrodifusor posterior foi formado pela difusão de fósforo (855 °C durante 20 minutos e 45 minutos) a partir de POCl₃. O emissor foi

passivado por com Al_2O_3 depositado por ALD e, sobre esse, SiN_x depositado por PECVD, enquanto a face do BSF foi passivada somente com nitreto de silício. Uma malha metálica padrão convencional frontal e contatos em pontos na face posterior foram impressos por serigrafia utilizando, respectivamente, as pastas metálicas de prata e de prata e alumínio. Por último, um refletor de prata foi depositado revestindo toda a face posterior de modo a conectar os referidos pontos de contato. A célula solar PERT com maior desempenho apresentou os seguintes valores para os parâmetros elétricos: eficiência de conversão igual a 20,31%, V_{oc} de 651 mV, J_{sc} de 39,55 mA/cm^2 e fator de forma igual a 78,83%. Os dados correspondem à face do emissor p^+ e não foram apresentados valores para a face do BSF n^+ .

Shimizu *et al.* (2018) apresentaram uma pasta com boro como novo material para difusão desse dopante em células solares para o desenvolvimento de dispositivos PERT. Como particularidade, pode ser impressa por meio de serigrafia. Realizando dois processos de fabricação de células solares, um convencional e outro simplificado, lâminas de silício com 6 polegadas, resistividade de base de 1,6 $\Omega \cdot \text{cm}$. Velocidade e pressão do rodo foram devidamente ajustadas para a impressão da pasta no substrato, seguido por evaporação de solvente em estufa. No processo convencional, a difusão de boro ocorreu em forno com tubo de quartzo em alta temperatura (930 °C, 950 °C, 970 °C e 1.000 °C) em atmosfera rica em nitrogênio. Reduzindo a temperatura em 100 °C após o término de cada ciclo, oxigênio foi inserido no forno para oxidação da camada com boro. A proteção da face do emissor p^+ foi implementada por meio de uma camada de SiN_x depositado com PECVD e realizaram a difusão de fósforo em uma nova etapa térmica (950 °C / 30 minutos e 930 °C / 60 minutos) empregando POCl_3 . Removendo o silicato de fósforo, a face frontal foi passivada com óxido de alumínio e nitreto de silício, respectivamente, com as técnicas ALD e PECVD, à medida que, para a face posterior, a passivação foi realizada por SiN_x , depositado com o método PECVD. Com a difusão de boro a 950 °C por 30 minutos, a célula solar com maior eficiência apresentou para a face frontal densidade de corrente de curto-circuito de 38,51 mA/cm^2 , tensão de circuito aberto igual a 642 mV, fator de forma equivalente a 81,4% e eficiência de conversão correspondendo a 20,11%. Na face posterior, os parâmetros elétricos foram um pouco menores sendo: 34,66 mA/cm^2 , 637 mV, 79,9% e 17,62%. Para a etapa térmica a 930 °C, com irradiância no emissor p^+ e no BSF, a eficiência foi um pouco menor de 20,8% e de 17,54%, respectivamente.

No processo simplificado, Shimizu *et al.* (2018) realizaram a difusão em uma única etapa térmica. A impressão da pasta com boro foi efetuada em uma face das lâminas, com a difusão do dopante ocorrendo em ambiente com nitrogênio. Os substratos, colocados aos pares no forno (face de boro com face de boro), passaram por recozimento na presença de oxigênio após a etapa térmica anterior e a uma temperatura mais baixa. Por fim, realizaram a difusão de fósforo com POCl_3 . Nesse processo, os parâmetros elétricos apresentados para a face frontal foram densidade de corrente de curto-circuito de $38,6 \text{ mA/cm}^2$, tensão de circuito aberto igual a 637 mV , fator de forma equivalente a $80,5\%$ e eficiência de conversão correspondendo a $19,81\%$. Quanto à face posterior, os parâmetros elétricos, respectivamente, correspondem a $34,05 \text{ mA/cm}^2$, 636 mV , $79,9\%$ e $17,31\%$.

No Quadro 3.2 apresenta-se a comparação das células solares bifaciais apresentadas nesta revisão bibliográfica, mostrando o substrato utilizado, as dimensões da célula solar, a estrutura dos dispositivos fotovoltaicos e a eficiência de conversão no emissor e no campo retrodifusor. Nota-se que as eficiências de conversão estão aliadas à tecnologia de cada dispositivo, assim como à sua área.

3.3. Células Solares Bifaciais Desenvolvidas no Núcleo de Tecnologia em Energia Solar

Nesse tópico apresentam-se trabalhos desenvolvidos pela equipe do NT-Solar/PUCRS em células solares bifaciais, visando comparar as diferentes tecnologias ou processos de produção desenvolvidos. São apresentados os resultados dos últimos 15 anos, mas trabalhos anteriores a estes também foram desenvolvidos e serviram de base tecnológica.

Crestani (2021) desenvolveu células solares bifaciais PERT, base p, pseudo-quadradas com área de $61,58 \text{ cm}^2$ em lâminas de Si-Cz, tipo p, com a estrutura n^+pp^+ . A metodologia para fabricação dos dispositivos fotovoltaicos teve como base dois processos distintos. O processo α , que reduz duas etapas térmicas em relação à técnica convencional, com difusão de dopantes (formação do emissor n^+ e BSF p^+ com fósforo e boro, respectivamente) em ciclos térmicos separados e passivação de superfície com dióxido de silício e junção flutuante. No processo β , a difusão dos dopantes foi realizada em um único passo térmico, diminuindo três etapas em alta temperatura, e passivação somente com SiO_2 . A eficiência obtida com o primeiro

processo (processo α) foi de 16,9% com irradiância no emissor e tensão de circuito-aberto de 605,9 mV. Com o segundo processo, os maiores valores de eficiência de conversão foram de 16,9% e 12,8%, com irradiância no emissor e no BSF, respectivamente.

Quadro 3.2. Tipo de substrato, área ou diâmetro das células solares, estrutura e eficiência de conversão das células solares bifaciais apresentadas nesta revisão bibliográfica.

Substrato	Área ou Diâmetro	Estrutura	Eficiência (%)	Referência
Si-Cz tipo n	239 cm ²	PERT Grupo A - Sem óxido	19,72	Li <i>et al.</i> (2021)
		PERT Grupo B - Sem óxido	20,03	
		PERT Grupo C - Com óxido	19,91	
		PERT Grupo D - Com óxido	20,26	
Si-Cz tipo n	156,75 mm x 156,75 mm	PERT - BSF homogêneo	20,8	Yin <i>et al.</i> (2021)
		PERT - BSF seletivo	21,0	
Si-Cz tipo n	156,75 mm x 156,75 mm menor resistividade de base	PERT	20,7	Yin <i>et al.</i> (2020)
	156,75 mm x 156,75 mm maior resistividade de base		21,5	
Si-Cz tipo n	156 mm x 156 mm	PERC (com DBR)	22,13	Wang <i>et al.</i> (2020 ^a)
		PERC (sem DBR)	22,12	
		HIT (com DBR)	22,35 (frontal) 23,12 (posterior)	
		HIT (sem DBR)	22,22 (frontal) 22,98 (posterior)	
Si-Cz tipo n	6 polegadas (diâmetro)	PERT	22,0 (n ⁺) 12,9 (p ⁺)	Peng <i>et al.</i> (2019)
Si-Cz tipo n	156,75 mm x 156,75 mm	PERT	21,33 (p ⁺) 21,43 (n ⁺)	Yan <i>et al.</i> (2019)
Si-Cz tipo n	156 mm x 156 mm	PERT p ⁺ homogêneo e seletivo / n ⁺ implante iônico	20,15	Ding <i>et al.</i> (2019)
		PERT p ⁺ homogêneo e seletivo / n ⁺ polissilício	20,7	
Si-Cz tipo n	244 cm ²	nFAB Grupo 1	21,5	Shanmugam <i>et al.</i> (2019)
		nFAB Grupo 2	21,4	
		nFAB Grupo 3	21,4	
Si-Cz tipo n	239 cm ²	PERT	20,31 (p ⁺)	Riu <i>et al.</i> (2018)
Si cristalino tipo n	6 polegadas (diâmetro)	PERT Método 1	20,11 (p ⁺) 20,8 (n ⁺)	Shimizu <i>et al.</i> (2018)
		PERT Método 2	19,81 (p ⁺) 17,31 (n ⁺)	

Com lâminas de silício Czochralski, grau solar, tipo n, como substrato, Aquino (2021) desenvolveu células solares bifaciais, base n, finas (espessura de 100 μm). A metodologia compreendeu difusão de dopantes em duas etapas térmicas separadas (emissor de boro por *spin-on* e BSF a partir de POCl_3), oxidação térmica para passivação com dióxido de silício e filme antirreflexo de dióxido de titânio. Do processo

resultaram dispositivos com eficiência de conversão 15,4% quando iluminada na face com o emissor e 16,1% na face com o campo retrodifusor.

Biazetto (2019) apresentou células solares bifaciais PERT, base n, com estrutura p^+nn^+ e dimensão de $61,58 \text{ cm}^2$, fabricadas em lâminas de Si-Cz. O processo apoiou-se na otimização experimental das resistências de folha do emissor p^+ e do campo retrodifusor n^+ , aliado à passivação de superfície com dióxido de silício. A formação das regiões altamente dopadas p^+ e n^+ ocorreram em etapas térmicas separadas, sendo a difusão de boro e oxidação (máscara de proteção para a face com boro) realizados na mesma etapa em alta temperatura. O dispositivo fotovoltaico com a maior a eficiência de conversão foi de 15,5% / 16,6% (emissor / campo retrodifusor).

Osório, Moehlecke e Zanesco (2018) pesquisaram a qualidade do óxido de silício como filme passivador e a influência que o tipo de substrato exerce no processo de desenvolvimento de células solares. Apresentou dispositivos fotovoltaicos bifaciais, com estrutura n^+pp^+ e fabricados em lâminas finas ($145 \mu\text{m}$ de espessura) crescidas pela técnica Czochralski e pelo método de fusão zonal flutuante, ambas de tipo p. A difusão de boro (campo retrodifusor p^+) e de fósforo (emissor n^+) foram realizadas por *spin-on* e com POCl_3 , respectivamente, em etapas térmicas separadas. Na face do BSF homogêneo (região altamente dopada p^+), realizou-se a difusão de alumínio para formar o BSF seletivo entre o semiconductor e o contato metálico. Para as células solares produzidas em Si-Cz e com passivação em ambas as faces, os parâmetros elétricos com irradiância na face do emissor n^+ , foram 592 mV, $31,0 \text{ mA/cm}^2$, 0,67 e 12%, respectivamente para a V_{OC} , J_{SC} , fator de forma e eficiência de conversão. Para irradiância no campo retrodifusor p^+ de boro, os respectivos valores foram 582 mV, 22 mA/cm^2 , 0,70 e 8,4%. Para os dispositivos sem o filme de passivação, os parâmetros elétricos para a face n^+ / p^+ alcançaram valores de 591 mV / 582 mV, $31,6 \text{ mA/cm}^2$ / $20,6 \text{ mA/cm}^2$, 0,71 / 0,73 e 13,4% / 8,8%, respectivamente. As células solares bifaciais desenvolvidas em Si-FZ com filme de passivação, para irradiância no campo retrodifusor p^+ / emissor n^+ , os parâmetros elétricos foram 595 mV / 604 mV, $23,7 \text{ mA/cm}^2$ / $33,2 \text{ mA/cm}^2$, 0,73 / 0,72 e 11,1% / 14,5%. Os dispositivos sem passivação, apresentaram os respectivos valores: 592 mV / 601 mV, $22,2 \text{ mA/cm}^2$ / $32,2 \text{ mA/cm}^2$, 0,73 / 0,72 e 9,7% / 14,0%.

Garcia (2016) comparou o emissor homogêneo p^+ ao emissor seletivo p^{++} de células solares base n com estrutura p^+nn^+ produzidas em lâminas de Si-Cz. O emissor homogêneo foi formado em diferentes processos com difusão de boro a partir

de BBr_3 e com a técnica de *spin-on* (líquido PBF20). A formação do emissor seletivo ocorreu com difusão de boro por radiação *laser* sobre a região altamente dopada p^+ . Aliado a isso, estudou os efeitos da deposição de filme AR de TiO_2 por evaporação com feixe de elétron e com APCVD. Como resultado, o dispositivo fotovoltaico mais eficiente com emissor homogêneo p^+ formado por BBr_3 , nessa face e sem passivação com SiO_2 , atingiu valores de densidade de corrente de curto-circuito, tensão de circuito aberto, fator de forma e eficiência de conversão, respectivamente, iguais a $30,8 \text{ mA/cm}^2$, $583,8 \text{ mV}$, $0,728$ e $12,7\%$. Para as células solares em que o emissor p^+ homogêneo foi formado por deposição do líquido PBF20, o dispositivo com maior eficiência atingiu valores de $14,3\%$, com V_{oc} de 586 mV , J_{sc} de $32,7 \text{ mA/cm}^2$ e FF igual a $0,743$. Os parâmetros elétricos do dispositivo emissor seletivo p^{++} atingiram os valores correspondente de V_{oc} igual a $561,8 \text{ mV}$, J_{sc} de $31,3 \text{ mA/cm}^2$, $0,660$ para o FF e eficiência de conversão de $11,6\%$.

Os trabalhos desenvolvidos no NT-Solar são apresentados resumidamente no Quadro 3.3, mostrando a eficiência de conversão para as regiões altamente dopadas p^+ e n^+ . As eficiências alcançadas no NT-Solar / PUCRS são limitadas pelo uso de Si grau solar e equipamentos de produção de duas décadas atrás. Porém, cabe destacar que essas são as maiores eficiências obtidas em células solares desenvolvidas no Brasil (Zanesco *et al.*, 2018^b).

Quadro 3.3. Tipo de substrato, área das células solares, estrutura e eficiência de conversão das células solares bifaciais desenvolvidas no Núcleo de Tecnologia em Energia Solar em trabalhos anteriores nos últimos anos.

Substrato	Área	Estrutura	Eficiência (%)	Referência
Si-Cz tipo p	$61,58 \text{ cm}^2$	PERT	$16,9 \text{ (n}^+)$ $12,8 \text{ (p}^+)$	Crestani (2021)
Si-Cz tipo n	$61,58 \text{ cm}^2$	PERT	$15,4 \text{ (p}^+)$ $16,1 \text{ (n}^+)$	De Aquino (2021)
Si-Cz tipo n	$61,58 \text{ cm}^2$	PERT	$15,5 \text{ (p}^+)$ $16,6 \text{ (n}^+)$	Biazetto (2019)
Si-Cz tipo p	$61,58 \text{ cm}^2$	PERT - com óxido	$12 \text{ (n}^+)$ $14 \text{ (p}^+)$	Osório (2018)
		PERT - sem óxido	$13,4 \text{ (n}^+)$ $8,8 \text{ (p}^+)$	
Si-FZ tipo p	$61,58 \text{ cm}^2$	PERT - com óxido	$11,1 \text{ (n}^+)$ $14,5 \text{ (p}^+)$	
		PERT - sem óxido	$9,7 \text{ (n}^+)$ $14 \text{ (p}^+)$	

4. METODOLOGIA

4.1. Desenvolvimento do Processo de Produção das Células Solares Bifaciais

Nesse trabalho foram desenvolvidas células solares bifaciais PERT, base n, pseudo-quadradas com estrutura p^+nn^+ e área de $61,58 \text{ cm}^2$. Foram utilizadas lâminas de silício Czochralski, tipo n, dopado com fósforo, grau solar, com orientação dos planos cristalográficos $\{100\}$, espessura de $(200 \pm 30) \mu\text{m}$, diâmetro de $(100 \pm 0,5) \text{ mm}$ e resistividade de base variando entre $1 \Omega\cdot\text{cm}$ e $20 \Omega\cdot\text{cm}$. Também foram utilizados substratos de silício monocristalino tipo n crescido pelo método da fusão zonal flutuante (Si-FZ) com as seguintes características: orientação dos planos $\{100\}$, espessura de $(290 \pm 15) \mu\text{m}$, diâmetro de $(100 \pm 0,5) \text{ mm}$ e resistividade de base variando de $1 \Omega\cdot\text{cm}$ a $15 \Omega\cdot\text{cm}$. As lâminas de Si-FZ foram afinadas em solução com KOH para obter a espessura da ordem de $200 \mu\text{m}$ (Osório, 2012).

A sequência de etapas para o processamento das células solares bifaciais foi desenvolvida com base no procedimento utilizado para a difusão de dopantes – boro e fósforo – na mesma etapa térmica. Esse método vincula-se à solicitação de patente junto ao Instituto Nacional de Propriedade Intelectual (INPI) e intitulada “Processo de difusão de dopante tipo p e tipo n em lâminas de silício na mesma etapa térmica”, com o número do registro: BR 10 2018 008576 0 (ZanESCO; Moehlecke, 2018^c).

Realizou-se a otimização experimental das resistências de folha do emissor p^+ e analisaram-se parâmetros de caracterização das células solares bifaciais base n desenvolvidas com a difusão de dopantes na mesma etapa térmica. Também se efetuou a análise da passivação das superfícies com dióxido de silício crescido com e sem nitrogênio na câmara de processamento. A metodologia desenvolvida para o processo de produção das células solares bifaciais respaldou-se em trabalhos anteriores realizados no laboratório do NT-Solar, possuindo como base a produção de dispositivos fotovoltaicos monofaciais (ZanESCO; Moehlecke, 2016; Crestani, 2021; Kochenborger, 2021).

Na Figura 4.1, dois procedimentos para fabricação de células solares são apresentados e comparados. O primeiro método, esquematizado na Figura 4.1-a, é o processo padrão com BBr_3 para formar o emissor p^+ . No segundo método, resumido na Figura 4.1-b, aplicado nesse trabalho, é utilizada a técnica de *spin-on* para a deposição de líquido com boro em uma das faces das lâminas de silício. Na face oposta, o método com POCl_3 é usado para a difusão de fósforo, com base na patente citada anteriormente. Observa-se que, no processo esquematizado na Figura 4.1-b, ao se realizar a difusão dos dopantes na mesma etapa térmica, há redução de três etapas térmicas e duas limpezas químicas (Zanesco; Moehlecke, 2018^o).

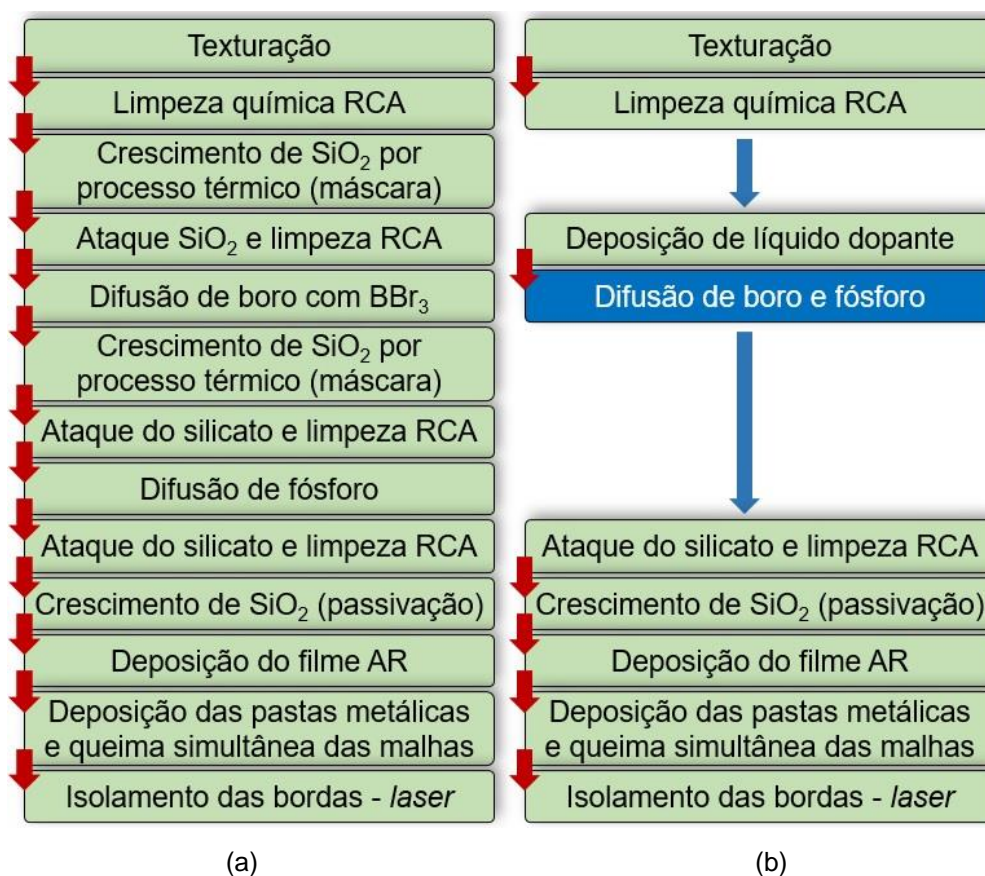


Figura 4.1. Etapas do processo de fabricação de células solares para o (a) processo padrão com BBr_3 e (b) com difusão de boro e fósforo na mesma etapa térmica com base na solicitação de patente BR 10 2018 008576 0.

O procedimento indicado no diagrama da Figura 4.1-b, com reduções das etapas térmicas e de limpezas químicas, é apresentado de forma mais detalhada nas etapas listadas abaixo e está ilustrado no diagrama da Figura 4.2. Nesta figura também se apresenta a caracterização das amostras e das células solares, que será detalhada mais adiante. O processo consiste nas seguintes etapas:

- Texturação superficial em solução com KOH;
- Limpeza química RCA;
- Deposição do líquido PBF20 contendo boro por *spin-on*;
- Difusão de boro e fósforo na mesma etapa térmica;
- Ataque dos silicatos de boro e de fósforo com HF e limpeza química RCA;
- Passivação das superfícies com óxido de silício;
- Deposição de filme antirreflexo de TiO₂ em ambas as faces;
- Deposição por serigrafia e secagem da malha metálica com pasta de prata na região altamente dopada com fósforo;
- Deposição por serigrafia e secagem da malha metálica com pasta de prata e alumínio na região altamente dopada com boro;
- Queima simultânea das pastas metálicas em forno de esteira;
- Isolamento das bordas através do corte a laser.

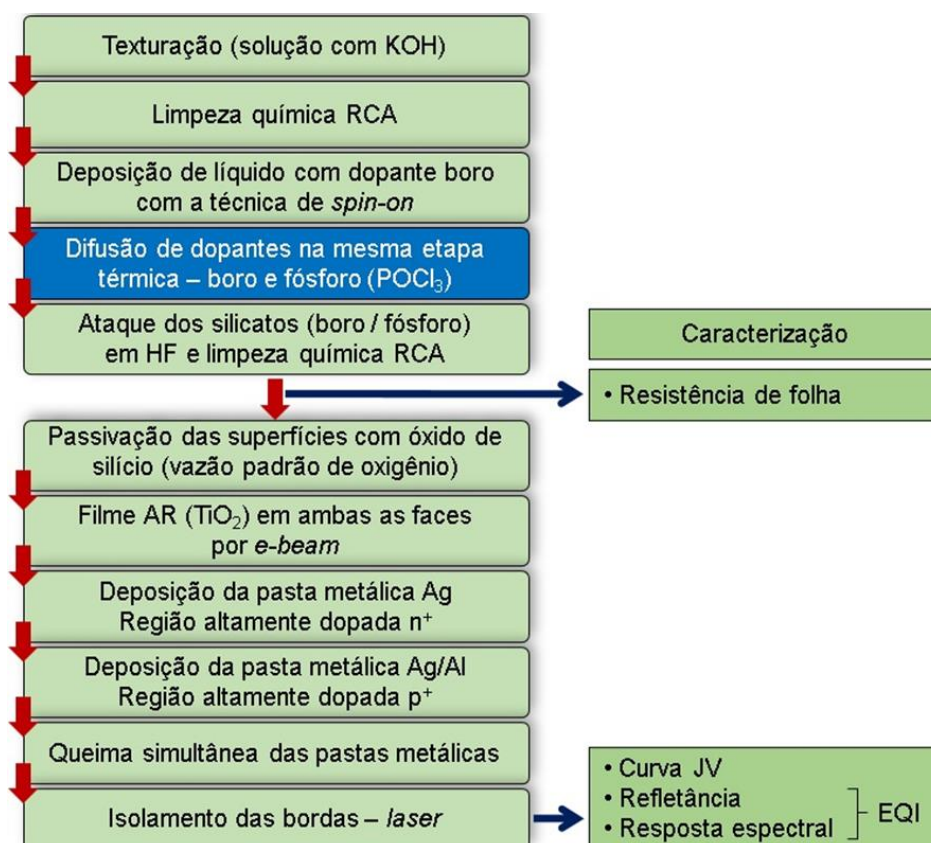


Figura 4.2. Diagrama das etapas realizadas para o desenvolvimento das células solares bifaciais base n.

A estrutura da célula solar bifacial desenvolvida a partir do processo descrito na Figura 4.2 está representada no diagrama da Figura 4.3, onde se identificam o

filme AR em ambas as faces, a camada para passivação de superfície com óxido de silício, as regiões altamente dopadas p^+ e n^+ , a base n e os contatos metálicos.

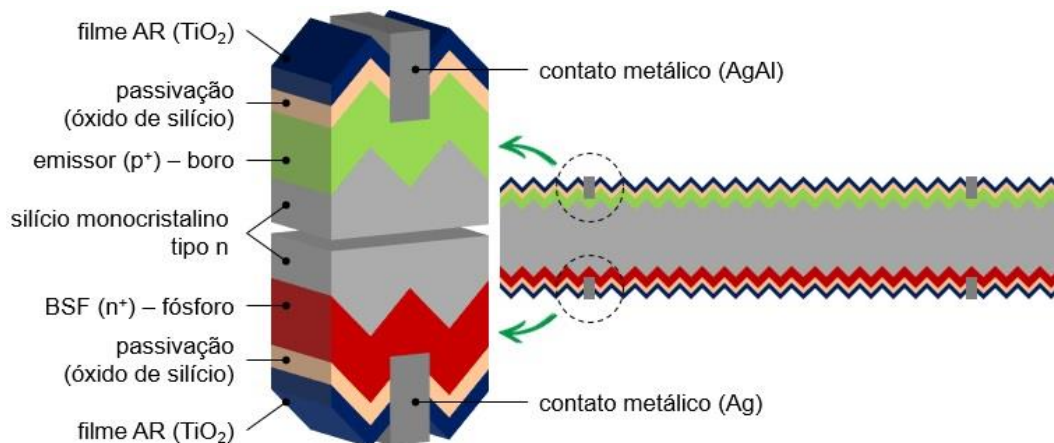


Figura 4.3. Digrama de uma célula solar bifacial PERT, com estrutura p^+nn^+ , onde estão destacados o substrato, emissor, BSF, camada de passivação, filme AR e contatos metálicos frontal e posterior.

4.2. Descrição das Etapas do Processamento

O procedimento para a texturação das lâminas de silício foi realizado em solução alcalina (álcool isopropílico, hidróxido de potássio e água deionizada), mantida na temperatura de 80 °C. Os parâmetros de temperatura da solução, tempo e proporção dos componentes químicos para a quantidade e tipo de substrato foram otimizados em trabalhos anteriores (Zanescio; Moehlecke, 2016). Por ocorrer um ataque químico anisotrópico em relação à estrutura cristalina do semiconductor, micropirâmides de base quadrada foram criadas na superfície do substrato. Logo, promovendo o aumento no aprisionamento da radiação solar e redução da refletância (Green, 1982).

As limpezas químicas foram realizadas de acordo com o método padrão RCA. Posterior ao processo de texturação, as lâminas de silício passaram pela limpeza RCA2. Após a difusão e remoção dos silicatos de boro e de fósforo em HF (40%) foi realizada outra limpeza química RCA2 para preparar as amostras para o crescimento da camada de óxido de silício para passivação.

Como fonte de boro, foi usado o líquido PBF20 (Filmtronics, EUA). Para a aplicação nas lâminas de silício, fez-se uso da técnica *spin-on* com auxílio do equipamento *spinner* (marca *Laurell*, modelo *WS-650MZ-23NPP*). Ver-teu-se o líquido contendo o dopante em uma das faces da lâmina e essa foi colocada a girar

em alta velocidade angular, de modo a espalhar a fonte e criando um filme fino e uniforme sobre a superfície. A evaporação do solvente foi realizada em estufa (200 °C por 20 minutos). Após a secagem, as lâminas de Si foram inseridas no forno de difusão para a etapa térmica de difusão de boro, juntamente com a difusão de fósforo a partir de oxicloreto de fósforo.

A etapa de difusão dos dopantes foi executada em forno convencional com tubo de quartzo horizontal (Bruce Technologies, Inc.). Com base em trabalhos anteriores (Zanesco; Moehlecke, 2016; Biazetto, 2019; Crestani, 2021), primeiramente formou-se a região altamente dopada p⁺ buscando otimizar a resistência de folha do emissor. Grupos de lâminas de silício foram submetidos a diferentes temperaturas para difusão de boro (T_B), no intervalo de 940 °C a 980 °C, apresentadas na Figura 4.4. O tempo de difusão de boro foi de 20 minutos. Na sequência, permanecendo as amostras na câmara de processamento, efetuou-se a difusão de fósforo na temperatura (T_P) de 845 °C, formando o campo retrodifusor n⁺.

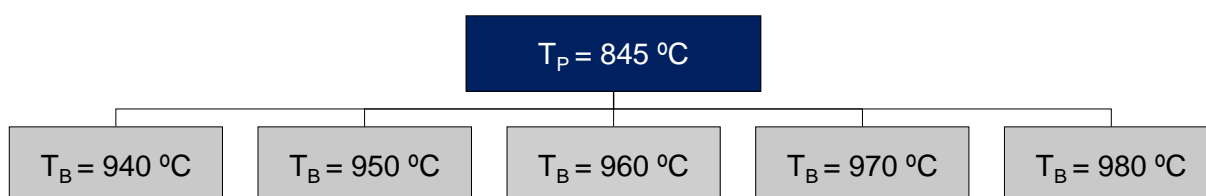


Figura 4.4. Temperaturas para difusão de boro e temperatura de difusão de fósforo utilizadas neste trabalho.

Após a remoção dos silicatos de boro e de fósforo e limpeza química das amostras, a passivação de superfície foi obtida por meio da oxidação térmica seca, com crescimento da camada de óxido de silício, sob vazão padrão de oxigênio, na temperatura de 800 °C durante 45 min (Zanesco *et al.*, 2018^d). O processo foi realizado em forno específico com tubo de quartzo (*Tystar Corporation*).

Para a deposição do filme antirreflexo sobre as faces das lâminas de silício foi aplicada a técnica de evaporação por feixe de elétrons. Utilizou-se o equipamento da marca *Temescal*, modelo FC-2000, no qual, em câmara de alto vácuo, os substratos ficam apoiados em um sistema planetário. Efetuou-se o bombardeamento de grânulos de dióxido de titânio para fundi-lo. A espessura do filme de TiO₂ foi dimensionada considerando as diferentes espessuras da camada de óxido de silício em cada face da célula solar. Esse ajuste ocorre a fim de se obter a menor refletância média ponderada considerando a resposta espectral do dispositivo (Zhao; Green, 1991).

Salienta-se que, devido às etapas térmicas de secagem e queima das pastas metálicas em forno de esteira no processo de metalização, podem ocorrer alterações das propriedades do material, tais como a espessura do filme fino e, conseqüentemente, a refletância (Ly *et al.*, 2013).

A metalização para formar os contatos metálicos foi realizada por serigrafia (equipamento *screen-printer*, modelo MSP 485, *Affiliated Manufacturers Inc.*) em duas etapas. Primeiro, se executou a impressão da malha metálica de prata/alumínio na face dopada com boro de todas as amostras. A esse passo, seguiu-se a secagem da pasta (evaporação de solvente) em forno de esteira (modelo LA-309, *RTC Radiant Technology Corporation*). Na segunda parte, foi efetuada a deposição da malha metálica de prata na face oposta (dopada com fósforo) e realizada a secagem. Finalizando esse ciclo, efetuou-se a queima simultânea das pastas de prata e de prata/alumínio, necessário para que essas perfurem o filme AR e contatem as regiões altamente dopadas p^+ e n^+ .

As malhas metálicas foram impressas com duas barras coletoras e 35 trilhas, de forma simétrica nas duas faces. Na face com o emissor p^+ foi depositada a pasta metálica PV3N1 (liga de alumínio e prata), enquanto na face do campo retrodifusor n^+ foram utilizadas as pastas PV17F e PV19L (prata), da DuPont. As temperaturas praticadas para secagem foram, respectivamente, de 300 °C e 380 °C, e a queima foi executada a 850 °C e 860 °C.

Por último, ocorreu o isolamento nas bordas das células solares. O processo foi realizado com radiação *laser*, executando-se o corte de seu contorno e posterior clivagem manual, do qual resultaram dispositivos fotovoltaicos pseudo-quadrados com área de 61,58 cm². Com isso, se impede que ocorra curto-circuito entre as faces frontal e posterior. O equipamento utilizado foi o modelo *4000 Series YAG Laser Systems*, fabricado pela empresa *US Laser Corporation*. O sistema consiste em um *laser* Nd:YAG, operando no comprimento de onda de 1.064 nm, com distribuição gaussiana de energia (TEM₀₀)

4.3. Caracterização das Células Solares Bifaciais PERT Base n

Concluída a etapa térmica de difusão, e com o objetivo de avaliar o procedimento, em uma lâmina pré-selecionada em cada grupo processado com diferente temperatura para a difusão de boro foi medida a resistência de folha. A

mensuração desse parâmetro foi realizada em cada face do substrato em 13 regiões, distribuídas uniformemente, conforme localização apresentada na Figura 4.5. A partir desses valores, efetuou-se o cálculo da média e o desvio-padrão. O equipamento usado é constituído de duas partes: o cabeçote contendo os quatro eletrodos para contato direto com o substrato, modelo S-301-6, da empresa Signatone, e o módulo de testes elétricos, fabricado por Jandel, modelo RM3.

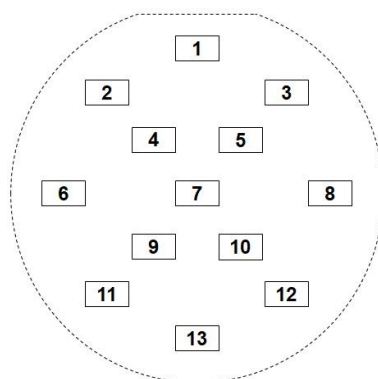


Figura 4.5. Distribuição das regiões sobre a superfície da lâmina de silício para medidas da resistência de folha.

Para avaliar a influência do processo de difusão nos parâmetros elétricos das células solares mediu-se a curva da corrente elétrica em função da tensão elétrica aplicada (curva I-V). Para caracterizar e comparar as células solares bifaciais base n também mediu-se a resposta espectral e a refletância para obter a eficiência quântica interna. A densidade de corrente de curto-circuito, a tensão de circuito aberto, o fator de forma e a eficiência de conversão foram obtidos da curva I-V, medida em condições padrão e utilizando o simulador solar modelo CT150AAA, fabricado pela empresa *PET – Photo Emission Tech., Inc.* O equipamento está classificado na categoria AAA, de acordo com normas da *American Society for Testing and Materials*.

A curva I-V de cada dispositivo foi medida com irradiância em uma face, mantendo a outra face no escuro e comparou-se a eficiência e os demais parâmetros elétricos. Também se avaliou a bifacialidade e a potência produzida pela célula solar considerando a incidência de irradiância somente na face com maior eficiência ($P_{\text{Monofacial}}$) e a potência com irradiância nas duas faces (P_{Bifacial}). Nesse caso, considerou-se a irradiância incidente na face posterior igual a 20% da irradiância na face frontal (Yusufoglu *et al.*, 2015; Grafulha; Zanesco, 2016). Em dispositivos base n, em geral, a face com o campo retrodifusor n^+ de fósforo apresenta a maior eficiência

(Biazetto, 2019) e considerou-se a incidência de irradiância solar na face com a maior eficiência no modo de operação monofacial.

Em lâminas de silício Czochralski, após a texturação, também se avaliou a distribuição bidimensional do tempo de vida dos portadores de carga minoritários para analisar a influência de oxigênio precipitado nos parâmetros elétricos das células solares. Utilizou-se o equipamento WT-2000PVN, *Semilab Semiconductor Physics Laboratory, Inc.*

Foram medidas a resposta espectral e a refletância das células solares bifaciais com o espectrofotômetro modelo *PVE300 Photovoltaic Characterisation*, comercializado pela empresa *Bentham Instruments Ltd.* Duas lâmpadas distintas, uma de xenônio (75 W) e outra halógena de quartzo (100 W), integram o equipamento, cuja operação está no intervalo de comprimentos de onda de 350 nm a 1.100 nm. O instrumento dispõe de um monocromador para separação da radiação eletromagnética e permite realizar as medidas de refletância hemisférica com a esfera integradora. Com base nos resultados da refletância e da resposta espectral, calculou-se a eficiência quântica interna das células solares.

Para os dois tipos de lâminas de silício e os diferentes valores da temperatura de difusão de boro para formar o emissor compararam-se os valores da resistência de folha, dos parâmetros elétricos, da bifacialidade, da refletância e eficiência quântica interna. Para as células solares processadas em lâminas de Si-Cz com diferentes temperaturas de difusão de boro também se comparou a distribuição bidimensional do comprimento de difusão dos portadores de carga minoritários.

4.4. Metodologia para a Análise da Passivação e da Espessura da Camada de Óxido de Silício Crescida em Diferentes Condições

O tempo de vida dos portadores de carga minoritários é um fator fundamental para as características elétricas de uma célula solar, tais como a tensão de circuito-aberto e a corrente de curto-circuito (Geisecke *et al.*, 2011). Em lâminas de silício cristalino, o parâmetro está relacionado com a concentração de impurezas indesejáveis e defeitos existentes no volume do substrato, podendo sofrer alterações no decorrer do processo de fabricação do dispositivo fotovoltaico (Mitchell *et al.*, 2013). Os metais de transição, como ferro, níquel e cobre, por exemplo, presentes na estrutura cristalina do semicondutor, formam centros de recombinações com níveis de

energia dentro da banda proibida, o que limitará a eficiência do dispositivo (Kim *et al.*, 2013).

Esse tópico visa à análise da passivação das superfícies e da espessura da camada de óxido de silício, crescido por oxidação térmica seca. Avaliou-se o efeito de diferentes vazões de oxigênio, com e sem a presença de nitrogênio, durante o processo de crescimento do filme de passivação nas regiões altamente dopadas com boro e fósforo.

Medidas do tempo de vida dos portadores de carga minoritários foram utilizadas como parâmetro na análise da passivação das superfícies com óxido de silício e, também, para avaliar o efeito de etapas térmicas no processamento em alta temperatura no substrato. Para o estudo, nove lâminas de Si-FZ foram preparadas conforme os passos a seguir: i. texturação e limpeza química RCA; ii. deposição por *spin-on* de líquido contendo o dopante boro; iii. difusão de boro e de fósforo na mesma etapa térmica; iv. ataque dos silicatos e limpeza química RCA e v. oxidação das superfícies para crescimento da camada de óxido de silício para a passivação. No processo, a formação do emissor p⁺ e do campo retrodifusor n⁺ ocorreram, respectivamente, por difusão de boro em uma face na temperatura de 950 °C e, na face oposta, por difusão de fósforo a partir de POCl₃ na temperatura de 845 °C.

As medições do tempo de vida dos portadores de carga minoritários foram realizadas com duas técnicas distintas: decaimento da fotocondutividade no estado quase estacionário (*quase-steady-state photoconductance*, QSSPC) e distribuição bidimensional do tempo de vida dos portadores de carga minoritários pelo método do decaimento da fotocondutividade detectado por micro-ondas (μ -PCD). Foram utilizados o equipamento WTC-120, *Sinton Consulting, Inc.*, e o número de portadores de carga (nível de injeção) $N = 1 \times 10^{-15} \text{ cm}^{-3}$ na primeira técnica para a medição do tempo de vida efetivo (τ_{efetivo}) dos portadores de carga minoritários. No segundo método utilizou-se o equipamento WT2000PV da Semilab.

A medição do tempo de vida dos portadores de carga minoritários foi realizada após diferentes etapas do processo: após a texturação das superfícies (τ_{Inicial}); depois da difusão de dopantes ($\tau_{\text{Após difusão}}$) e após o crescimento da camada de óxido de silício para passivação como segue: com a camada de passivação nas duas superfícies ($\tau_{\text{com óxido}}$), sem as camadas de óxido de silício e com as regiões altamente dopadas ($\tau_{\text{sem óxido}}$) e após a remoção por ataque químico das regiões altamente dopadas p⁺ e

n^+ (τ_{Base}). No diagrama da Figura 4.6 mostra-se o processo de preparação das amostras e em que etapas do processamento as medições foram implementadas. Para a medição do $\tau_{efetivo}$ as amostras foram imersas em HF 48 % para a passivação das superfícies, com exceção da medição do $\tau_{com\ \acute{o}xido}$. Para cada etapa otimizou-se o tempo de imersão em HF até obter um valor aproximadamente constante, sendo este tempo diferente para cada caso. Os tempos de imersão em HF foram: $\tau_{Inicial} \rightarrow 14\ min$, $\tau_{Após\ difusão} \rightarrow 4\ min$, $\tau_{sem\ \acute{o}xido} \rightarrow 2\ min$ e $\tau_{Base} \rightarrow 4\ min$.

Para obter a distribuição bidimensional do tempo de vida dos portadores de carga minoritários as amostras não foram passivadas e, portanto, o resultado, foi utilizado para comparar a variação deste parâmetro na área da lâmina de silício. Somente há passivação com a camada de óxido de silício quando foi mantida nas amostras.

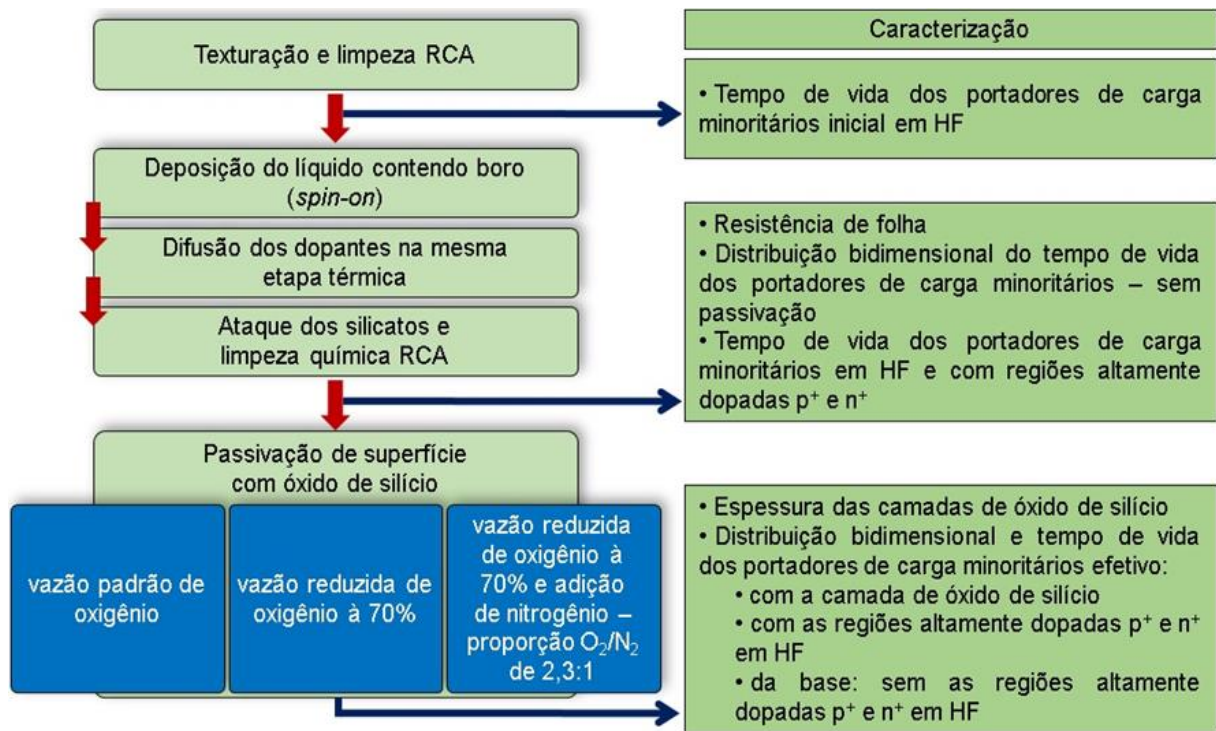


Figura 4.6. Diagrama do processo de preparação das amostras e em que etapas foram realizadas as medições do tempo de vida dos portadores de carga minoritários nas lâminas de Si-FZ.

Como mostra a Figura 4.6, para comparar o efeito da passivação nas superfícies as amostras foram submetidas a três diferentes processos de oxidação térmica seca. Os processos para crescer uma camada de óxido de silício em ambas as faces das lâminas foram implementados em um forno específico com tubo de quartzo nas seguintes condições: i. vazão padrão de oxigênio; ii. vazão reduzida de

oxigênio para 70%, e iii. vazão reduzida de oxigênio para 70% com presença de nitrogênio ultrapuro (proporção de 2,3:1), resultando na vazão total de gases igual à vazão de oxigênio no processo padrão. Utilizaram-se três lâminas de Si-FZ em cada processo de crescimento da camada de passivação. Os processos foram executados na temperatura de 800 °C durante 45 minutos e estão resumidos na Figura 4.7.

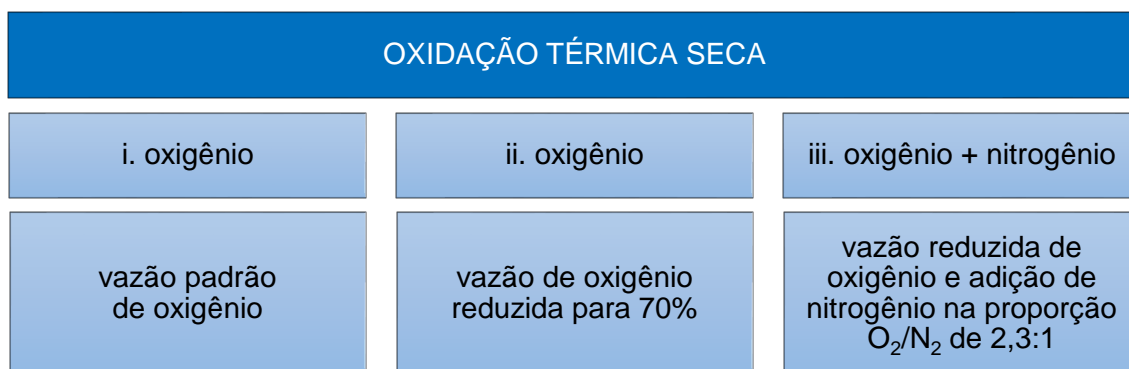


Figura 4.7. Processos de crescimento da camada de óxido de silício para passivação das superfícies com oxidação térmica seca, com e sem a presença de nitrogênio.

A espessura da camada de óxido de silício crescido pelos diferentes métodos e o respectivo índice de refração foram medidos com o elipsômetro modelo GES5-E, *Semilab Semiconductor Physics Laboratory, Inc.* O equipamento é constituído de uma lâmpada de xenônio (75 W), goniômetro, fonte de tensão, espectrômetro, sistema óptico de polarização de luz e sistema de detecção. A partir dos dados obtidos por elipsometria, cinco diferentes modelos matemáticos de regressão não-linear foram aplicados para estimar a espessura da camada de óxido de silício crescido em ambas as faces das amostras (Britto, 2023). Nesta análise, com base na metodologia desenvolvida por Britto (2023), selecionou-se o método que resultou na menor variação nos valores estimados da espessura da camada de óxido de silício.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Análise da Resistência de Folha do Emissor e do Campo Retrodifusor Produzidos na Mesma Etapa Térmica em Diferentes Substratos Tipo n

Os dados referentes à resistência de folha para as faces do emissor p⁺ de boro (R_{SQ-B}) e do campo retrodifusor n⁺ de fósforo (R_{SQ-P}) das células solares bifaciais produzidas em lâminas de Si-Cz, tipo n, estão apresentados na Tabela 5.1 e na Figura 5.1. Os resultados relativos às lâminas de Si-FZ, tipo n, encontram-se na Tabela 5.2 e Figura 5.2.

Tabela 5.1. Resistência de folha do emissor p⁺ de boro (R_{SQ-B}) e do campo retrodifusor n⁺ de fósforo (R_{SQ-P}) em função da temperatura para difusão de boro (T_B) em **lâminas de Si-Cz**. A difusão dos dopantes foi realizada na mesma etapa térmica.

T_B (°C)	Lote	R_{SQ-B} (Ω/sq)	R_{SQ-B} Média (Ω/sq)	R_{SQ-P} (Ω/sq)	R_{SQ-P} Média (Ω/sq)
940	A1	120 ± 3	116 ± 6	52 ± 1	51 ± 2
	B1	112 ± 6		51 ± 2	
950	A2	104 ± 4	99 ± 7	52 ± 1	52 ± 2
	B2	95 ± 4		53 ± 3	
960	A3	85 ± 3	83 ± 5	55 ± 1	54 ± 2
	B3	82 ± 6		54 ± 3	
970	A4	75 ± 3	77 ± 3	61 ± 3	64 ± 4
	B4	79 ± 3		66 ± 2	
980	A5	64 ± 2	64 ± 2	72 ± 3	72 ± 3

Tabela 5.2. Resistência de folha do emissor p⁺ de boro (R_{SQ-B}) e do campo retrodifusor n⁺ de fósforo (R_{SQ-P}) em função da temperatura para difusão de boro (T_B) em **lâminas de Si-FZ**. A difusão dos dopantes foi realizada na mesma etapa térmica.

T_B (°C)	R_{SQ-B} (Ω/sq)	R_{SQ-P} (Ω/sq)
940	113 ± 5	57 ± 2
950	98 ± 4	58 ± 2
960	84 ± 5	60 ± 3
970	76 ± 3	76 ± 3

Observa-se na Tabela 5.1 e na Figura 5.1 que a resistência de folha do emissor diminuiu à medida que a temperatura de difusão de boro (T_B) aumentou, como era previsto. Verifica-se que o valor médio desse parâmetro (R_{SQ-B} Média) reduziu de (116

± 6) Ω/sq para (64 ± 2) Ω/sq com a variação de T_B de 940 $^\circ\text{C}$ para 980 $^\circ\text{C}$ no substrato de Si-Cz. O desvio padrão obtido nos valores é típico e está relacionado à não uniformidade da difusão, que é uma característica do processo e da não uniformidade da resistividade de base da lâmina de silício. De forma análoga, conforme apresentado na Figura 5.2 e Tabela 5.2, a resistência de folha da região altamente dopada p^+ das amostras de Si-FZ também apresentou um decréscimo com o aumento da temperatura. No intervalo de 940 $^\circ\text{C}$ a 970 $^\circ\text{C}$, a $R_{\text{SQ-B Média}}$ variou de (113 ± 5) Ω/sq à (76 ± 3) Ω/sq . Portanto, os valores da $R_{\text{SQ-B}}$ foram similares para os dois tipos de substratos, no mesmo intervalo de T_B .

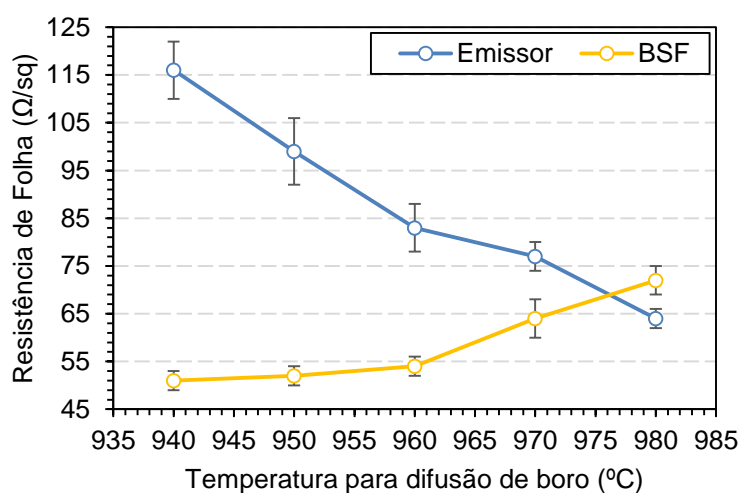


Figura 5.1. Resistência de folha do emissor de boro e do campo retrodifusor de fósforo em função da temperatura de difusão de boro medida em lâminas de Si-Cz.

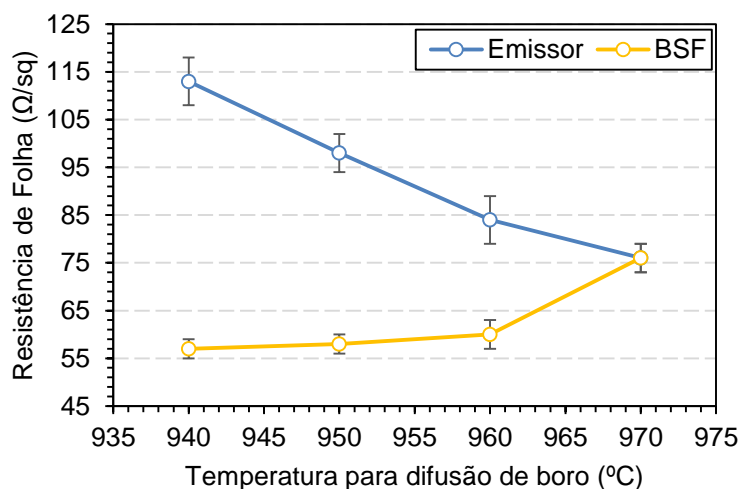


Figura 5.2. Resistência de folha do emissor de boro e do campo retrodifusor de fósforo em função da temperatura de difusão de boro medida em lâminas de Si-FZ.

Para ambos os tipos de substratos, percebe-se uma tendência de redução do desvio padrão da R_{SQ-B} em temperaturas mais elevadas. Isso sugere uma difusão mais uniforme do dopante boro. Porém, como mostram a Figura 5.1 e Figura 5.2, a resistência de folha do campo retrodifusor n^+ tende a aumentar, indicando que a temperatura de difusão de boro está influenciando na formação da região altamente dopada n^+ .

As etapas térmicas em alta temperatura são cruciais para a formação das regiões altamente dopadas p^+ e n^+ . A difusão de fósforo, sob determinadas condições, pode realizar o processo denominado de *gettering*. Esse processo conduz impurezas presentes no volume da lâmina de silício para regiões do substrato, tornando-as inativas como centro de recombinações (Luque e Hegedus, 2011). Em temperaturas mais altas, a difusão de boro é mais profunda, estabelecendo valores mais baixos para a resistência de folha na face do emissor. Porém, com o aumento da T_B , provavelmente pode estar ocorrendo a difusão de boro na face dopada com fósforo, resultando no aumento da resistência de folha do campo retrodifusor.

Com um aumento da temperatura de difusão de boro de 940 °C e 980 °C, a resistência de folha média do campo retrodifusor n^+ de fósforo nas lâminas de Si-Cz variou de $(51 \pm 1) \Omega/\text{sq}$ para $(72 \pm 3) \Omega/\text{sq}$. Nos substratos de Si-FZ, a R_{SQ-P} média aumentou de $(57 \pm 2) \Omega/\text{sq}$ a $(75 \pm 3) \Omega/\text{sq}$ no intervalo da temperatura de difusão de boro de 940 °C e 970 °C. Considerando o mesmo intervalo de T_B , nota-se que nas amostras de Si-FZ a R_{SQ-B} foi um pouco maior. O desvio padrão da resistência de folha do campo retrodifusor n^+ de fósforo tende a aumentar com o aumento da T_B .

Nos dois tipos de substrato, ficou evidente que a formação da região altamente dopada n^+ também foi afetada pela variação de T_B . As temperaturas mais elevadas para formação da região altamente dopada p^+ possivelmente estão ocasionando a difusão de boro na face dopada com fósforo.

5.2. Influência nos Parâmetros Elétricos da Temperatura de Difusão de Boro para Formar o Emissor

5.2.1. Resultados em Células Solares Processadas em Si-Cz

Os valores da densidade de corrente elétrica de curto-circuito (J_{sc}), da tensão de circuito aberto (V_{oc}), do fator de forma (FF) e da eficiência (η) apresentados na

Tabela 5.3 e na Tabela 5.4 correspondem, respectivamente, aos resultados obtidos com a irradiância incidente na face do emissor p⁺ e no campo retrodifusor n⁺ para as células solares bifaciais desenvolvidas nos lotes A. Na Tabela 5.3 e na Tabela 5.4 destacam-se as células solares com maior eficiência.

As amostras foram submetidas à etapa térmica destinada à passivação de superfície efetuada por oxidação térmica seca, na temperatura de 800 °C, durante 45 minutos. Nesse caso, as espessuras da camada de SiO₂, respectivamente na face do campo retrodifusor n⁺ de fósforo e do emissor p⁺ de boro, foram de aproximadamente 50-60 nm e de 10-14 nm (Zanesco; Razera; Moehlecke, 2018^d).

Para obter a menor refletância ponderada, considerando a resposta espectral da célula solar, as espessuras do filme AR de dióxido de titânio foram ajustadas levando em conta a camada de dióxido de silício para a passivação (Zhao; Green, 1991). A espessura do filme de TiO₂ foi de aproximadamente 50 nm na face do emissor e de 25 nm na face do campo retrodifusor (Zanesco *et al.*, 2019^b).

Nota-se que a eficiência foi baixa em todos os casos. Nesse processo, o dispositivo com a maior eficiência de conversão no emissor foi processado com a temperatura de difusão de boro de 980 °C, alcançando o valor de 8,5%. Da Tabela 5.4 constata-se que as células apresentaram valores para a densidade de corrente elétrica de curto-circuito inferiores à 2,2 mA/cm² quando iluminadas no campo retrodifusor, indicando que o tempo de vida dos portadores de carga minoritários é muito baixo.

Tabela 5.3. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais PERT, base n, desenvolvidas em lâminas de Si-Cz (lotes A), em função da temperatura para difusão de boro, com **irradiância na face do emissor p⁺**.

T _B (°C)	R _{sq-B} (Ω/sq)	Cél.	J _{sc} (mA/cm ²)	V _{oc} (mV)	FF	η (%)
940	120 ± 3	11	24,2	485,8	0,677	8,0
		12	22,1	479,2	0,586	6,2
		13	23,7	480,2	0,625	7,1
		14	22,9	480,2	0,594	6,5
950	104 ± 4	1	20,7	478,2	0,563	5,6
		2	20,7	474,2	0,592	5,8
		3	22,9	493,8	0,599	6,8
		4	12,9	476,0	0,510	3,1
960	85 ± 3	7	24,3	491,9	0,647	7,7
		8	22,7	476,3	0,646	7,0
		9	20,4	479,1	0,576	5,6
		10	23,0	481,3	0,686	7,6
970	75 ± 3	15	24,3	487,7	0,611	7,2
		16	25,8	492,7	0,665	8,4
980	64 ± 2	17	27,6	505,4	0,611	8,5
		18	25,9	494,5	0,665	8,5

Tabela 5.4. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais PERT, base n, desenvolvidas em lâminas de Si-Cz (lotes A), em função da temperatura para difusão de boro, com irradiância na face do BSF n⁺.

T _B (°C)	R _{SQ-B} (Ω/sq)	Cél.	J _{sc} (mA/cm ²)	V _{oc} (mV)	FF	η (%)
940	52 ± 1	11	0,2	354,6	0,638	0,1
		12	0,2	336,3	0,571	0,0
		13	0,4	365,8	0,639	0,1
		14	0,7	382,5	0,652	0,2
950	51 ± 1	1	0,1	339,3	0,660	0,0
		2	0,1	330,9	0,650	0,0
		3	1,3	408,7	0,654	0,4
		4	0,1	257,9	0,444	0,0
960	55 ± 1	7	0,3	370,9	0,731	0,1
		8	0,1	334,8	0,644	0,0
		9	0,1	329,0	0,500	0,0
		10	0,2	346,8	0,702	0,0
970	61 ± 3	15	1,7	413,2	0,493	0,3
		16	0,2	367,6	0,066	0,0
980	72 ± 3	17	2,2	437,5	0,775	0,7
		18	0,4	381,2	0,746	0,1

Devido à baixa eficiência das células solares dos lotes A, independente da temperatura de difusão de boro, realizou-se uma investigação quanto à qualidade dos substratos e das possíveis causas que poderiam levar a estes resultados. Com a técnica μ -PCD, efetuou-se o mapeamento da distribuição bidimensional do tempo de vida dos portadores de carga minoritários das lâminas de Si-Cz, após a texturação da superfície.

Os valores para o tempo de vida médio dos portadores de carga minoritários e, principalmente, a ausência ou existência de círculos concêntricos nos resultados da distribuição deste parâmetro em determinadas lâminas de Si fundamentaram a escolha dos substratos para executar o processo nos lotes B. A existência de círculos concêntricos na distribuição bidimensional do tempo de vida dos minoritários está associada ao crescimento do lingote de silício e representa a formação de precipitados de oxigênio (Schön *et al.*, 2021; Wang *et al.*, 2022).

Os parâmetros elétricos das células solares produzidas nos lotes B, em lâminas de Si-Cz, com oxidação térmica seca realizada na temperatura de 800 °C por 45 minutos (Zanenco; Razera; Moehlecke, 2018^d) são apresentados na Tabela 5.5 (irradiância na face do emissor p⁺) e Tabela 5.6 (irradiância no campo retrodifusor n⁺). Nota-se que algumas células solares apresentaram baixa eficiência. Na Tabela 5.5 e Tabela 5.6 destacam-se os dispositivos com a maior eficiência em cada temperatura de difusão de boro. Verifica-se que o dispositivo processado na T_B de 960 °C resultou na maior eficiência.

Tabela 5.5. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais PERT, base n, desenvolvidas em lâminas de Si-Cz (lotes B), em função da temperatura para difusão de boro, com irradiância na face do emissor p⁺.

T _B (°C)	R _{SQ-B} (Ω/sq)	Cél.	J _{sc} (mA/cm ²)	V _{oc} (mV)	FF	η (%)
940	112 ± 6	B2	32,5	546,9	0,677	12,0
		C6	33,7	579,0	0,685	13,4
		C7	35,2	579,8	0,652	13,3
		A7	22,8	476,6	0,673	7,3
950	95 ± 4	B1	22,6	479,0	0,719	7,8
		F9	27,0	501,7	0,672	9,1
		E19	34,2	579,6	0,749	14,8
960	82 ± 6	G2	22,3	481,6	0,692	7,4
		F4	24,0	503,5	0,653	7,9
		B7	26,1	501,9	0,751	9,9
		C9	34,5	587,5	0,756	15,3
970	79 ± 3	C4	33,5	585,8	0,742	14,6
		C5	31,5	588,8	0,759	14,1
		A5	22,9	494,3	0,746	8,4

Tabela 5.6. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais PERT, base n, desenvolvidas em lâminas de Si-Cz (lotes B), em função da temperatura para difusão de boro, com irradiância na face do BSF n⁺.

T _B (°C)	R _{SQ-B} (Ω/sq)	Cél.	J _{sc} (mA/cm ²)	V _{oc} (mV)	FF	η (%)
940	51 ± 2	B2	14,5	523,7	0,738	5,6
		C6	33,2	577,1	0,698	13,4
		C7	34,2	577,3	0,709	14,0
		A7	0,1	331,1	0,601	0,0
950	53 ± 3	B1	0,1	330,0	0,557	0,0
		F9	1,6	421,8	0,726	0,5
		E19	32,7	577,4	0,754	14,3
960	54 ± 3	G2	0,1	339,8	0,665	0,0
		F4	1,7	429,9	0,742	0,5
		B7	2,9	442,7	0,776	1,0
		C9	34,6	586,1	0,765	15,5
970	66 ± 2	C4	33,8	584,3	0,755	14,9
		C5	32,0	587,4	0,765	14,4
		A5	0,2	2,0	0,030	0,0

A Figura 5.3 apresenta a distribuição bidimensional do tempo de vida dos portadores de carga minoritários dos substratos de Si-Cz selecionados e utilizados nos lotes B. Optou-se por apresentar somente as imagens dos substratos que resultaram nas células solares com a maior e a menor eficiência de conversão na face do emissor processados com diferentes temperaturas de difusão de boro (940 °C a 970 °C).

Nos dispositivos que resultaram na menor eficiência (Figura 5.3-b, Figura 5.3-d, Figura 5.3-f e Figura 5.3-h), para cada T_B, verifica-se na distribuição bidimensional do tempo de vida dos portadores de carga minoritários a existência de círculos concêntricos, principalmente na região central da lâmina de Si. Esses círculos são

defeitos relacionados com oxigênio precipitado que surge no crescimento do lingote com a técnica Czochralski e ocorrem em regiões específicas. Estudos (Wang *et al.*, 2022) indicam que o oxigênio precipitado pode ser formado durante o resfriamento do cristal e forma centros de recombinações que afetam fortemente as propriedades elétricas do semiconductor (Ravi, 1981; Wang *et al.*, 2022). A precipitação de oxigênio também pode se formar no substrato com a difusão de dopantes em altas temperaturas. A formação dos núcleos de precipitados de oxigênio ocorre no resfriamento das lâminas após a cristalização (Schön *et al.*, 2021). Esses fatos podem justificar a baixa eficiência em algumas células solares dos lotes B, bem como podem explicar os resultados com maior eficiência (Figura 5.3-a, Figura 5.3-c, Figura 5.3-e e Figura 5.3-g), em cujos substratos não se observaram os círculos concêntricos da distribuição bidimensional do tempo de vida dos portadores de carga minoritários. Cabe comentar que a imagem de um quadrado que aparece na Figura 5.3 é devida ao sistema de vácuo da plataforma para fixar as lâminas de Si.

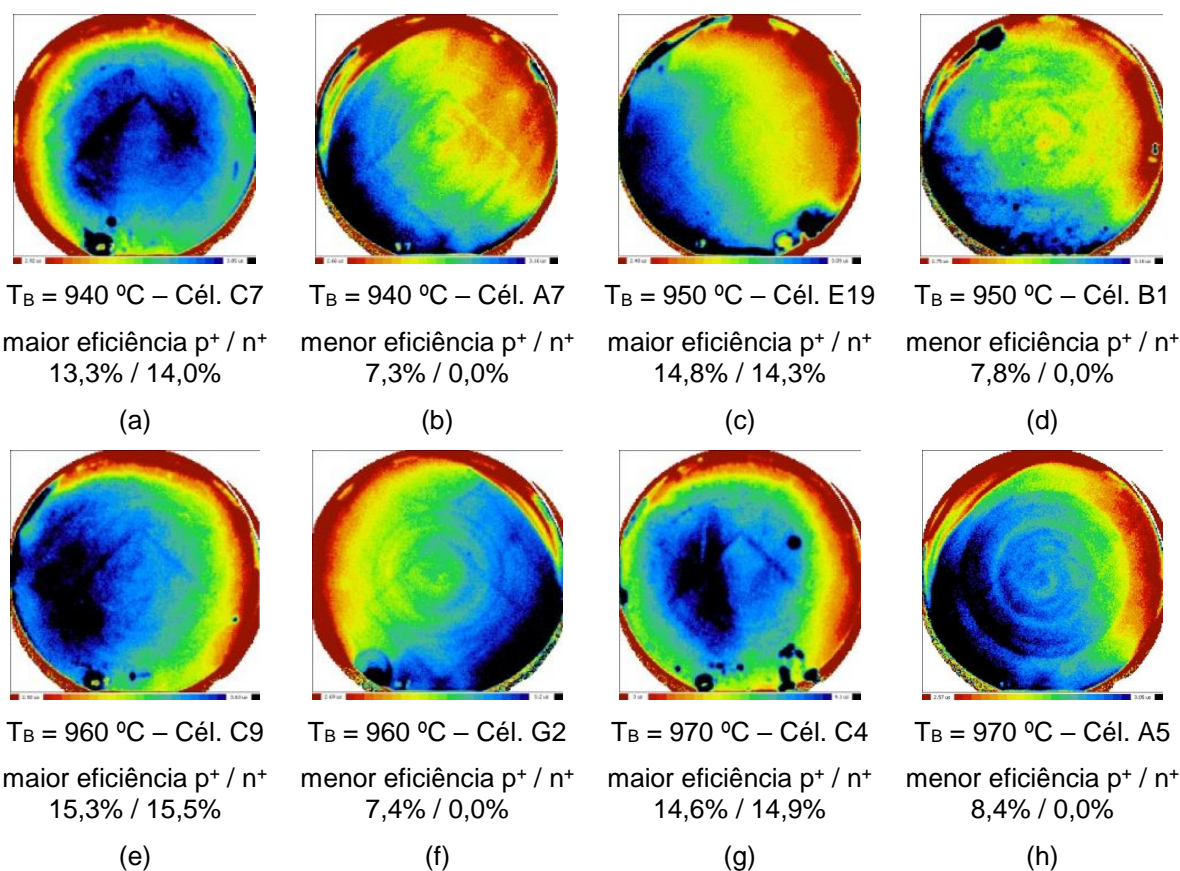


Figura 5.3. Mapeamento da distribuição bidimensional do tempo de vida dos portadores de carga minoritários em lâminas de Si-Cz, tipo n, por μ -PCD das células solares bifaciais com a maior e a menor eficiência em cada temperatura para difusão de boro.

Na Figura 5.4 e na Figura 5.5 mostram-se as curvas J-V das células solares bifaciais (Si-Cz) com a maior eficiência produzidas nos lotes B com as diferentes T_B e irradiância incidente no emissor p^+ de boro e no campo retrodifusor n^+ de fósforo, respectivamente. Observa-se que no dispositivo processado com T_B de 940 °C, o fator de forma atingiu o menor valor (0,652) com irradiância na face do emissor p^+ . Esse resultado pode estar associado à maior resistência de contato entre o emissor e o material da malha metálica formada com a pasta de Ag/Al, devido a maior resistência de folha do emissor de boro. Portanto, para a menor T_B a resistência em série é a maior, com os dois modos de incidência de irradiância.

A partir da Tabela 5.5 e Tabela 5.6 também se observa que a tensão de circuito aberto é um pouco menor com irradiância no BSF n^+ , em todos os dispositivos, independente da temperatura de difusão de boro.

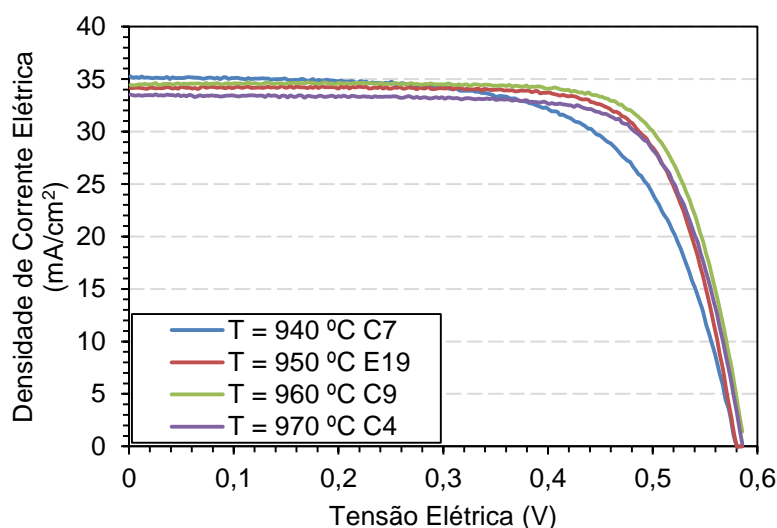


Figura 5.4. Curva da densidade de corrente elétrica em função da tensão aplicada (curva J-V) das células solares bifaciais, base n , em função da temperatura de difusão de boro, apresentando os melhores resultados e **irradiância na face do emissor p^+** .

Com irradiância incidente na face do campo retrodifusor n^+ de fósforo (Figura 5.4 e Tabela 5.6) o menor fator de forma (0,709) também foi medido no dispositivo processado na temperatura de difusão de boro de 940 °C.

Na Figura 5.6 comparam-se as curvas J-V da célula solar com maior eficiência de conversão, produzida com T_B de 960 °C (Cél. C9). Nota-se que os parâmetros elétricos obtidos com irradiância no emissor e no campo retrodifusor são similares. Ao comparar os parâmetros elétricos apresentados na Tabela 5.5 e Tabela 5.6 verifica-se que a densidade de corrente de curto-circuito (34,5 mA/cm² e 34,6 mA/cm²) e o

fator de forma (0,756 – 0,765) foram muito próximos. Somente a tensão de circuito aberto foi um pouco maior, quando a medição foi realizada com irradiância incidente no emissor (586,1 mV e 587,5 mV).

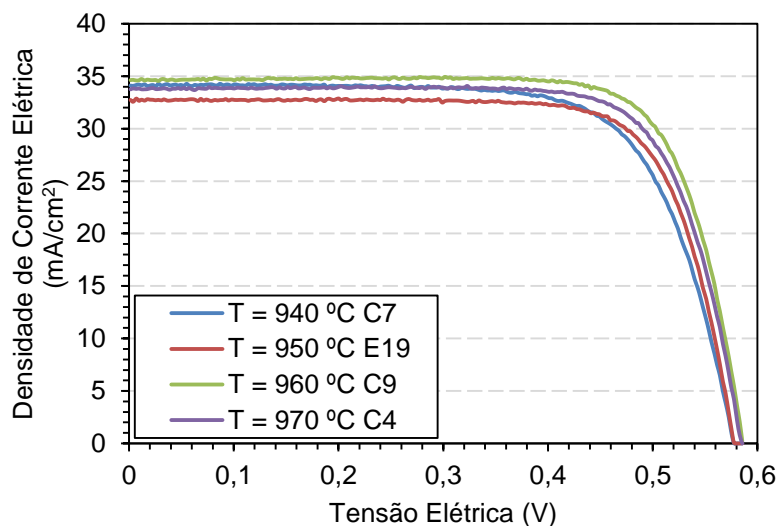


Figura 5.5. Curva da densidade de corrente elétrica em função da tensão aplicada (curva J-V) das células solares bifaciais, base n, em função da temperatura de difusão de boro, apresentando os melhores resultados e **irradiância na face do BSF n⁺**.

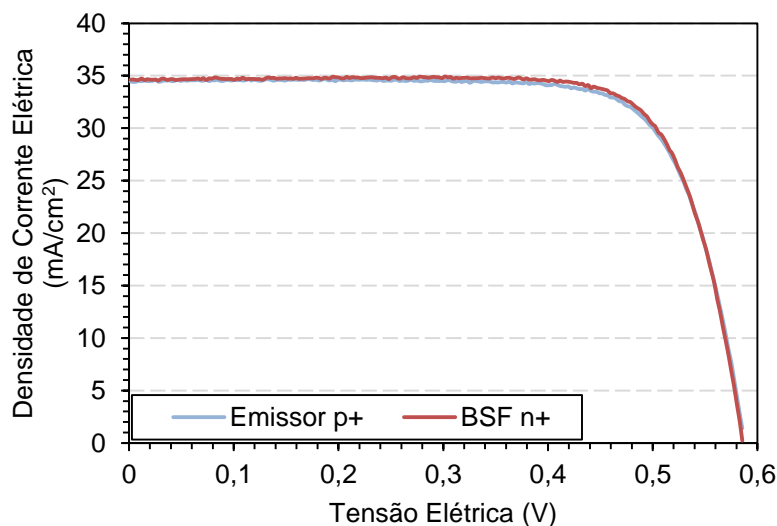


Figura 5.6. Curva da densidade de corrente elétrica em função da tensão aplicada da célula solar bifacial base n com a maior eficiência e processada em **lâmina de Si-Cz** com temperatura de difusão de boro de 960 °C.

Na Figura 5.7 mostram-se os parâmetros elétricos das células solares desenvolvidas em função da temperatura de difusão de boro. Pode-se observar na Figura 5.7-a que, com os dois modos de incidência de irradiância (emissor p⁺ / campo retrodifusor n⁺), a tensão de circuito aberto cresce com a T_B até a temperatura de 960

°C. No entanto, quando a irradiância incide no emissor de boro, nota-se que a densidade de corrente de curto-circuito tende a diminuir com o aumento da T_B , como se pode ver na Figura 5.7-b, pois forma-se um emissor mais profundo e aumenta a recombinação dos portadores de carga minoritários na região.

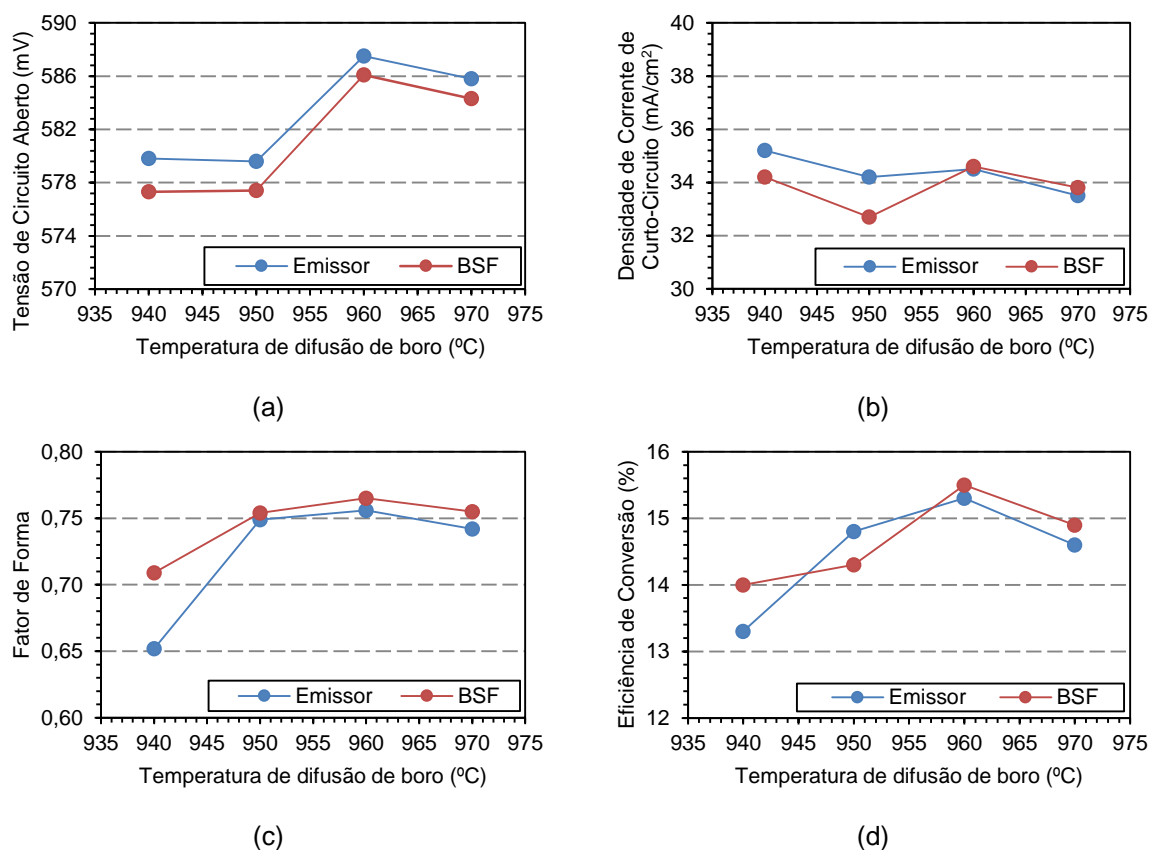


Figura 5.7. (a) Tensão de circuito aberto, (b) densidade de corrente de curto-circuito, (c) fator de forma e (d) eficiência em função da temperatura de difusão de boro para as células solares com maior eficiência e com irradiância no emissor p⁺ de boro e no campo retrodifusor de fósforo n⁺ em lâmina de Si-Cz.

Da Figura 5.7-c verifica-se que o maior valor do fator de forma foi obtido com a temperatura de difusão de boro de 960 °C e foi similar para os dois modos de irradiância. A eficiência foi afetada principalmente pelo fator de forma e a tensão de circuito aberto e o maior valor foi obtido com a T_B de 960 °C, como mostra a Figura 5.7-d. Neste dispositivo a eficiência no emissor e no BSF foi de 15,3% e 15,5%, respectivamente.

5.2.2. Resultados em Células Solares Processadas em Si-FZ

Na Tabela 5.7 e na Tabela 5.8 mostram-se os parâmetros elétricos dos dispositivos fotovoltaicos produzidos em lâminas de Si-FZ, obtidos com irradiância

incidente, respectivamente, no emissor p^+ e no campo retrodifusor n^+ . Os resultados destacados correspondem ao dispositivo com a maior eficiência de conversão para cada temperatura de difusão de boro.

Tabela 5.7. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais PERT, base n , desenvolvidas em lâminas de Si-FZ, em função da temperatura para a difusão de boro, com irradiância na face do emissor p^+ .

T_B (°C)	R_{SQ-B} (Ω/sq)	Cél.	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
940	113 ± 5	18	33,6	575,7	0,721	13,9
		20	33,0	573,5	0,738	14,0
950	98 ± 4	16	34,6	578,8	0,732	14,7
		17	33,6	580,3	0,718	14,0
960	84 ± 4	14	34,4	582,1	0,712	14,3
		15	28,9	582,8	0,737	12,4
970	76 ± 3	12	34,1	585,6	0,689	13,8

Tabela 5.8. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais PERT, base n , desenvolvidas em lâminas de Si-FZ, em função da temperatura para difusão de boro, com irradiância na face do campo retrodifusor n^+ .

T_B (°C)	R_{SQ-P} (Ω/sq)	Cél.	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
940	57 ± 2	18	33,8	575,4	0,726	14,1
		20	32,4	572,5	0,750	13,9
950	58 ± 2	16	33,8	577,5	0,745	14,5
		17	33,5	578,8	0,725	14,1
960	60 ± 3	14	33,4	581,6	0,745	14,6
		15	29,5	583,0	0,734	12,6
970	76 ± 3	12	34,0	584,7	0,707	14,1

Verifica-se que, quanto aos dispositivos fabricados com substrato de Si-FZ, os parâmetros elétricos são similares em ambas as faces, independentemente da temperatura para difusão de boro. Este resultado está associado ao maior tempo de vida dos portadores de carga minoritários no Si-FZ. Obteve-se a maior eficiência de conversão na face do emissor p^+ com o dispositivo processado com a T_B de 950 °C (Célula 16), atingindo o valor de 14,7% e 14,5% com irradiância incidente, respectivamente, na face do emissor e na face do campo retrodifusor. Apesar do maior valor do tempo de vida dos minoritários inicial no substrato de Si-FZ, esses valores são menores que aqueles obtidos para a célula solar produzida com Si-Cz na temperatura para difusão de boro de 960 °C. Este resultado identifica que o processo afeta o tempo de vida dos minoritários, que será discutido na análise da passivação.

Com base na Tabela 5.7 e Figura 5.8, verifica-se que o dispositivo produzido com T_B igual a 970 °C, mesmo possuindo o maior valor para V_{oc} (585,6 mV) com irradiância na face do emissor, apresenta o menor fator de forma (0,689). Este resultado pode estar vinculado à resistência elétrica da malha metálica ou à

resistência de contato na interface entre a região altamente dopada e o material da malha metálica, tanto na face do emissor quanto na face do BSF.

As curvas J-V, mostradas na Figura 5.8 e na Figura 5.9, correspondem às células solares bifaciais (Si-FZ) com a maior eficiência para cada temperatura de difusão de boro, com irradiância na face do emissor p⁺ e do campo retrodifusor n⁺, respectivamente.

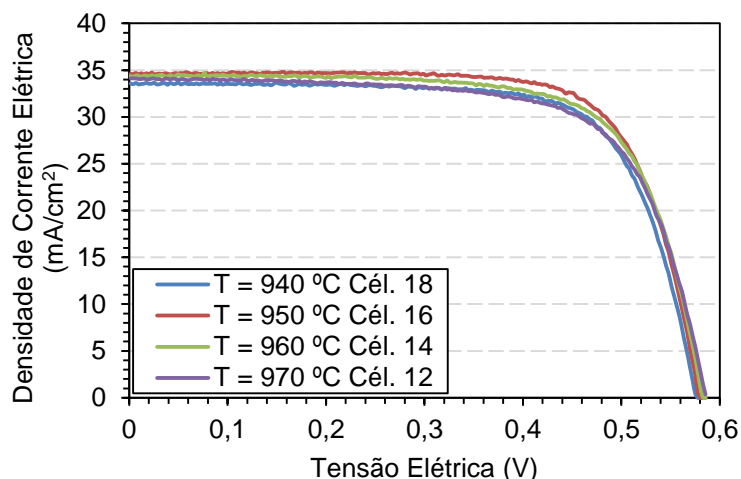


Figura 5.8. Curva da densidade de corrente elétrica em função da tensão aplicada (curva J-V) das células solares bifaciais com a maior eficiência, produzidas em lâminas de Si-FZ em função da temperatura de difusão de boro e irradiância na face do emissor p⁺.

Comparando a Figura 5.8 com a Figura 5.9 nota-se que os valores da J_{SC} com irradiância no campo retrodifusor são similares, independente da T_B. No entanto com irradiância no emissor há uma maior variação deste parâmetro e o maior valor da J_{SC} corresponde a T_B de 950 °C.

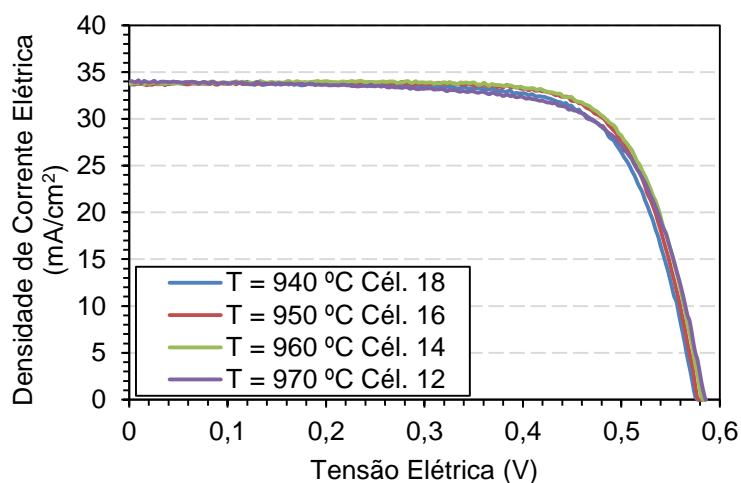


Figura 5.9. Curva da densidade de corrente elétrica em função da tensão aplicada (curva J-V) das células solares bifaciais com a maior eficiência, produzidas em lâminas de Si-FZ em função da temperatura de difusão de boro e irradiância na face do campo retrodifusor n⁺.

Na Figura 5.10 apresentam-se as curvas J-V da célula solar bifacial com a maior eficiência de conversão produzida em Si-FZ, processada na T_B de 950 °C (Cél. 16). Percebe-se que os valores da J_{sc} e V_{oc} obtidos com irradiância no emissor são maiores daqueles obtidos na face do campo retrodifusor n^+ . Ao se realizar a comparação dos parâmetros elétricos da Tabela 5.7 com aqueles da Tabela 5.8, verifica-se que a J_{sc} (34,6 mA/cm² – 33,8 mA/cm²) e a V_{oc} (578,8 mV – 577,5 mV) foram superiores na região p^+ , enquanto o fator de forma foi um pouco menor (0,732 – 0,745).

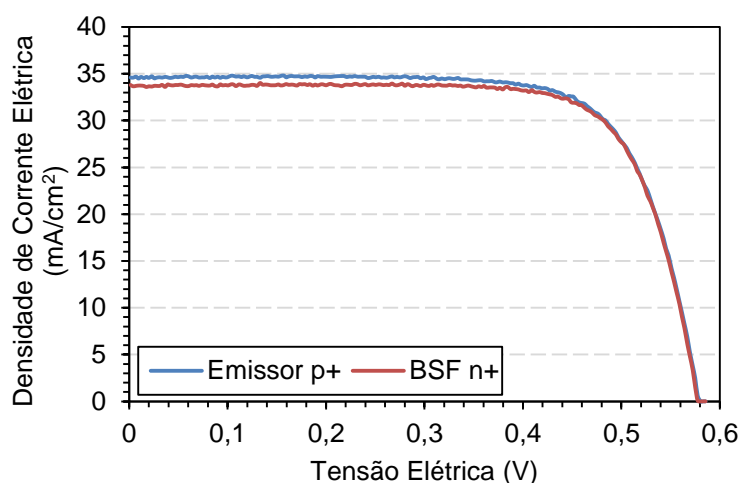


Figura 5.10. Curva da densidade de corrente elétrica em função da tensão aplicada (curva J-V) das células solares bifaciais com a maior eficiência, produzidas em **lâminas de Si-FZ**, com temperatura de difusão de boro de 950 °C e **irradiância na face do emissor p^+ e na face do campo retrodifusor n^+** .

Na Figura 5.11 são apresentados os parâmetros elétricos das células solares desenvolvidas em Si-FZ em função da temperatura de difusão de boro. Constata-se na Figura 5.11-a, que da mesma forma que das células solares produzidas em Si-Cz, a V_{oc} foi maior com iluminação no emissor. No entanto, nos dispositivos em Si-FZ e nos dois modos de irradiância (na face do emissor p^+ e na face do campo retrodifusor n^+), a tensão de circuito aberto tende a aumentar com a T_B . Porém, diferentemente do resultado encontrado para os dispositivos de Si-Cz, como pode ser visto na Figura 5.11-b, a densidade de corrente de curto-circuito com irradiância no emissor aumenta até a temperatura de 950 °C.

Identifica-se na Figura 5.11-c que o maior valor do fator de forma foi obtido com a temperatura de difusão de boro de 950 °C (emissor p^+ e BSF n^+), sendo similares sob as duas condições de irradiância (0,73 e 0,74).

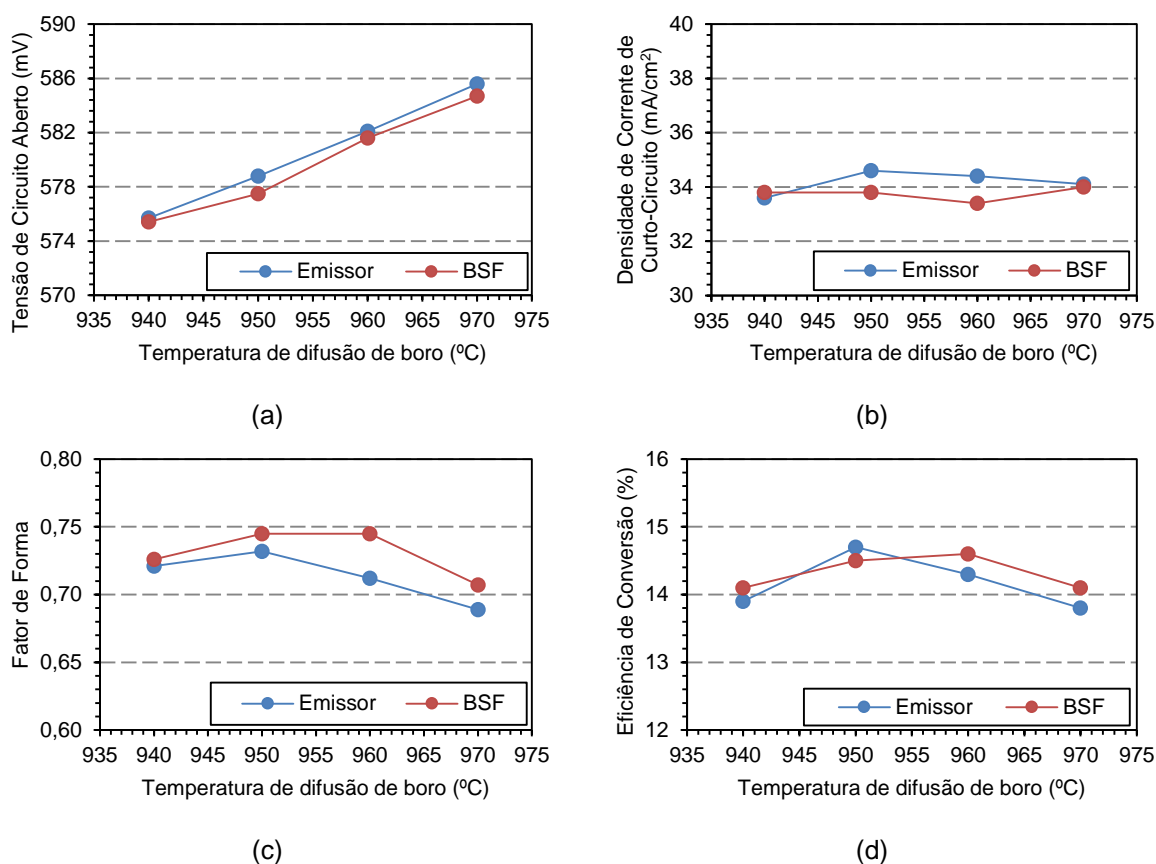


Figura 5.11. (a) Tensão de circuito aberto, (b) densidade de corrente de curto-circuito, (c) fator de forma e (d) eficiência em função da temperatura de difusão de boro para as células solares com maior eficiência e com irradiância no emissor p⁺ de boro e no campo retrodifusor de fósforo n⁺ em lâmina de Si-FZ.

Como evidenciado na Figura 5.11-d, a maior eficiência de conversão com irradiância no emissor foi obtida com a célula solar processada com T_B igual a 950 °C (14,7%) e o maior resultado com iluminação no BSF foi encontrado com a temperatura de 960 °C (14,6%). Portanto, é necessária uma análise dos dispositivos considerando a incidência de irradiância solar em ambas as faces para avaliar qual seria o processo para produção.

5.3. Comparação do Comportamento Bifacial das Células Solares Base n

Os valores da eficiência de conversão com irradiância na face do emissor p⁺ (η_{Emissor}) e na face do campo retrodifusor n⁺ (η_{BSF}), bem como da bifacialidade, da potência com irradiância no modo monofacial ($P_{\text{Monofacial}}$) e da potência com irradiância no modo bifacial (P_{Bifacial}) das células solares bifaciais produzidas em Si-Cz, são

apresentados e comparados na Tabela 5.9. Na Tabela 5.10 encontram-se os resultados referentes às células solares bifaciais produzidas em lâminas de Si-FZ.

A potência com irradiância no modo monofacial foi obtida com incidência de irradiância somente na face com a maior eficiência e a potência com irradiância no modo bifacial foi obtida com irradiância em ambas as faces das células solares bifaciais, considerando 1000 W/m^2 na face com maior eficiência e 200 W/m^2 na face com menor eficiência, que corresponde à face posterior da célula solar bifacial.

Tabela 5.9. Eficiência de conversão com irradiância no emissor (η_{Emissor}) e no campo retrodifusor (η_{BSF}), potência no modo monofacial ($P_{\text{Monofacial}}$), potência no modo bifacial (P_{Bifacial}) e bifacialidade das células solares com a maior eficiência produzidas em lâminas de Si-Cz.

T_B (°C)	Célula	η_{Emissor} (%)	η_{BSF} (%)	$P_{\text{Monofacial}}$ (W)	P_{Bifacial} (W)	Bifacialidade
940	C7	13,3	14,0	0,86	1,03	0,95
950	E19	14,8	14,3	0,88	1,09	0,96
960	C9	15,3	15,5	0,96	1,14	0,99
970	C4	14,6	14,9	0,92	1,10	0,98

Tabela 5.10. Eficiência de conversão com irradiância no emissor (η_{Emissor}) e no campo retrodifusor (η_{BSF}), potência no modo monofacial ($P_{\text{Monofacial}}$), potência no modo bifacial (P_{Bifacial}) e bifacialidade das células solares com a maior eficiência produzidas em lâminas de Si-FZ.

T_B (°C)	Célula	η_{Emissor} (%)	η_{BSF} (%)	$P_{\text{Monofacial}}$ (W)	P_{Bifacial} (W)	Bifacialidade
940	18	13,9	14,1	0,87	1,04	0,99
950	16	14,7	14,5	0,90	1,08	0,99
960	14	14,3	14,6	0,90	1,08	0,97
970	12	13,8	14,1	0,87	1,04	0,98

Nas células solares bifaciais processadas em Si-Cz a bifacialidade variou entre 0,95 e 0,99, enquanto nos dispositivos produzidos em Si-FZ a variação foi menor (0,97 a 0,99) no intervalo de T_B analisado. Enfatiza-se que a bifacialidade é definida como a razão entre a menor e a maior eficiência de conversão do mesmo dispositivo. Portanto, a bifacialidade em todas as células solares foi alta e próxima ao valor máximo que é 1. Este resultado é característico de dispositivos bifaciais base n.

Comparando a Tabela 5.9 com a Tabela 5.10, observa-se em ambos os substratos que a eficiência das células solares na face do emissor p^+ é um pouco menor do que aquela do campo retrodifusor n^+ , com exceção dos dispositivos processados na temperatura de $950 \text{ }^\circ\text{C}$ para a difusão de boro.

Na Figura 5.12 apresenta-se a bifacialidade das células solares produzidas em Si-Cz e em Si-FZ em função da temperatura de difusão de boro e na Figura 5.13 e Figura 5.14 estão representadas, respectivamente, a potência com iluminação no

modo monofacial e bifacial. Para as células solares processadas em Si-Cz observa-se que os três parâmetros em análise crescem até a $T_B = 960\text{ }^\circ\text{C}$, atingindo os maiores valores nesta temperatura.

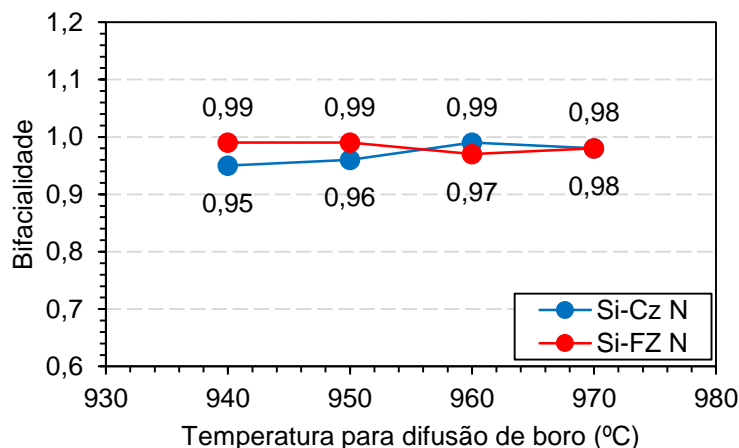


Figura 5.12. Bifacialidade das células solares processadas em **lâminas de Si-Cz** e em **lâminas de Si-FZ** com a maior P_{Bifacial} em função da temperatura de difusão de boro.

Com relação às células solares bifaciais processadas em Si-FZ, a maior bifacialidade foi observada nas células solares produzidas com T_B menor que $950\text{ }^\circ\text{C}$, com valor de 0,99. Os maiores valores da $P_{\text{Monofacial}}$ e P_{Bifacial} foram obtidos com a temperatura de difusão de boro de $950\text{ }^\circ\text{C}$ e $960\text{ }^\circ\text{C}$. Os valores da potência no modo monofacial (0,90 W) e bifacial (1,08 W) foram menores do que os alcançados nos dispositivos fotovoltaicos produzidos em silício Czochralski e temperatura de difusão de $960\text{ }^\circ\text{C}$. Lembra-se que no modo monofacial considerou-se a face com maior eficiência como a face frontal.

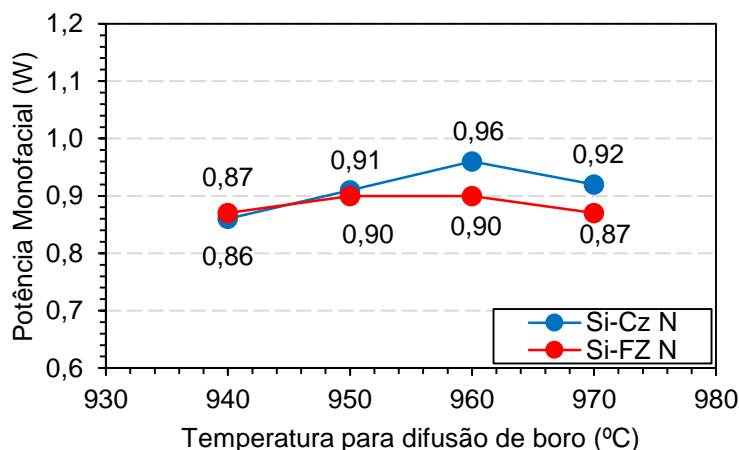


Figura 5.13. Potência monofacial das células solares com irradiação na face frontal em função da temperatura para difusão de boro, em **lâminas de Si-Cz** e em **lâminas de Si-FZ**.

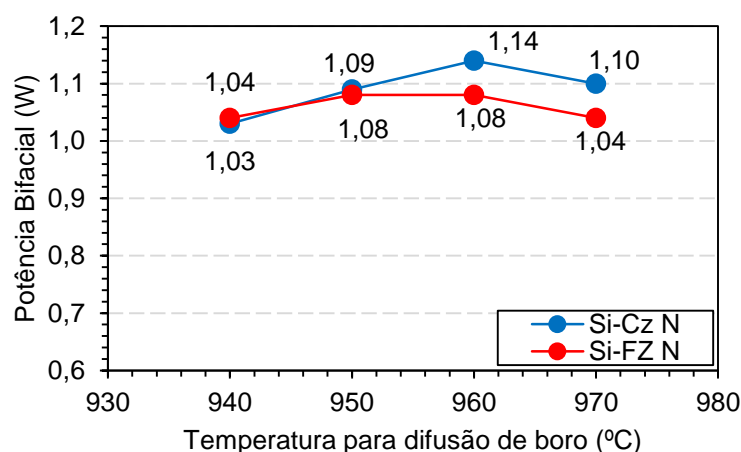


Figura 5.14. Potência bifacial das células solares com irradiância na face do emissor p^+ e na face do campo retrodifusor n^+ em função da temperatura para difusão de boro, em **lâminas de Si-Cz** e em **lâminas de Si-FZ**.

A potência é o resultado da corrente elétrica entregue pelo dispositivo multiplicada por sua tensão elétrica. A célula solar processada em Si-Cz na temperatura de difusão de boro de 970 °C (Cél. C5, Si-Cz), embora apresente a tensão de circuito aberto um pouco mais elevada, sua densidade de corrente de curto-circuito é inferior àquela processada em $T_B = 960$ °C. Portanto, o dispositivo fotovoltaico (Cél. C9, Si-Cz) produzido com $T_B = 960$ °C apresentou a maior potência, tanto no modo monofacial (0,96 W) quanto com iluminação bifacial (1,14 W). Esta célula solar apresentou a maior eficiência de conversão em ambas as faces e bifacialidade de 0,99, com esse parâmetro próximo ao valor máximo, demonstrando simetria na eficiência de conversão. Resultados acima de 0,90 são possíveis de serem obtidos somente em células solares bifaciais base n. Nos dispositivos base p, que são os típicos produzidos pela indústria, a bifacialidade é da ordem de 0,70 (Xia et al., 2020).

5.4. Análise da Refletância

A Figura 5.15 e a Figura 5.16 apresentam, respectivamente, a refletância na face do emissor p^+ e BSF n^+ das células solares bifaciais produzidas em Si-Cz com a maior eficiência para as diferentes T_B . Observa-se que a refletância no emissor p^+ de boro, quando comparada à do campo retrodifusor de fósforo é menor para comprimentos de onda inferiores à 400 nm. No intervalo de comprimentos de onda de 500 nm a 1.000 nm, nas duas faces, a refletância apresenta a tendência de aumentar com o aumento da temperatura de difusão de boro. Considerando a face com o

emissor, em todas as células solares foi depositada a mesma espessura de TiO_2 . Portanto, a camada de SiO_2 é diferente nos dispositivos processados com diferentes temperaturas de difusão de boro. Com o aumento da T_B , diminuiu a espessura da camada de SiO_2 .

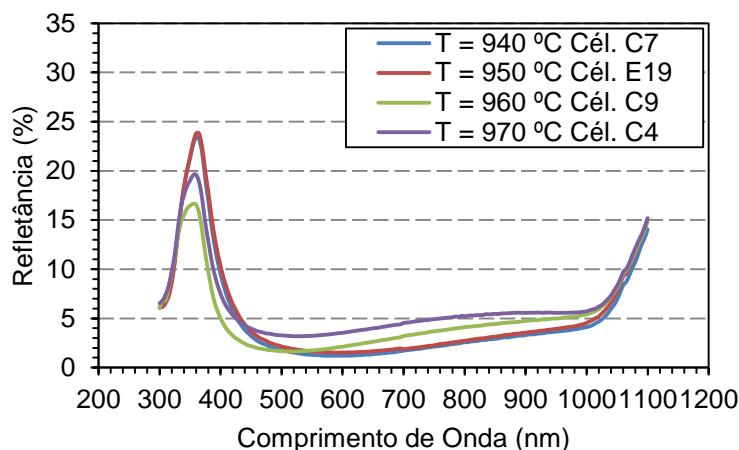


Figura 5.15. Refletância das células solares bifaciais **na face do emissor p^+** , produzidas em **lâminas de Si-Cz**, em função da temperatura para difusão de boro.

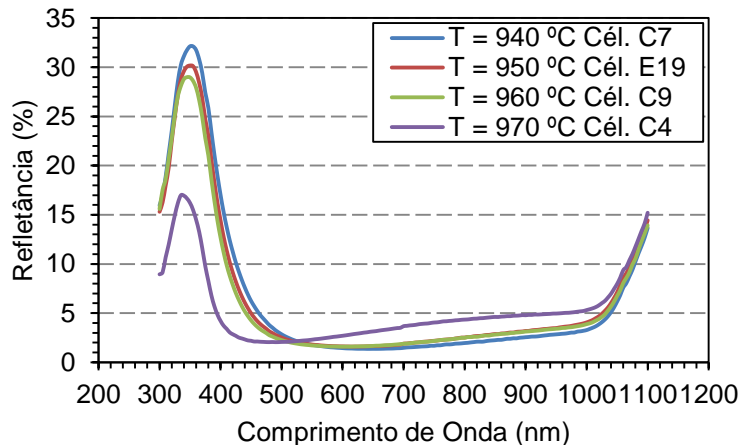


Figura 5.16. Refletância das células solares bifaciais **na face do BSF n^+** , processadas em **lâminas de Si-Cz**, em função da temperatura para difusão de boro.

No intervalo aproximado de 700 nm a 1.000 nm do espectro eletromagnético, na face do campo retrodifusor obteve-se a menor refletância. Esse resultado é um indicativo de que a espessura do filme AR é adequada. Na face com o emissor, o mínimo da refletância ocorreu no intervalo de 500 nm a 600 nm, enquanto no campo retrodifusor está deslocado para comprimentos de onda um pouco maiores.

A refletância na face do emissor p^+ e na face do campo retrodifusor n^+ das células solares bifaciais com maior potência no modo bifacial produzidas em Si-FZ em

diferentes temperaturas de difusão de boro é mostrada, respectivamente, na Figura 5.17 e na Figura 5.18.

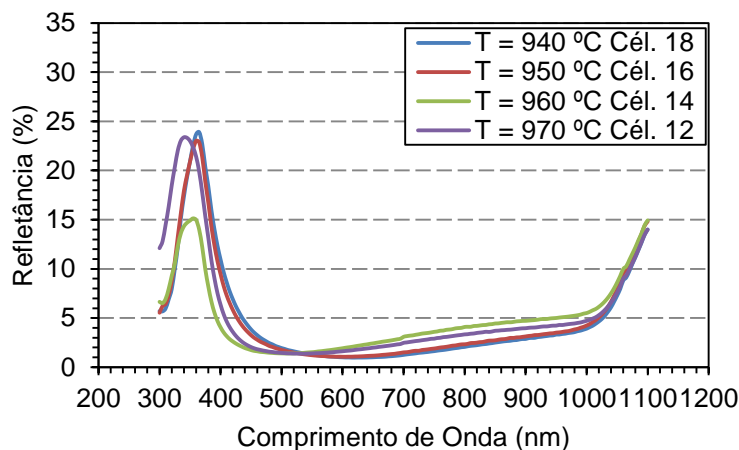


Figura 5.17. Refletância **no emissor p⁺** das células solares bifaciais produzidas em **lâminas de Si-FZ**, em função da temperatura para difusão de boro.

Percebe-se, com base na Figura 5.17, que da mesma forma que nos dispositivos produzidos em Si-Cz, o mínimo da refletância está deslocado para menores comprimentos de onda para as células solares produzidas com T_B de 960 °C e 970 °C. Este resultado indica que a camada de SiO₂ provavelmente é um pouco mais fina. Para estes dois dispositivos a menor refletância na face do emissor p⁺ ocorreu próximo a 500 nm.

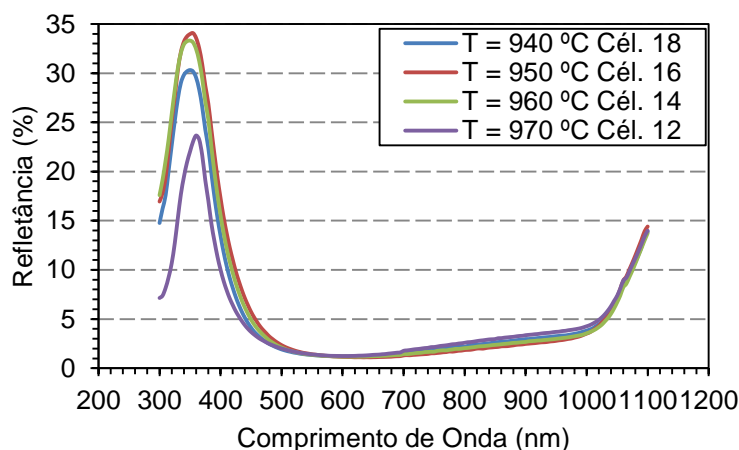


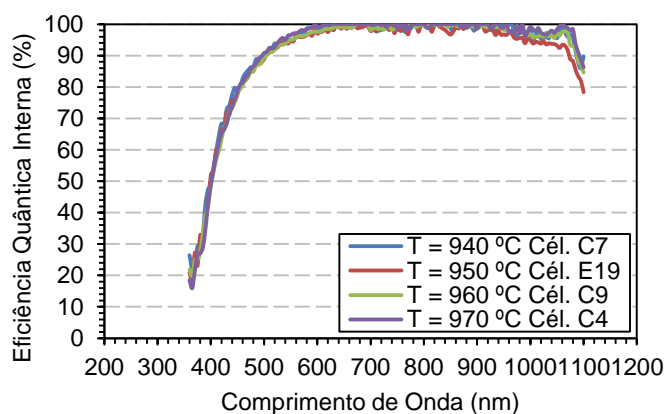
Figura 5.18. Refletância **na face do BSF n⁺** das células solares bifaciais produzidas em **lâminas de Si-FZ**, em função da temperatura para difusão de boro.

Da Figura 5.18 verifica-se que, para a face do BSF n⁺, a refletância é similar para comprimentos de onda maiores que 400 nm, independente da temperatura de

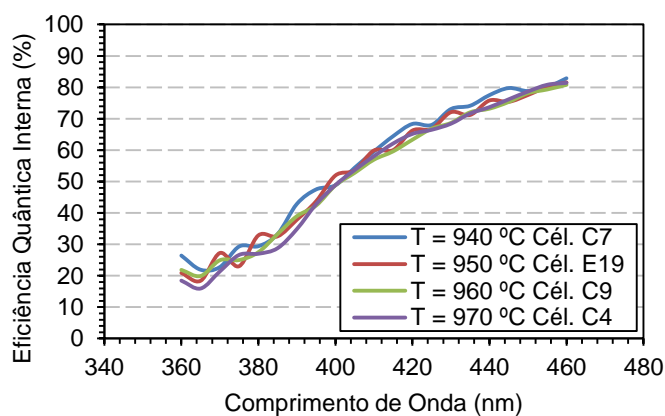
processamento. Porém, quando comparada aos resultados obtidos na face do emissor p^+ , nota-se que a menor refletância ocorreu em comprimentos de onda um pouco maiores. Neste caso, a menor refletância ocorreu próximo a 600 nm em todas as amostras, independentemente da temperatura para difusão de boro.

5.5. Análise da Eficiência Quântica

Na Figura 5.19 na Figura 5.20 apresenta-se a eficiência quântica interna (EQI) das células solares com a maior eficiência de conversão e produzidas em substratos de Si-Cz com diferentes temperaturas de difusão de boro. Nota-se que, com irradiância na face do emissor p^+ , a EQI é menor do que com irradiância no campo retrodifusor n^+ em comprimentos de onda menores que 500 nm. Esse resultado indica que há maior recombinação dos portadores de carga minoritários na região do emissor de boro do que no campo retrodifusor de fósforo.



(a)

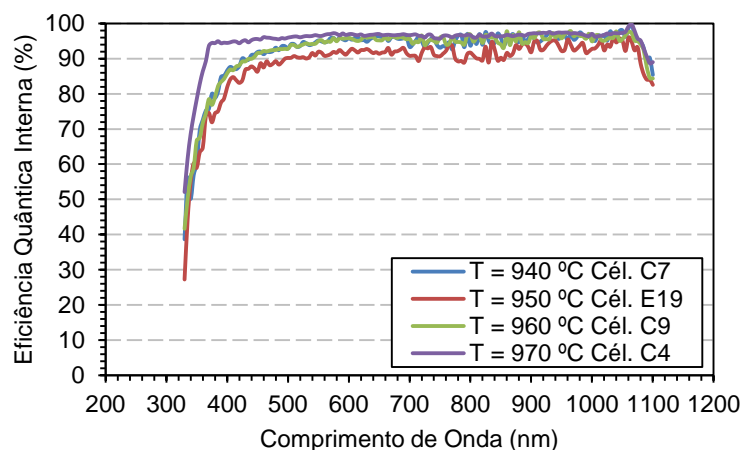


(b)

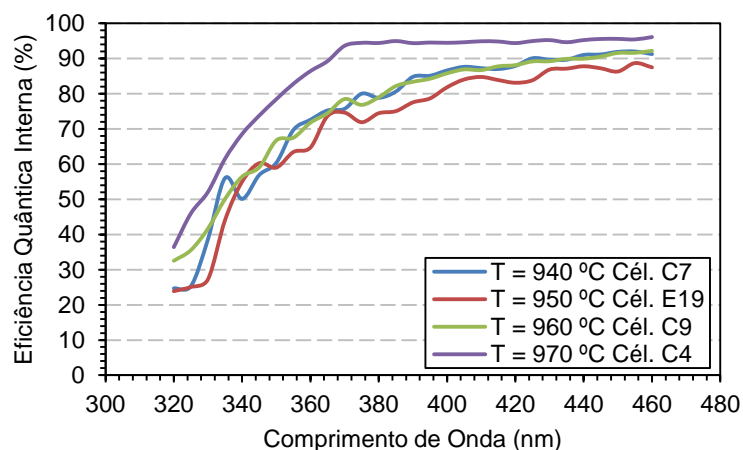
Figura 5.19. (a) Eficiência quântica interna na face do emissor p^+ das células solares bifaciais em lâminas de Si-Cz, em função da temperatura para difusão de boro, com irradiância na face do emissor p^+ e (b) com ampliação no intervalo de 360 nm a 460 nm.

Portanto, evidencia-se com este resultado que, no BSF de fósforo, a passivação de superfície tem sido eficaz quanto à redução do número de recombinações dos portadores de carga minoritários e/ou na região altamente dopada n^+ a recombinação é menor que no emissor de boro. Da Figura 5.19-b nota-se que a redução da temperatura de difusão de boro melhora pouco a eficiência quântica interna em comprimentos de onda no intervalo de 420 – 450 nm, que corresponde à região do emissor.

Em relação à EQI no campo retrodifusor nota-se que a célula solar processada com a T_B de 950 °C provavelmente possui o menor valor do tempo de vida dos portadores de carga minoritários na base, como ilustra a Figura 5.20-a. Também se pode observar que a maior EQI em comprimentos de onda curtos foi encontrada com a maior temperatura de difusão de boro.



(a)



(b)

Figura 5.20. Eficiência quântica interna das células solares bifaciais em lâminas de Si-Cz, em função da temperatura para difusão de boro, com irradiância na face do BSF n^+ e (b) com ampliação no intervalo de 320 nm a 460 nm.

A eficiência quântica interna das células solares produzidas em Si-FZ é mostrada na Figura 5.21 e Figura 5.22, respectivamente, com irradiância na face do emissor de boro e do campo retrodifusor de fósforo.

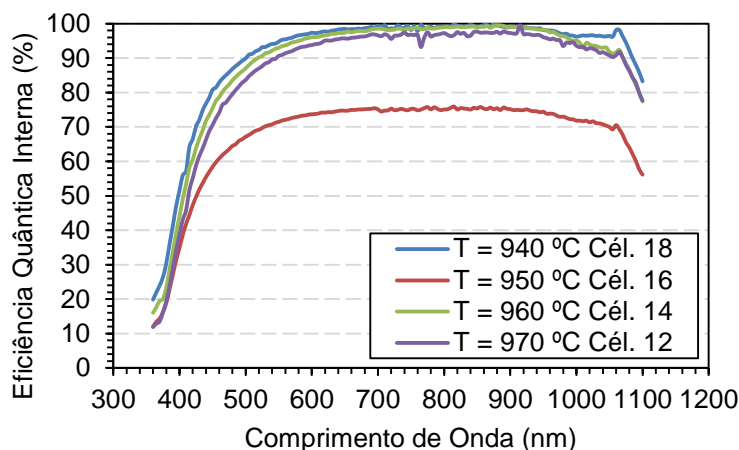


Figura 5.21. Eficiência quântica interna das células solares bifaciais em lâminas de Si-FZ, em função da temperatura para difusão de boro, com irradiância na face do emissor p^+ .

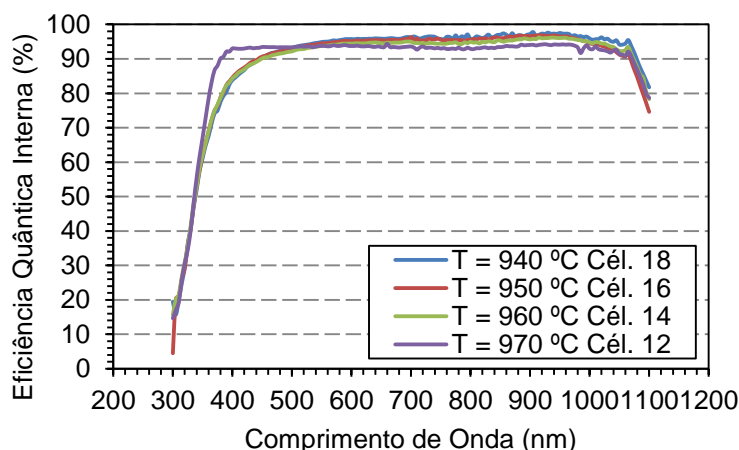


Figura 5.22. Eficiência quântica interna das células solares bifaciais em lâminas de Si-FZ, em função da temperatura para difusão de boro, com irradiância na face do BSF n^+ .

Similarmente ao que ocorre com as células solares produzidas em Si-Cz, os dispositivos produzidos em lâminas de Si-FZ apresentaram menor EQI na face do emissor p^+ para comprimentos de ondas inferiores a 400 nm. Nesse intervalo do espectro eletromagnético a radiação solar é absorvida mais próxima à superfície da célula solar. O filme de passivação (SiO_2) contribui, reduzindo a recombinação dos portadores de carga minoritários na superfície. Comparando a EQI no intervalo de 400 nm a 500 nm, correspondente à face com o emissor e com o BSF, pode-se constatar que neste tipo de substrato também ocorre maior recombinação dos portadores de

carga minoritários no emissor de boro. Com exceção da célula solar processada com $T_B = 950\text{ }^\circ\text{C}$, observa-se uma tendência de aumento da EQI em comprimentos de onda curtos com a redução da temperatura de difusão de boro, indicando menor recombinação dos portadores de carga minoritários na região do emissor.

5.6. Comparação de Parâmetros de Caracterização das Células Solares Base n Processadas em Diferentes Substratos

Nesse tópico realiza-se uma comparação dos parâmetros elétricos, bifacialidade e potência no modo monofacial e bifacial das células solares bifaciais base n produzidas em lâminas de Si-Cz e Si-FZ e que resultaram na maior potência no modo bifacial. Os dados apresentados referem-se ao dispositivo produzido em Si-Cz e T_B de $960\text{ }^\circ\text{C}$ e à célula solar processada em substrato de Si-FZ com a T_B de $950\text{ }^\circ\text{C}$. A Figura 5.23 apresenta as curvas J-V com irradiância na face do emissor p^+ e na face do BSF n^+ da célula solar C9 (Si-Cz) e da célula solar 16 (Si-FZ).

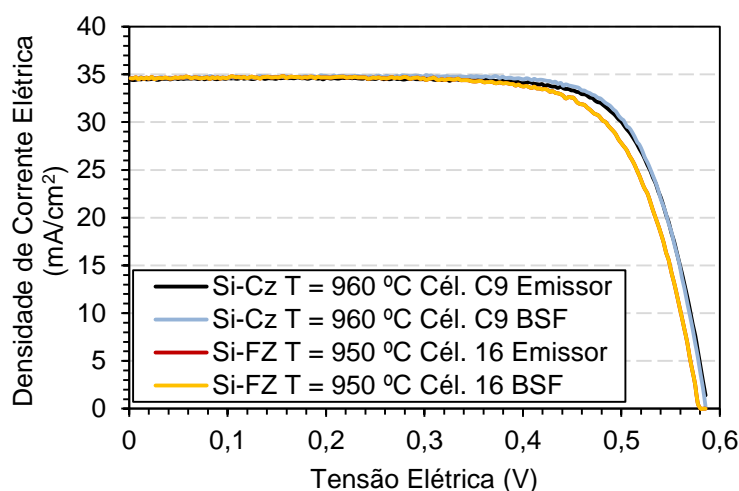


Figura 5.23. Comparativo entre substrato de Si-Cz e Si-FZ das curvas I-V para a face do emissor p^+ .

As células solares bifaciais apresentadas, processadas tanto em Si-Cz quanto em Si-FZ, possuem características elétricas similares sob irradiância tanto na face com o emissor quanto com o BSF. Nota-se que somente o dispositivo fotovoltaico produzido em Si-FZ (Cél. 16) apresenta V_{OC} um pouco menor quando iluminado na face do campo retrodifusor.

A bifacialidade obtida com estas duas células solares é a mesma, de 0,99, demonstrando que o uso de lâminas de Si-Cz grau solar tipo n não reduzem a

bifacialidade. Portanto, o tempo de vida dos portadores de carga minoritários não é fator limitante para a produção de células solares bifaciais em substratos de Si-Cz tipo n.

A potência no modo bifacial foi maior na célula solar processada em Si-Cz. O valor obtido foi de 1,14 W, sendo 5,5 % maior que a potência obtida com a célula solar processada na lâmina de Si-FZ, que foi de 1,08 W.

A Figura 5.24 mostra a eficiência quântica interna, com irradiância na face do emissor, das células solares bifaciais processadas em Si-Cz e Si-FZ. A EQI com iluminação na face do campo retrodifusor é apresentada na Figura 5.25.

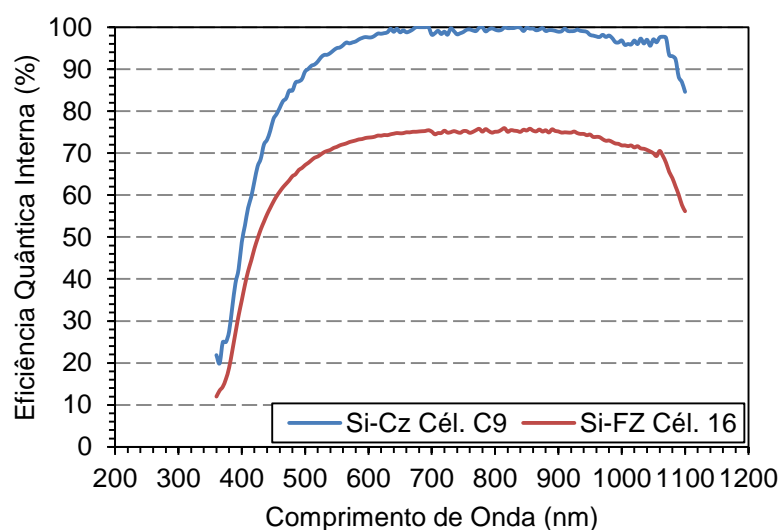


Figura 5.24. Eficiência quântica interna com **irradiância na face do emissor p⁺** das células solares bifaciais produzidas em Si-Cz e Si-FZ.

Verifica-se, por meio da Figura 5.24, que nos dois tipos de substratos e comprimentos de onda menores que 450 nm a EQI é baixa, indicando que há elevada recombinação dos portadores de carga minoritários no emissor de boro, sendo maior na célula solar processada em Si-FZ. Considerando que a resistência de folha do emissor é maior no dispositivo produzido em Si-FZ, de 98 Ω/sq em comparação com o valor da célula solar processada em Si-Cz (83 Ω/sq), a recombinação nesta região deveria ser menor e não explica o resultado encontrado para a EQI. Além disso, a célula solar em Si-FZ possui baixa EQI em comprimentos maiores que 500 nm. Comparando a eficiência quântica interna das células com iluminação no BSF, da Figura 5.25 observa-se que a EQI é similar nas duas células solares, sendo a EQI da célula solar de Si-Cz um pouco maior em comprimentos de onda maiores que 1000 nm. Este resultado indica que a recombinação na região altamente dopada p⁺ é menor na célula solar processada em

Si-Cz e que o tempo de vida dos portadores de carga minoritários na base é similar nas duas células solares ao final do processo, apesar do valor inicial ser maior no substrato de Si-FZ.

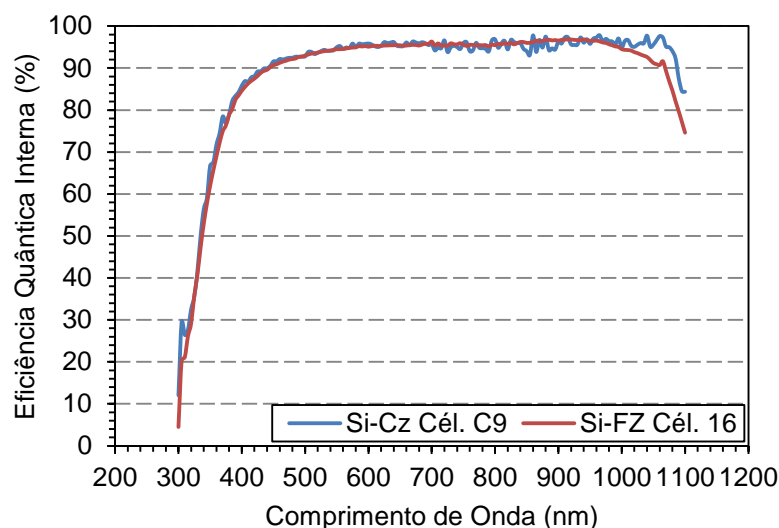


Figura 5.25. Eficiência quântica interna com **irradiância na face do BSF n⁺** das células solares bifaciais produzidas em Si-Cz e Si-FZ.

Constatou-se que o processo de difusão dos dopantes na mesma etapa térmica para produzir células solares em Si-Cz resultou em eficiências de 15,3% e 15,5% com irradiância no emissor e no BSF, respectivamente. Com irradiância no emissor, a eficiência do dispositivo é similar à obtida com difusão de dopantes em duas etapas térmicas independentes que foi de 15,5% / 16,6% (emissor / BSF) (Biazetto, 2019). No entanto, com iluminação no BSF a eficiência foi da ordem de 1% menor. Comparando com substratos tipo p e difusão dos dois dopantes na mesma etapa térmica, a eficiência obtida foi inferior à encontrada com iluminação na face do emissor de fósforo, que foi de 16,6%. Porém, a eficiência no BSF de 15,5% foi superior à do campo retrodifusor de boro, em Si-Cz tipo p, que foi de 12,7% (Crestani, 2021). Atualmente, a eficiência de módulos fotovoltaicos bifaciais com células solares base n é da ordem de 21% (emissor) e 20% (BSF) (Zhao *et al.*, 2022). Porém, o método desenvolvido proporciona redução do custo de produção e também é um processo industrial.

Em lâminas de Si-FZ obtiveram-se valores menores de eficiência, de 14,7% e 14,6%, com iluminação no emissor e no BSF, respectivamente. No entanto, mesmo sendo menores do que aqueles obtidos em Si-Cz, esses valores são superiores

àqueles obtidos com células solares bifaciais base p finas (da ordem de 145 μm) desenvolvidas em Si-FZ com difusão dos dois dopantes em duas etapas térmicas distintas, que foram de 11,1% / 14,5% (BSF / emissor) (Osório, Moehlecke e Zanesco, 2018).

Cabe destacar que, em ambos os substratos, a eficiência encontrada, assim como os demais parâmetros, é inferior àquela dos dispositivos produzidos pela indústria devido às limitações tecnológicas dos equipamentos disponíveis, que correspondem ao estado da arte de duas décadas anteriores.

5.7. Influência da Vazão de Oxigênio e da Presença de Nitrogênio na Espessura da Camada de Passivação de Óxido de Silício

Na Tabela 5.11 mostram-se os valores da resistência de folha do emissor p^+ e do campo retrodifusor nas lâminas de Si-FZ processadas com a difusão de boro na temperatura de 950 $^{\circ}\text{C}$ para avaliar a camada de passivação de óxido de silício. Cada grupo de amostras foi submetido a um processo com diferentes vazões de gases durante o crescimento da camada de óxido de silício para passivação. Considerando os três grupos (A, B e C), nota-se que o valor médio da $R_{\text{SQ-P}}$ variou de $(112 \pm 8) \Omega/\text{sq}$ a $(116 \pm 9) \Omega/\text{sq}$, sendo um pouco maior que o valor apresentado na Tabela 5.2 para a $T_B = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$, que foi de $(98 \pm 4) \Omega/\text{sq}$. No campo retrodifusor n^+ , a $R_{\text{SQ-P}}$ medida está no intervalo de $(69 \pm 4) \Omega/\text{sq}$ a $(73 \pm 5) \Omega/\text{sq}$, sendo também um pouco maior que o valor apresentado na Tabela 2, que foi de $(58 \pm 2) \Omega/\text{sq}$. Analisando o desvio padrão, nota-se menores valores na face do campo retrodifusor (3 Ω/sq a 5 Ω/sq) em comparação com os encontrados na face do emissor (4 Ω/sq a 9 Ω/sq). Essa diferença indica maior uniformidade na difusão de fósforo do que na de boro.

Tabela 5.11. Resistência de folha do emissor p^+ de boro ($R_{\text{SQ-B}}$) e do campo retrodifusor n^+ de fósforo ($R_{\text{SQ-P}}$) nas lâminas de Si-FZ processadas na temperatura de difusão de boro de 950 $^{\circ}\text{C}$ dos diferentes grupos submetidos ao processo de oxidação.

Processo	Amostra	$R_{\text{SQ-P}}$ (Ω/sq)	$R_{\text{SQ-P}}$ Média (Ω/sq)	$R_{\text{SQ-B}}$ (Ω/sq)	$R_{\text{SQ-B}}$ Média (Ω/sq)
Grupo A (Vazão padrão de O_2)	5A	71 ± 2	73 ± 3	110 ± 4	116 ± 9
	3B	75 ± 1		119 ± 7	
	4B	74 ± 2		118 ± 3	
Grupo B (Vazão reduzida de O_2 para 70%)	1A	75 ± 4	73 ± 5	116 ± 6	112 ± 8
	3A	71 ± 2		109 ± 4	
	1B	72 ± 2		111 ± 4	
Grupo C (Vazão reduzida de $\text{O}_2 + \text{N}_2$)	4A	71 ± 3	69 ± 4	113 ± 4	116 ± 4
	2B	67 ± 3		118 ± 4	

Após o processo de crescimento da camada de óxido de silício foi medida a resistência de folha das regiões altamente dopadas para avaliar o efeito do crescimento da camada de passivação na amostra 4A (Grupo C). Constatou-se que a R_{SQ-B} e a R_{SQ-P} apresentaram redução em seus valores, de $(113 \pm 4) \Omega/sq$ para $(99 \pm 3) \Omega/sq$ e de $(71 \pm 3) \Omega/sq$ para $(60 \pm 3) \Omega/sq$, respectivamente, indicando um aumento na profundidade das regiões altamente dopadas, devido ao processo de oxidação em alta temperatura.

Na Tabela 5.12 e na Figura 5.26 apresenta-se a concentração do percentual de oxigênio e de silício obtido com a técnica EDS no microscópio eletrônico de varredura, na face do emissor p^+ e do campo retrodifusor n^+ , conforme o processo de oxidação para passivação.

Tabela 5.12. Concentração percentual de oxigênio e de silício na camada de oxido de silício para passivação para as faces do emissor p^+ e do campo retrodifusor n^+ , conforme o processo de crescimento do filme de passivação: grupo A (vazão padrão de oxigênio), grupo B (vazão reduzida de oxigênio para 70%) e grupo C (vazão reduzida de oxigênio para 70% mais nitrogênio).

Processo de oxidação	Face do Emissor p^+		Face do Campo Retrodifusor n^+	
	Oxigênio (%)	Silício (%)	Oxigênio (%)	Silício (%)
Grupo A (Vazão padrão de O_2)	4,0	96,0	9,6	90,4
Grupo B (Vazão reduzida de O_2 para 70%)	3,6	96,4	4,7	95,3
Grupo C (Vazão reduzida de $O_2 + N_2$)	2,7	97,3	9,8	90,2

Tanto a camada de óxido de silício na face do emissor p^+ quanto na do campo retrodifusor n^+ apresentam uma diminuição na concentração de oxigênio decorrente da vazão reduzida de oxigênio durante o processo de oxidação. Também se nota uma pequena redução no percentual de oxigênio na face dopada com boro (4,0% para 3,6%), em relação à face dopada com fósforo (9,6% para 4,7%).

O acréscimo de nitrogênio à vazão reduzida de oxigênio resulta em uma diminuição mais acentuada no percentual de oxigênio na face do emissor, de 3,6% para 2,7%, mas proporciona que, na face do campo retrodifusor, a concentração do elemento de oxidação seja similar àquele obtido na oxidação com vazão padrão.

A partir dos resultados da elipsometria, na Figura 5.27 apresenta-se a espessura da camada de passivação na face do emissor p^+ estimada com os cinco diferentes métodos com base na metodologia desenvolvida por Britto (2023). Selecionou-se o método Sellmeier 3 (S3), pois em comparação aos demais modelos

de regressão, apresentou a menor variação nos valores estimados da espessura da camada de óxido de silício.

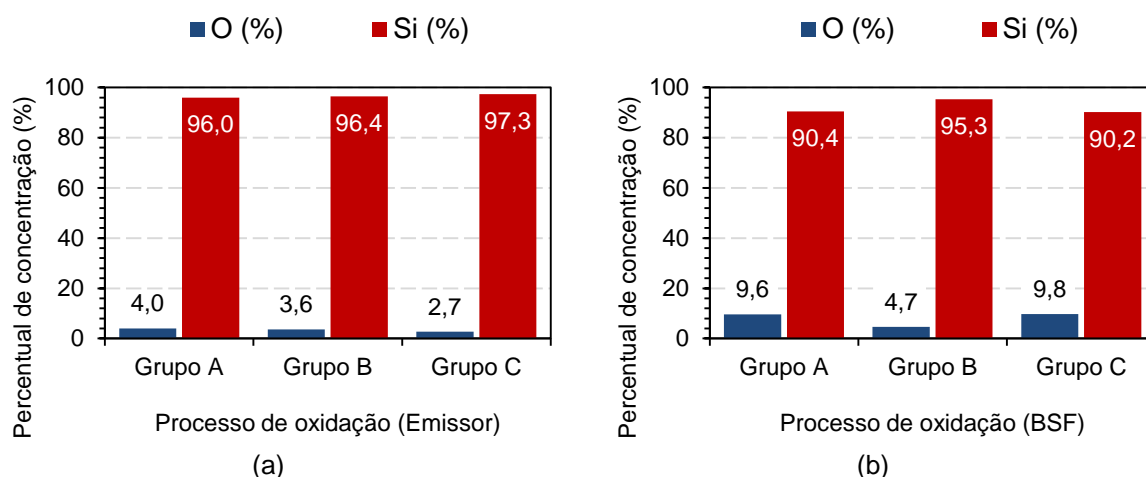


Figura 5.26. Porcentagem de oxigênio e de silício obtida com o método EDS no microscópio eletrônico de varredura para o óxido de silício crescido termicamente (a) na face do emissor e (b) na face do campo retrodifusor, de acordo com o processo de oxidação. Grupo A (vazão padrão de oxigênio), Grupo B (vazão reduzida de oxigênio para 70%) e Grupo C (vazão reduzida de oxigênio para 70% mais nitrogênio).

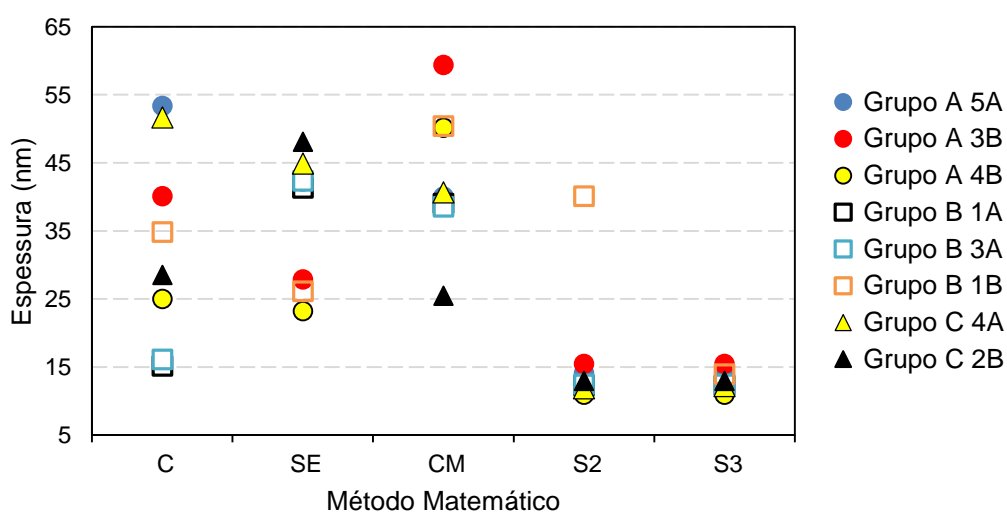


Figura 5.27. Dispersão dos valores para a espessura da camada de óxido de silício crescido na **face do emissor p⁺**, estimados com base nos métodos matemáticos de regressão não-linear: Cauchy (C); Séries Exponenciais (SE); Cauchy Modificado (MC); Sellmeier 2 (S2), com dois parâmetros, e Sellmeier 3 (S3), com três parâmetros (Brito, 2023). Grupo A (vazão padrão de oxigênio), Grupo B (vazão reduzida de oxigênio para 70%) e Grupo C (vazão reduzida de oxigênio para 70% mais nitrogênio).

Na Figura 5.28 apresentam-se os valores estimados da espessura do óxido de silício crescido na face do campo retrodifusor n⁺. Observa-se que, com os modelos matemáticos Cauchy (C) e Sellmeier 3 (S3), obtêm-se as menores dispersões nos valores estimados para a espessura da camada de passivação. Com base nestes

resultados, para a análise do filme de óxido de silício crescido no BSF, também se selecionou o modelo matemático Sellmeier 3.

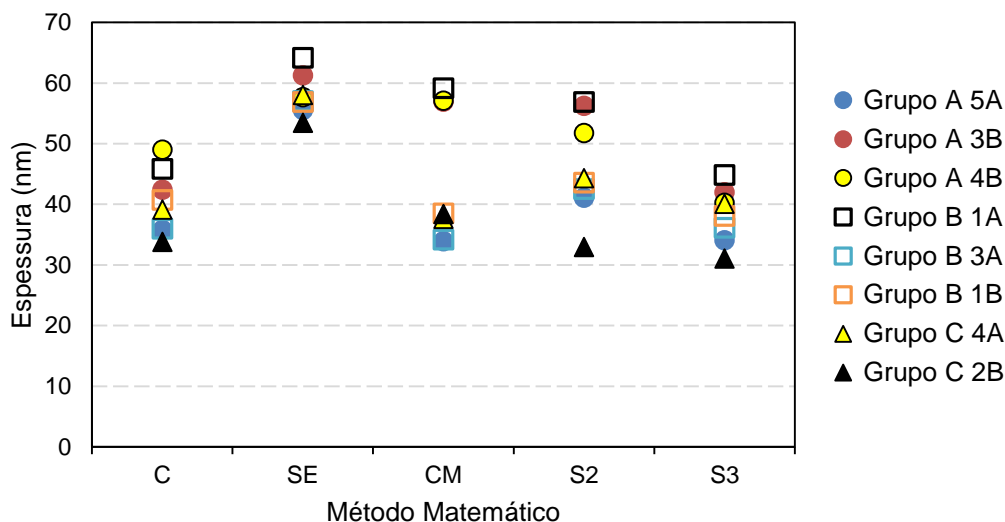


Figura 5.28. Dispersão dos valores para a espessura da camada de óxido de silício crescido na **face do campo retrodifusor n^+** , estimados com base nos métodos matemáticos de regressão não-linear: Cauchy (C); Séries Exponenciais (SE); Cauchy Modificado (MC); Sellmeier 2 (S2), com dois parâmetros, e Sellmeier 3 (S3), com três parâmetros (Brito, 2023). Grupo A (vazão padrão de oxigênio), Grupo B (vazão reduzida de oxigênio para 70%) e Grupo C (vazão reduzida de oxigênio para 70% mais nitrogênio).

Na Tabela 5.13 apresentam-se os valores estimados da espessura da camada de óxido de silício na face do emissor. Constata-se que o valor médio da espessura da camada de passivação para a vazão padrão de oxigênio é de 13,5 nm. Observa-se que ao diminuir a vazão de oxigênio na câmara de processamento há uma tendência de redução da espessura do óxido de silício. O valor médio estimado é de 12,9 nm. Também se nota que a adição de nitrogênio não provoca alterações relevantes na espessura da camada de passivação. Este resultado está de acordo com a análise EDS, onde se identificou a tendência da redução do percentual de oxigênio e, conseqüentemente, da espessura da camada de óxido de silício, com a diminuição da vazão de oxigênio. Com os dois métodos, verificou-se a tendência da redução da camada de passivação com a adição de nitrogênio na câmara de processamento.

A redução da vazão de oxigênio durante o processo de oxidação praticamente não afeta a espessura do óxido crescido na face do campo retrodifusor n^+ , sendo os valores médios encontrados próximos de 38,3 nm e 39,7 nm. O acréscimo de nitrogênio, mantida a vazão reduzida de oxigênio em 70%, proporciona uma tendência

de decréscimo na espessura da camada de passivação. Também se observa que o índice de refração estimado praticamente não varia com o processo de crescimento de óxido de silício, sendo de 1,3 – 1,4, considerando todas as amostras.

Tabela 5.13. Espessura (e) do óxido de silício na **face do emissor p^+** e coeficiente de determinação (R^2) de acordo com o processo de crescimento da camada de passivação: grupo A (vazão padrão de oxigênio), grupo B (vazão reduzida de oxigênio para 70%) e grupo C (vazão reduzida de oxigênio para 70% mais nitrogênio).

Processo	Amostra	e (nm)	R^2
Grupo A (Vazão padrão de O_2)	5A	14,1	98,6%
	3B	15,5	98,6%
	4B	10,9	98,8%
	Média	13,5	98,6%
Grupo B (Vazão reduzida de O_2 para 70%)	1A	12,3	98,7%
	3A	12,4	98,5%
	1B	13,9	99,0%
	Média	12,9	98,7%
Grupo C (Vazão reduzida de $O_2 + N_2$)	4A	12,2	98,6%
	2B	13,0	98,3%
	Média	12,6	98,5%

Na Tabela 5.14 apresentam-se os valores estimados da espessura do óxido crescido na face do campo retrodifusor n^+ , juntamente com o índice de refração e o coeficiente de determinação (R^2).

Tabela 5.14. Espessura (e) do óxido de silício, índice de refração (n) para o comprimento de onda de 550 nm e coeficiente de determinação (R^2) estimados com o método aplicado na **face do BSF n^+** , de acordo com o processo de crescimento da camada de passivação: Grupo A (vazão padrão de oxigênio), Grupo B (vazão reduzida de oxigênio para 70%) e Grupo C (vazão reduzida de oxigênio para 70% mais nitrogênio).

Processo	Amostra	e (nm)	n ($\lambda = 550$ nm)	R^2
Grupo A (Vazão padrão de O_2)	5A	34,1	1,38	99,8%
	3B	42,0	1,43	97,9%
	4B	40,2	1,37	99,8%
	Média	38,8	1,39	99,2%
Grupo B (Vazão reduzida de O_2 para 70%)	1A	44,8	1,30	99,8%
	3A	36,1	1,33	98,0%
	1B	38,1	1,35	99,9%
	Média	39,7	1,32	99,2%
Grupo C (Vazão reduzida de $O_2 + N_2$)	4A	40,1	1,31	99,9%
	2B	31,1	1,37	99,9%
	Média	35,6	1,34	99,9%

Na Tabela 5.15 comparam-se os valores estimados da espessura do filme de óxido de silício na face do emissor p^+ e do campo retrodifusor n^+ . Como constatado em trabalhos anteriores (Zanescio et al, 2018^d), observa-se que a espessura do óxido

de silício é maior na face dopada com fósforo, devido a maior taxa de crescimento. Nesta análise, em substratos tipo n, para o processo com vazão padrão de oxigênio, a camada foi quase três vezes (2,9 vezes) maior no campo retrodifusor. Também se observa que com a adição de nitrogênio a camada de óxido de silício tende a diminuir nas duas faces.

Tabela 5.15. Espessura do óxido de silício estimada com o modelo matemático de regressão não-linear Sellmeier 3 na **face do emissor p⁺** e na **face do campo retrodifusor n⁺**, de acordo com o processo de crescimento da camada de passivação: Grupo A (vazão padrão de oxigênio), Grupo B (vazão reduzida de oxigênio para 70%) e Grupo C (vazão reduzida de oxigênio para 70% mais nitrogênio).

Processo	Amostra	Emissor p ⁺	Campo Retrodifusor n ⁺
		Espessura (nm)	Espessura (nm)
Grupo A (Vazão padrão de O ₂)	5A	14,1 ± 0,6	55,6 ± 0,2
	3B	15,5 ± 0,6	42,0 ± 0,7
	4B	10,9 ± 0,4	40,2 ± 0,4
	Média	13,5 ± 1,0	38,8 ± 0,9
Grupo B (Vazão reduzida de O ₂ para 70%)	1A	12,3 ± 0,6	44,8 ± 0,9
	3A	12,4 ± 0,6	36,1 ± 0,5
	1B	13,9 ± 0,5	56,9 ± 0,3
	Média	12,9 ± 1,0	39,7 ± 1,1
Grupo C (Vazão reduzida de O ₂ + N ₂)	4A	12,2 ± 0,6	40,1 ± 0,7
	2B	13,0 ± 0,6	31,1 ± 0,3
	Média	12,6 ± 0,9	35,6 ± 0,8

5.8. Influência das Condições de Crescimento da Camada de Passivação no Tempo de Vida dos Portadores de Carga Minoritários

5.8.1. Comparação dos Resultados Obtidos com o Método do Decaimento da Fotocondutividade

Na fabricação das células solares, as lâminas de silício passam por três processos em alta temperatura: difusão de dopantes, passivação de superfície e queima das pastas metálicas. Os dois primeiros são procedimentos em que os substratos são submetidos a temperaturas elevadas durante um longo período de tempo. A última etapa térmica, queima das pastas e não aplicado nesse estudo, o tempo de exposição é relativamente curto.

Com o intuito de investigar a influência das etapas em alta temperatura foi conduzida uma análise do tempo de vida dos portadores de carga minoritários em amostras de silício FZ tipo n. O processo de difusão do dopante para formar o emissor p⁺ foi realizado na T_B = 950 °C e o campo retrodifusor n⁺ foi realizado na mesma etapa

térmica. Na Tabela 5.16 apresentam-se os valores do tempo de vida dos portadores minoritários com o número de portadores igual à $1,0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$, obtidos em três etapas do processo distintas: i. após a texturação (inicial); ii. após a difusão de dopantes; iii. após a passivação: iii-a com óxido), iii-b. sem óxido, e v. após remover as regiões altamente dopadas p^+ e n^+ (base).

Tabela 5.16. Tempo de vida dos portadores minoritários de carga: inicial (τ_{Inicial}), após difusão ($\tau_{\text{após difusão}}$), após passivação com óxido ($\tau_{\text{com óxido}}$), após passivação sem óxido ($\tau_{\text{sem óxido}}$) e da base (τ_{base}). Grupo A: vazão padrão de oxigênio; Grupo B: vazão reduzida de oxigênio para 70%; Grupo C: vazão reduzida de oxigênio mais nitrogênio. O tempo t é o tempo de imersão em HF 48%.

Processo de Passivação	Amostra Si-FZ-n	$\tau_{\text{Inicial}} (\mu\text{s})$ t = 14 min	$\tau_{\text{após difusão}} (\mu\text{s})$ t = 4 min	Após passivação		$\tau_{\text{base}} (\mu\text{s})$ t = 4 min
				$\tau_{\text{com óxido}} (\mu\text{s})$	$\tau_{\text{sem óxido}} (\mu\text{s})$ t = 2 min	
Grupo A (Vazão padrão de O_2)	5A	199	13	86	34	854
	3B	273	15	87	22	725
	4B	261	15	88	15	624
	Média	245 ± 40	14 ± 1	87 ± 1	24 ± 10	734 ± 114
Grupo B (Vazão reduzida de O_2 para 70%)	1A	310	9	65	10	601
	3A	194	15	85	18	611
	1B	210	13	81	31	856
	Média	238 ± 63	12 ± 3	77 ± 11	19 ± 10	689 ± 144
Grupo C (Vazão reduzida de $\text{O}_2 + \text{N}_2$)	4A	222	15	82	23	705
	6A	236	16	82	-	-
	2B	234	17	90	19	840
	Média	231 ± 7	16 ± 1	85 ± 4	21 ± 3	772 ± 96

Na Figura 5.29 comparam-se os valores para o tempo de vida dos portadores de carga em cada etapa do processo e, na Figura 5.30, os valores médios.

O tempo de vida dos portadores de carga inicial varia de 194 μs (amostra 3A) a 310 μs (amostra 1A). Para cada grupo de amostras o valor médio está no intervalo de 231 a 245 μs . Após a difusão de dopantes, este parâmetro sofre uma acentuada redução, com a média entre de 12 μs a 16 μs . Este resultado é devido principalmente pela recombinação nas regiões altamente dopadas, afetando o tempo de vida dos portadores de carga minoritários.

Com a passivação das superfícies houve um aumento de cerca de 6 vezes nos valores médios do tempo de vida dos portadores de carga em comparação com a etapa de difusão. Com a camada de óxido de silício, independente das condições de crescimento, observam-se valores próximos, com aumento percentual do $\tau_{\text{com óxido}}$, em relação ao $\tau_{\text{após difusão}}$, de 430% a 540%, que mostra que a passivação das superfícies

foi eficaz. Contudo, os dados demonstram resultados inferiores aos iniciais, sendo cerca de um terço menor.

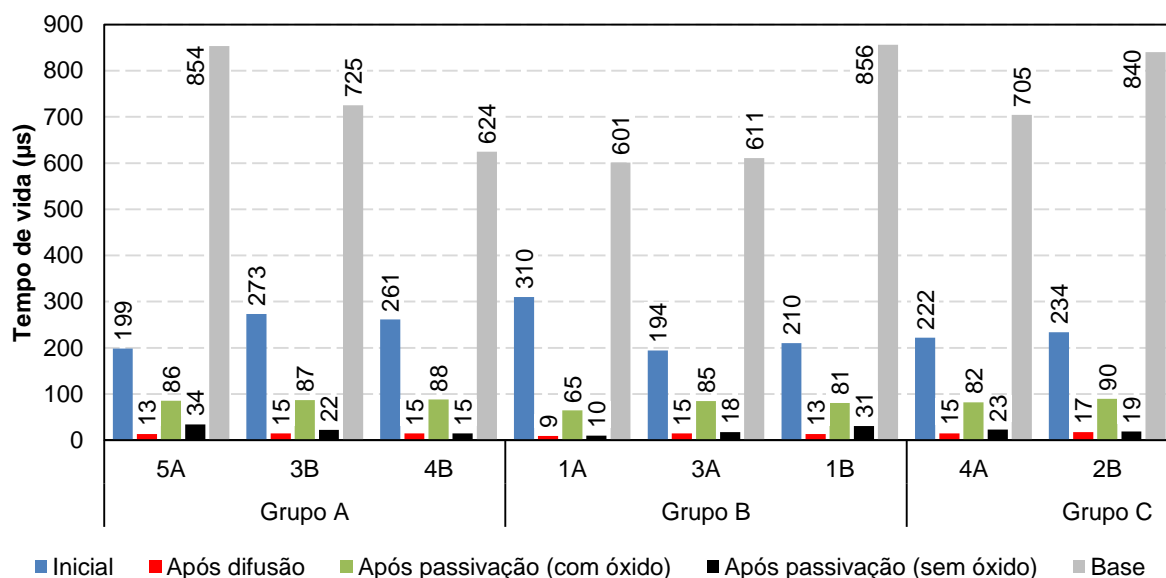


Figura 5.29. Valores de cada amostra do tempo de vida dos portadores minoritários de carga: inicial (τ_{inicial}), após difusão ($\tau_{\text{após difusão}}$), após passivação com óxido ($\tau_{\text{com óxido}}$), após passivação sem óxido ($\tau_{\text{sem óxido}}$) e da base (τ_{base}). Grupo A: vazão padrão de oxigênio; Grupo B: vazão reduzida de oxigênio para 70%; Grupo C: vazão reduzida de oxigênio mais nitrogênio.

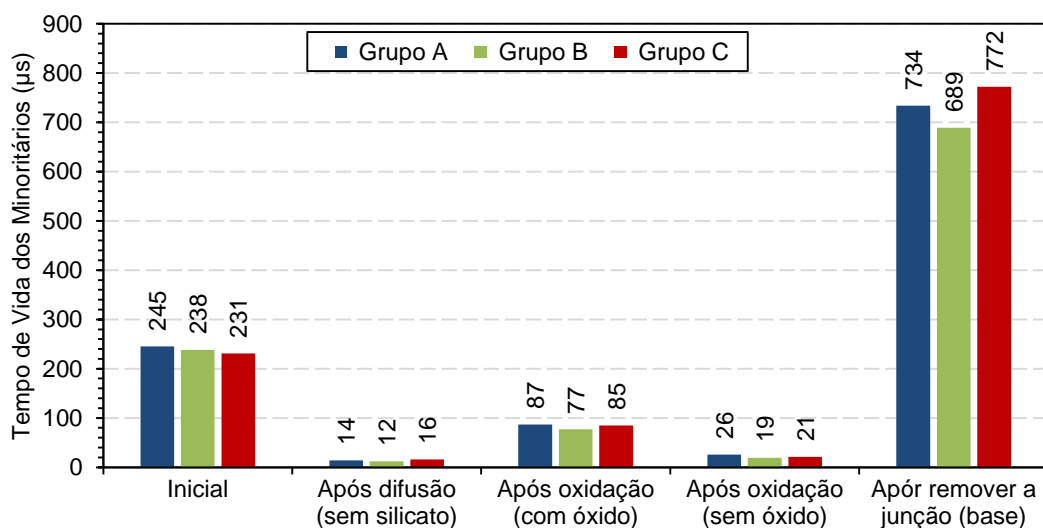


Figura 5.30. Valores médios do tempo de vida dos portadores minoritários de carga: inicial (τ_{inicial}), após difusão ($\tau_{\text{após difusão}}$), após passivação com óxido ($\tau_{\text{com óxido}}$), após passivação sem óxido ($\tau_{\text{sem óxido}}$) e da base (τ_{base}). Grupo A: vazão padrão de oxigênio; Grupo B: vazão reduzida de oxigênio para 70%; Grupo C: vazão reduzida de oxigênio mais nitrogênio.

A remoção do óxido de silício ocasiona queda nos valores do tempo de vida dos portadores de carga, demonstrando que a passivação com óxido de silício é superior à passivação em HF. Este resultado pode estar associado ao fato que se

perde a função que o filme dielétrico desempenha com relação à superfície do semiconductor, isto é, completar as ligações pendentes do silício e formar o campo elétrico oriundo da densidade de cargas elétricas na interface Si/SiO_x. Contudo, nota-se um pequeno acréscimo no tempo de vida dos minoritários em comparação à etapa após a difusão, indicando que a etapa à elevada temperatura melhorou o substrato de Si-FZ tipo n ou as regiões altamente dopadas.

Após remover as regiões altamente dopadas p⁺ e n⁺ pode-se comparar o tempo de vida dos portadores de carga minoritários da base, após o processamento, com o valor inicial. Verifica-se que ocorre um aumento em todos os valores médios independente do grupo de amostras, da ordem de 3 vezes, em relação ao valor inicial como mostra a Figura 5.30. Portanto, após as três etapas térmicas para a produção das células solares bifaciais base n, o substrato de Si-FZ foi melhorado, indicando que ocorreu *gettering* com a difusão dos dopantes. Isso pode estar relacionado com a remoção ou neutralização de impurezas no volume das lâminas de silício que atuavam como centros de recombinações.

A partir da Figura 5.30 verifica-se que o valor médio do tempo de vida dos portadores de carga minoritários após o crescimento da camada de óxido de silício é similar com o processo com redução de oxigênio e com nitrogênio (87 μs) em relação ao processo padrão (85 μs). Porém, com a redução da vazão de oxigênio nota-se uma tendência de redução neste parâmetro, indicando que a passivação pode ser um pouco inferior. Ao comparar o tempo de vida dos minoritários na base, constata-se que com presença de nitrogênio há uma tendência de melhorar a qualidade do substrato de Si-FZ tipo n em relação aos outros dois processos de crescimento da camada de passivação. Em relação aos valores médios do $\tau_{inicial}$, o tempo de vida dos portadores de carga minoritários na base aumentou 200%, 190% e 230% para as amostras do Grupo A, B e C, respectivamente. Portanto, o crescimento de óxido de silício com presença de nitrogênio pode estar melhorando o substrato e proporcionado uma passivação similar à encontrada com o processo com vazão de oxigênio padrão, apesar da espessura de óxido de silício ter apresentado a tendência de ser a menor nas duas faces.

No entanto, embora os resultados médios encontrados com o grupo B foram apenas 6% inferiores aos dos outros dois grupos, porém como se utilizou 2/3 do volume de oxigênio, este processo pode ser a opção economicamente mais viável.

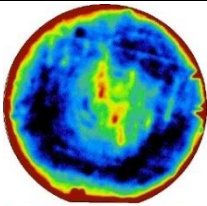
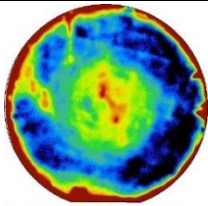
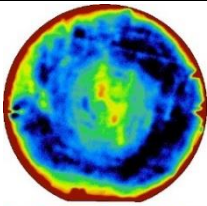
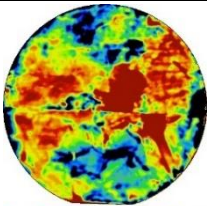
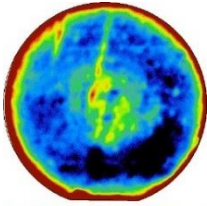
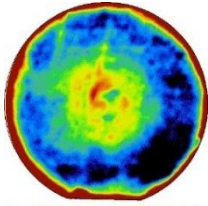
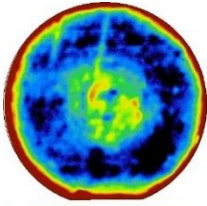
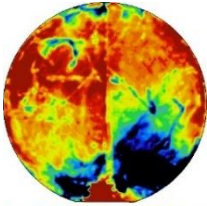
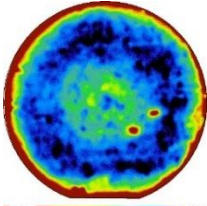
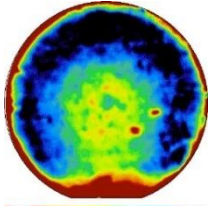
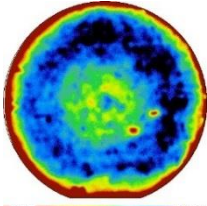
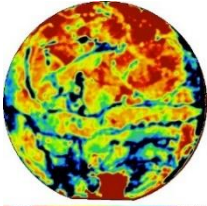
5.8.2. Comparação da Distribuição Bidimensional do Tempo de Vida dos Portadores de Carga Minoritários

A Tabela 5.17 apresenta a distribuição bidimensional e o histograma do tempo de vida dos portadores de carga minoritários obtidos pela técnica μ -PCD (equipamento WT2000PV) para as lâminas de Si-FZ, dos três grupos avaliados: Grupo A, vazão padrão de oxigênio; Grupo B, vazão reduzida de oxigênio para 70%, e Grupo C, vazão reduzida de oxigênio mais nitrogênio na proporção 2,3:1. As amostras foram medidas em duas etapas diferentes do processo: i. após a difusão de dopantes (boro e fósforo); ii. posterior ao crescimento da camada de passivação: com óxido de silício, sem a camada de óxido de silício e da base. Salienta-se que nos resultados apresentados na Tabela 5.17 as amostras não foram passivadas. Somente há passivação com a camada de óxido de silício. Portanto, realiza-se uma análise comparativa bidimensional dos valores do tempo de vida dos portadores de carga minoritários.

Observa-se que, após a difusão dos dopantes as amostras apresentam regiões com baixo tempo de vida dos minoritários no centro (vermelha) e nas bordas (vermelho). As áreas em vermelho podem conter uma maior quantidade de impurezas ou defeitos, afetando o tempo de vida dos portadores de carga, que podem ser oriundas do processo de produção do lingote de Si-FZ. Porém, a partir do histograma predominam as regiões com maiores valores deste parâmetro.

Nota-se que, independentemente do método adotado para o crescimento do óxido de silício, ocorreu um aumento no tempo de vida dos portadores de carga, variando de 12,4 μ s a 17,6 μ s para 25,0 μ s a 35,9 μ s com a camada de passivação. Com a etapa térmica para passivação das superfícies, em todas as três amostras ocorreu uma tendência de aumento de regiões com centros de recombinação na região central das lâminas de Si-FZ (vermelha). Este resultado está confirmado ao se comparar os histogramas após a difusão e após a passivação, que representa o percentual de área com os respectivos valores do τ . Porém, cabe destacar que ocorreu um aumento no tempo de vida dos minoritários em toda a área da lâmina de silício. Comparando o histograma nota-se que com o processo de crescimento da camada de passivação com redução da vazão de oxigênio e nitrogênio resulta em uma maior região com altos valores do τ , indicando que este processo melhora uma maior região da lâmina de silício de forma mais efetiva.

Tabela 5.17. Distribuição bidimensional e histograma do tempo de vida dos portadores de carga nas lâminas de Si-FZ tipo n: após a difusão de dopantes; após o crescimento da camada de óxido de silício para passivação: com o óxido de silício, após remover o óxido de silício, e da base (sem as regiões altamente dopadas). Grupo A, vazão padrão de oxigênio; Grupo B, vazão reduzida de oxigênio para 70%; Grupo C, vazão reduzida de oxigênio mais nitrogênio na proporção 2,3:1.

Processo de oxidação	Após a difusão de dopantes	Após o crescimento da camada de óxido de silício para passivação				
		com óxido e com as regiões altamente dopadas	sem óxido e com as regiões altamente dopadas	sem as regiões altamente dopadas Base		
Grupo A (Lâmina 5A)	 15 12,9 μ s – 17,4 μ s	 15 27,2 μ s – 35,9 μ s	 15 13,3 μ s – 18,4 μ s	 15 5,6 μ s – 10,4 μ s		
	Grupo B (Lâmina 3A)	 15 12,6 μ s – 17,0 μ s	 10 27,2 μ s – 35,9 μ s	 15 13,6 μ s – 18,6 μ s	 15 7,0 μ s – 13,3 μ s	
		Grupo C (Lâmina 4A)	 15 12,9 μ s – 17,4 μ s	 20 25,0 μ s – 35,0 μ s	 10 13,6 μ s – 19,1 μ s	 15 6,6 μ s – 9,3 μ s

Após retirar a camada de passivação, a distribuição bidimensional do tempo de vida dos portadores de carga minoritários é similar ao valor inicial. No entanto, ao avaliar o tempo de vida dos portadores minoritários da base (sem as regiões altamente dopadas e sem passivação) nota-se que a área com os menores valores do tempo de vida dos portadores de carga minoritários aumenta. Este resultado é confirmado pelo histograma.

6. CONCLUSÕES E SUGESTÕES DE CONTINUIDADE

Concluiu-se que, ao aumentar a temperatura de difusão de boro no processo de difusão dos dois dopantes na mesma etapa térmica, obteve-se a diminuição esperada na resistência de folha na face do emissor p^+ e uma maior uniformidade na difusão deste dopante. No entanto, observou-se que o aumento da difusão de boro afeta a resistência de folha na face do campo retrodifusor n^+ , resultando em um aumento do seu valor.

Observou-se nas células solares bifaciais produzidas em Si-Cz que a tensão de circuito-aberto e o fator de forma crescem até a temperatura de processamento de 960 °C, diminuindo em 970 °C. No entanto, a densidade de corrente de curto-circuito com irradiância no emissor tende a diminuir com o aumento da temperatura de difusão de boro, devido a maior recombinação dos portadores de carga minoritários. Os resultados foram semelhantes com iluminação no emissor e no campo retrodifusor. Neste tipo de substrato verificou-se que o oxigênio precipitado reduz a eficiência das células solares e observaram-se círculos concêntricos da distribuição bidimensional do tempo de vida dos portadores de carga minoritários.

Constatou-se que as células solares bifaciais desenvolvidas em Si-FZ, independentemente do modo de irradiância, a tensão de circuito-aberto aumenta linearmente com a temperatura de difusão de boro. Na face do emissor, a J_{sc} apresentou o valor máximo em $T_B = 950$ °C.

Em relação à eficiência quântica interna, verificou-se que nos dois tipos de substratos (Si-Cz e Si-FZ tipo n) é menor com irradiância na face do emissor p^+ do que com irradiância no campo retrodifusor n^+ em comprimentos de onda inferiores à 400 nm. Com este resultado constata-se que há maior recombinação dos portadores de carga minoritários na região do emissor de boro do que no campo retrodifusor de fósforo, que pode estar relacionada, também, com a passivação da superfície além da região altamente dopada.

Constatou-se que os dispositivos processados em Si-Cz e Si-FZ apresentaram resultados semelhantes da bifacialidade. Os valores, foram próximos à 1 (valor

máximo) e variaram de 0,95 a 0,99 para o Si-Cz e de 0,97 a 0,99 para o Si-FZ, demonstrando a alta bifacialidade das células solares base n possuem. Foi observado que as células solares bifaciais fabricadas em Si-Cz apresentaram a maior potência no modo bifacial, variando de 1,03 W a 1,14 W. Em contraste, nos dispositivos fabricados em Si-FZ a potência no modo bifacial variou de 1,04 W a 1,08 W no intervalo de temperatura de difusão de boro analisado. Esse parâmetro reflete a capacidade das células solares bifaciais converterem a radiação solar incidente também na face posterior.

Ao analisar a refletância, observou-se que a camada de óxido de silício possui diferentes espessuras e que essa foi influenciada pela temperatura de difusão de boro. O mínimo da refletância está deslocado para menores comprimentos de onda para as células solares produzidas com T_B de 960 °C e 970 °C. Este resultado indica que a camada de óxido de silício provavelmente é um pouco mais fina. Conclui-se que a difusão de boro teve impacto na taxa de crescimento da camada de óxido de silício em ambas as faces e nos dois tipos de substratos de silício.

Em relação à passivação de superfície com óxido de silício crescido sob diferentes vazões de oxigênio e nitrogênio, em lâminas de Si-FZ tipo n, concluiu-se que a espessura do óxido é maior na face dopada com fósforo, da ordem de 38 – 40 nm, em comparação com o valor na face do emissor de 12,5 – 13,5 nm. A redução na vazão de oxigênio praticamente não afetou a espessura da camada de passivação. Também se concluiu que a adição de nitrogênio tendeu a diminuir a camada de óxido de silício nas duas faces. O crescimento de óxido de silício com a presença de nitrogênio melhorou um pouco o substrato e proporcionou passivação similar à encontrada com a vazão do oxigênio padrão. Portanto, concluiu-se que é possível reduzir a vazão de oxigênio e, conseqüentemente, reduzir os custos do processo de crescimento da camada de óxido de silício para a passivação.

A medição do tempo de vida dos portadores de carga minoritários possibilitou avaliar a passivação das superfícies e a qualidade do substrato após etapas térmicas. Constatou-se que o tempo de vida inicial médio da base, após a texturação e prévio à difusão de dopantes, foi da ordem de 240 μ s. Após oxidação e remoção das regiões altamente dopadas p^+ e n^+ , o parâmetro alcançou valor médio da ordem de 730 μ s. Verificou-se que após o crescimento da camada de óxido de silício o tempo de vida dos portadores de carga minoritários é similar com o processo com redução de oxigênio e com nitrogênio em relação ao processo padrão. Porém, com a redução da

vazão de oxigênio nota-se uma tendência de redução neste parâmetro, indicando que a passivação pode ser um pouco inferior. Ao comparar o tempo de vida dos minoritários na base, constata-se que com presença de nitrogênio há uma tendência de melhorar a qualidade do substrato de Si-FZ tipo n em relação aos outros dois processos de crescimento da camada de passivação. Portanto, com base nos resultados obtidos, pode-se concluir que as etapas térmicas melhoraram o substrato.

Em resumo, as duas principais inovações e resultados deste trabalho são: 1) o desenvolvimento de células bifaciais PERT base n com alta bifacialidade e produzidas com difusão dos dopantes na mesma etapa térmica para redução do custo de produção e 2) método de passivação de células solares com redução da vazão de oxigênio, visando à redução do custo de produção e com aumento do tempo de vida dos portadores de carga minoritários ao final do processo. Portanto, os resultados indicam que o processo de difusão de boro e de fósforo na mesma etapa térmica é eficaz e possibilita a produção de células solares bifaciais base n, com elevada bifacialidade e tempo de vida dos portadores de carga minoritários na base.

Como continuidade deste trabalho sugere-se desenvolver células solares bifaciais em lâminas de silício mais finas (da ordem de 150 μm) com o processo de difusão de boro e de fósforo na mesma etapa térmica e com os três processos de crescimento da camada de óxido de silício para passivação, para comparação da eficiência, bifacialidade e eficiência quântica interna. Além disso, sugere-se realizar uma análise da viabilidade econômica do processo de difusão dos dois dopantes na mesma etapa térmica e do processo de crescimento da camada de óxido de silício com redução do volume de oxigênio.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABERLE, Armin. G. **Crystalline silicon solar cells: Advanced surface passivation and analysis**. 1. ed. Sidney: Centre for Photovoltaic Engineering, University of New South Wales, 1999. ISBN 0733406459.

ABERLE, Armin. G. Surface passivation of crystalline silicon solar cells: a review. **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**, v. 8, n. 5, p. 473-487, 2000. DOI: [https://doi.org/10.1002/1099-159X\(200009/10\)8:5<473::AID-PIP337>3.0.CO;2-D](https://doi.org/10.1002/1099-159X(200009/10)8:5<473::AID-PIP337>3.0.CO;2-D).

APPELBAUM, J. Bifacial photovoltaic panels field. **Renewable Energy**, v. 85, p. 338-343, 2016. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.renene.2015.06.050>.

AQUINO, Jéssica de. **Células solares bifaciais em lâminas finas de silício tipo n: otimização de processos de fabricação**. 2021. Tese (Doutorado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2021.

ASADA, Takato; ICHIKAWA, Yoshihito; KATO, Masashi. Carrier lifetime measurements in semiconductors through the microwave photoconductivity decay method. **Journal of Visualized Experiments**, v. 2019, n. 146, p. 1-11, 2019. DOI: [10.3791/59007](https://doi.org/10.3791/59007).

BALAJI, P. *et al.* Improving surface passivation on very thin substrates for high efficiency silicon heterojunction solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 216, n. August, p. 4-11, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2020.110715>.

BARBATO, M. *et al.* Potential induced degradation of N-type bifacial silicon solar cells: An investigation based on electrical and optical measurements. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 168, n. April, p. 51-61, 2017. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.solmat.2017.04.007>.

BATTAGLIA, Corsin; CUEVAS, Andres; DE WOLF, Stefaan. High-efficiency crystalline silicon solar cells: status and perspectives. **Energy & Environmental Science**, v. 9, n. February, p. 1552-1576, 2016. DOI: [10.1039/c5ee03380b](https://doi.org/10.1039/c5ee03380b).

BIAZETTO, Fábio André. **Otimização das regiões altamente dopadas de células solares bifaciais base n e análise da passivação**. 2019. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2019. Disponível em: <http://tede2.pucrs.br/tede2/handle/tede/8621>.

BLAKERS, Andrew. Development of the PERC Solar Cell. **IEEE Journal of**

Photovoltaics, v. 9, n. 3, p. 629-635, 2019. DOI: 10.1109/JPHOTOV.2019.2899460.

BONILLA, Ruy. S. *et al.* Dielectric surface passivation for silicon solar cells: A review. **Physica Status Solid Applications and Materials Science**, v. 214, n. 7, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1002/pssa.201700293>.

BREITENSTEIN, Otwin. *et al.* Understanding junction breakdown in multicrystalline solar cells. **Journal of Applied Physics**, v. 109, n. 7, 2011. DOI: <http://dx.doi.org/10.1063/1.3562200>.

BRITTO, João Victor Zanatta. **Análise da bifacialidade e da influência da concentração de oxigênio e nitrogênio na passivação de células solares bifaciais PERT base p**. 2023. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2023.

CAO, Mengda. *et al.* A performance degradation model of solar cells in an on-orbit resource satellite based on pik currentes. **Solar Energy**, v. 189, n. July, p. 26-34, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solener.2019.07.030>.

CATCHPOLE, K. R.; BLAKERS, A. W. Modelling the PERC structure for industrial quality silicon. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 73, n. 2, p. 189-202, 2002. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0927-0248\(01\)00124-6](https://doi.org/10.1016/S0927-0248(01)00124-6).

CHEN, Bin. *et al.* Pathways for sustainable energy transition. **Journal of Cleaner Production**, v. 228, p. 1564-1571, 2019a. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2019.04.372>.

CHEN, Chuan-Chi. *et al.* High efficiency on boron emitter n-type Cz silicon bifacial cells with industrial process. **Energy Procedia**, v. 38, p. 416-422, 2013. DOI: [10.1016/j.egypro.2013.07.298](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2013.07.298).

CHEN, Daming. *et al.* 24.58% total area efficiency of screen-printed, large area industrial silicon solar cells with the tunnel oxide passivated contacts (i-TOPCon) design. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 206, n. October 2019, p. 1-8, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2019.110258>.

CHEN, Yifeng *et al.* Mass production of industrial tunnel oxide passivated contacts (iTOPCon) silicon solar cells with average efficiency over 23% and modules over 345 W. **Progress in Photovolt, Wiley Online Library**, v. 277, p. 827-834, 2019b. DOI: [10.1002/pip.3180](https://doi.org/10.1002/pip.3180).

CHOI, Jihye. *et al.* Co-diffusion of boron and phosphorus for ultra-thin crystalline silicon solar cells. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 51, n. 27, p. 275101, 11 Jul. 2018. ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9452-622X>.

CHOWDHURY, Sanchari. *et al.* Analysis of passivation property using thin Al₂O₃ layer and simulation for realization of high-efficiency TOPCon cell. **Infrared Physics and Technology**, v. 110, n. April, p. 103436, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.infrared.2020.103436>.

CLATOT, J. *et al.* Room temperature transparent conducting oxides based on zinc oxide thin films. **Applied Surface Science**, v. 257, n. 12, p. 5181-5184, 2011. DOI: 10.1016/j.apsusc.2010.12.010.

CRESTANI, Thais. **Desenvolvimento de células solares bifaciais PERT base p com junção flutuante e análise da passivação**. 2021. Tese (Doutorado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2021. Disponível em: <http://tede2.pucrs.br/tede2/handle/tede/9872>.

CRUZ, Leila Rosa. *et al.* Análise comparativa das propriedades de óxidos transparentes condutores para aplicação em células solares de filmes finos de CdTe. **Revista Materia**, v. 22, n. 1, p. 0-7, 2017. DOI: 10.1590/S1517-707620170001.0125.

CUEVAS, Andres. *et al.* Carrier population control and surface passivation in solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 184, n. May, p. 38-47, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2018.04.026>

CUI, Meili. *et al.* The impact of diffusion gettering on solar cell efficiency and light induced degradation. **Optik**, v. 181, n. November, p. 129-133, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijleo.2018.12.021>.

DHILIPAN, J. *et al.* Performance and efficiency of different types of solar cell material – A review. **Materials Today: Proceedngs**, v. 66, p. 1295-1302, 2022. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.05.132>.

DING, Don. *et al.* High-efficiency n-type silicon PERT bifacial solar cells with selective emitters and poly-Si based passivating contacts. **Solar Energy**, v. 193, n. October, p. 494–501, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solener.2019.09.085>.

DOMARADZKI, Jaroslaw. Light-beam-induced current (LBIC) technique for semiconductors and ICs testing. **Lightmetry 2002: Metrology and Testing Techniques Using Light**, v. 5064, n. April 2003, p. 269, 2003. DOI: 10.1117/12.501534.

DRUMMOND, P. J.; BHATIA, D.; RUZYLLO, J. Measurement of effective carrier lifetime at the semiconductor-dielectric interface by Photoconductive Decay (PCD) Method. **Solid-State Electronics**, v. 81, p. 130-134, 2013. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.sse.2012.11.007>.

DUTTAGUPTA, Shubham. *et al.* monoPoly™ cells: Large-area crystalline silicon solar cells with fire-through screen printed contact to doped polysilicon surfaces. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 187, n. August, p. 76-81, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2018.05.059>.

FANG, Zheng. *et al.* Standard deviation quantitative characterization and process optimization of the pyramidal texture of monocrystalline silicon cells. **Materials**, v. 13, n. 3, 2020. DOI: 10.3390/ma13030564.

FELDMANN, Frank. *et al.* 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**, v. 120, n. PART A, p. 270-274, 2014. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.solmat.2013.09.017>.

FINNERTY, Neal. *et al.* Development of a Global Energy Management System for non-energy intensive multi-site industrial organisations: A methodology. **Energy**, v. 136, p. 16–31, 2017. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.energy.2016.10.049>.

GANGOPADHYAY, U. *et al.* A novel low cost texturization method for large area commercial mono-crystalline silicon solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 90, n. 20, p. 3557-3567, 2006. DOI: 10.1016/j.solmat.2006.06.044.

GARCIA, S. B. **Projeto e construção de um forno para processamento de células solares**. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009. Disponível em: <https://tede2.pucrs.br/tede2/handle/tede/3147>.

GARCIA, S. B. **Desenvolvimento e comparação de células solares p⁺nn⁺ com emissor seletivo e homogêneo**. 2016. Tese (Doutorado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2016. Disponível em: <https://tede2.pucrs.br/tede2/handle/tede/6707>.

GEISECKE, J. A. *et al.*, Minority carrier lifetime of silicon solar cells from quasi-steady-state photoluminescence. **Solar Energy Materials & Solar Cells**, v. 95, n. 7, p. 1979-1982, 2011. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2011.02.023>.

GONÇALVES, Débora; IRENE, Eugene. A. Fundamentals and applications of spectroscopic ellipsometry. **Química Nova**, v. 25, n. 5, p. 794-800, 2002. DOI: <https://doi.org/10.1590/S0100-40422002000500015>.

GRAFULHA, M. F.; ZANESCO, Izete. Comparação de sistema fotovoltaico com módulos bifaciais e convencionais em condomínio residencial. **Acta de la XXXIX Reunión de Trabajo de la Asociación Argentina de Energías Renovables y Medio Ambiente**. Vol. 4, pp. 04.145-04.155, 2016. Impreso en la Argentina. ISBN 978-987-29873-0-5.

GRANT, N. E. *et al.* Anodic oxidations: Excellent process durability and surface passivation for high efficiency silicon solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 203, n. September, p. 110155, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2019.110155>.

GREEN, Martin A. **Solar cells: operating principles, technology and system applications**. Englewood Cliffs, N.J.: Prentice-Hall, 1982. 274 p.

GREEN, Martin. A. The Passivated Emitter and Rear Cell (PERC): From conception to mass production. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 143, p. 190-197, 2015. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.solmat.2015.06.055>.

GRUNDMANN, Marius. **The Physics of Semiconductors An Introduction Including Nanophysics and Applications**. 3. ed. Leipzig: Springer, 2016.

GU, Wenbo *et al.* A comprehensive review and outlook of bifacial photovoltaic (bPV) technology. **Energy Conversion and Management**, v. 223, p. 113283, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.enconman.2020.113283>.

GUERRERO-LEMUS, R. *et al.* Bifacial solar photovoltaics – A technology review. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 60, p. 1533-1549, 2016. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.rser.2016.03.041>.

HO, Jiajer. *et al.* Rear-surface line-contact optimization using screen-print techniques on crystalline solar cells for industrial applications. **Materials Science in Semiconductor Processing**, v. 83, n. June, p. 22-26, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2018.03.037>.

HONSBURG, Christiana; BOWDEN, Stuart. **PV Education**. 2013. Disponível em: <<https://www.pveducation.org/>>. Acesso em: 14 jun. 2020.

HOSONO, Hideo; UEDA, Kazushide. Transparent Conductive Oxides. **Springer Handbook of Electronic and Photonic Materials**. 2. ed. [s.l.] Springer International Publishing, 2017. 1536 p. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-319-48933-9>.

HUANG, Yuqing. *et al.* Ultrathin silicon oxide prepared by in-line plasma-assisted N₂O oxidation (PANO) and the application for n-type polysilicon passivated contact. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 208, n. August, p. 110389, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2019.110389>.

HUEN, Priscila; DAOUD, Walid A. Advances in hybrid solar photovoltaic and thermoelectric generators. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 72, n. September 2017, p. 1295-1302, 2017. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.rser.2016.10.042>.

HUYENG, Jonas D. *et al.* Analysis of full-wafer size co-diffused BCBJ silicon solar cells with a novel screen printed boron-doping paste. **Energy Procedia**, v. 124, p. 346-356, 2017. DOI: [10.1016/j.egypro.2017.09.309](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2017.09.309).

ILES, P. A. Evolution of space solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 68, p. 1-1, 2001. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0927-0248\(00\)00341-X](https://doi.org/10.1016/S0927-0248(00)00341-X).

INGENITO, Andrea *et al.* 22.8% full-area bifacial n-PERT solar cells with rear side sputtered poly-Si (n) passivating contact. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 249, p. 112043, 2023. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2022.112043>.

JALALI, Tahmineh. Impact of one-dimensional photonic crystal back reflector in thin-film c-Si solar cells on efficiency. **Applied Physics A**, v. 124, n. 5, p. 370, 16 Mai. 2018. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00339-018-1786-z>.

JIANG, Yuanjian. *et al.* Optimization of a silicon wafer texturing process by modifying

the texturing temperature for heterojunction solar cell applications. **RSC Advances**, v. 5, n. 85, p. 69629-69635, 2015. DOI: 10.1039/c5ra09739h.

KANNAN, Nadarajah.; VAKEESAN, Divagar. Solar energy for future world – A review. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 62, p. 1092-1105, 2016. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.rser.2016.05.022>.

KERN, Werner. **Handbook of semiconductor wafer cleaning technology: science, technology, and applications**. New Jersey, USA: Noyes Publications, 1993.

KERR, Mark J.; CUEVAS, Andres. Very low bulk and surface recombination in oxidized silicon wafers. **Semiconductor Science and Technology**, v. 17, n. 1, p. 35-38, 2002. DOI: 10.1088/0268-1242/17/1/306.

KIM, Jae Eun. *et al.* Characterization of SiN_x:H thin film as a hydrogen passivation layer for silicon solar cells with passivated contacts. **Thin Solid Films**, v. 675, n. February, p. 109-114, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2019.02.016>.

KIM, Jeong; YONN, Sung Yean; CHOI, Kyoan. Effects of phosphorus diffusion gettering on minority carrier lifetimes of single-crystalline, multi-crystalline and UMG silicon wafer. **Current Applied Physics**, v. 13, n. 9, p. 2103-2108, 2013. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.cap.2013.09.013>.

KOCHENBORGER, Augusto dos Santos. **Desenvolvimento e Comparação de Células Solares Bifaciais Processadas com Redução de Etapas Térmicas em Lâminas de Silício com Diferentes Resistividades de Base**. 2021. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2021. Disponível em: <https://tede2.pucrs.br/tede2/handle/tede/10068>.

LEE, Sang Hee. *et al.* Review of advanced hydrogen passivation for high efficient crystalline silicon solar cells. **Materials Science in Semiconductor Processing**, v. 79, p. 66-73, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2018.01.019>.

LI, Hongzhao. *et al.* On elimination of inactive phosphorus in industrial POCl₃ diffused emitters for high efficiency silicon solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 171, n. June, p. 213-221, 2017. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.solmat.2017.06.040>.

LI, Junjun. *et al.* In-situ formation of indium seed layer for copper metallization of silicon heterojunction solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 204, n. June 2019, p. 110243, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2019.110243>.

LI, Yufang. *et al.* Formation of emitter by boron spin-on doping from SiO₂ nanosphere and properties of the related n-PERT solar cells. **Solar Energy**, v. 225, n. June, p. 317-322, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solener.2021.07.033>.

LIANG, Tian Shen. *et al.* A review of crystalline silicon bifacial photovoltaic performance characterisation and simulation. **Energy and Environmental Science**, v. 12, n. 1, p. 116-148, 2019. DOI: 10.1039/c8ee02184h.

LIAO, Shun Sing. *et al.* Effect of surface passivation by a low pressure and temperature environment-grown thermal oxide layer for multi-crystalline silicon solar cells. **Thin Solid Films**, v. 660, n. May, p. 1-9, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2018.05.047>.

LIU, AnYao. Y. *et al.* Effective impurity gettering by phosphorus – and boron-diffused polysilicon passivating contacts for silicon solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 179, n. November 2017, p. 136-141, 2018a. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2017.11.004>.

LIU, Jingjing. *et al.* Review of status developments of high-efficiency crystalline silicon solar cells. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 51, n. 12, 2018b. DOI: <https://orcid.org/0000-0002-0564-5532>.

LIU, Jing. *et al.* Passivation of textured crystalline silicon with small pyramids by silicon nitride films formed by catalytic chemical vapor deposition and phosphorus catalytic impurity doping. **Surfaces and Interfaces**, v. 21, n. September, p. 100690, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfin.2020.100690>.

LIZEY, David; KINGSLEY, James; BUCKLEY, Alastair. **Ossila Enabling Materials Science Ltd.** 2009. Disponível em: <<https://www.ossila.com/>>. Acesso em: 26 nov. 2020.

LOHMÜLLER, Sabrina. *et al.* **Transfer of POCl₃ diffusion processes from atmospheric pressure to high throughput low pressure.** AIP Conference Proceedings. **Anais**. 2018. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.5049301>.

LOPES, Natália Feijó. **Implementação e análise de junção flutuante em células solares industriais de silício tipo n.** 2013. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2013. Disponível em: <https://tede2.pucrs.br/tede2/handle/tede/3226>.

LU, Guilian. *et al.* Thin Al₂O₃ passivated boron emitter of n-type bifacial c-Si solar cells with industrial process. **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**, v. 25, n. 4, p. 280-290, Abr. 2017. DOI: 10.1002/pip.2859.

LUQUE, A.; HEGEDUS, S. **Handbook of Photovoltaic Science and Engineering.** 2. ed. West Sussex: John Wiley & Sons, 2011.

LV, Y. *et al.* Towards high-efficiency industrial p-type mono-like Si PERC solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 204, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2019.110202>.

LY, M *et al.* Influência da espessura do filme antirreflexo de TiO₂ nos parâmetros elétricos de células solares com base n. **Revista Brasileira de Energia Solar**, v. III, n. 1, Julho, p. 31-38, 2013.

MARKVART, Tom; CASTAÑER, Luis. **Solar Cells: Materials, manufacture and operation.** Oxford: Elsevier, 2006.

MCINTOSH, K.; ABBOTT, M.; SUDBURY, B. **PV LightHouse**. 2011. Disponível em: <<https://www.pvlighthouse.com.au/>>.

MEIER, Sebastian. *et al.* Fast Co-Diffusion Process for Bifacial n-Type Solar Cells. **Solar RRL**, v. 1, n. 1, p. 1600005, 2017. DOI: 10.1002/solr.201600005.

MELSKENS, J. *et al.* Passivating Contacts for Crystalline Silicon Solar Cells: From Concepts and Materials to Prospects. **IEEE Journal of Photovoltaics**, v. 8, n. 2, p. 373-388, 2018. DOI: 10.1109/JPHOTOV.2018.2797106.

MISHIMA, Takahiro. *et al.* Development status of high-efficiency HIT solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 95, n. 1, p. 18-21, 2011. DOI: 10.1016/j.solmat.2010.04.030.

MISHRA, U. K.; SINGH, J. **Semiconductor device physics and design**. Dordrecht, The Netherlands: Springer International Publishing, 2008.

MITCHELL, Bernhard *et al.* Predicting solar cell efficiencies from bulk lifetime images of multicrystalline silicon bricks. **Energy Procedia**, v. 38, p.147-152, 2013. DOI: 10.1016/j.egypro.2013.07.261.

MOEHLECKE, Adriano. *et al.* **Floating junction passivation of p⁺ emitters**. 2nd World Conference and Exhibition on Photovoltaic Solar Energy Conversion. **Anais**. Vienna, Austria: 1998.

MOEHLECKE, Adriano; ZANESCO, Izete; LUQUE, A. **Practical high efficiency bifacial solar cells**, Proceeding of 1994 IEEE 1st World Conference on Photovoltaica Energy Conversion – WCPEC (A Joint Conference of PVSC, PVSEC and PSEC), Waikoloa, HI, USA, 1994, v. 2, pp. 1663-1666. DOI: 10.1109/WCPEC.1994.520538.

NABER, R. C. G. *et al.* ECN N-type silicon solar cell technology: An industrial process that yields 18.5%. **Conference Record of the IEEE Photovoltaic Specialists Conference**, n. July 2009, p. 000990-000992, 2009.

NADAL, Carlos Del Cañizo. **Procesos de extracción de impurezas contaminantes y aplicación a estructuras de células solares**. Tese (Doutorado) – Madrid, España: Universidad Politécnica de Madrid, 2000.

NAIR, Niveditha *et al.* Influence of the properties of p-a-Si:H layer and the work function of front contact on silicon heterojunction solar cell performance. **Materials Today: Proceedings**, v. 49, n. 5, p. 1617-1624, 2022. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.07.421>.

NEAMEN, D. A. **Semiconductor physics and devices: Basics principles**. 4. ed. New York, NY: McGraw-Hill, 2011.

NEUHAUS, Dirk-Holger; MÜNZER, A. Industrial Silicon Wafer Solar Cells. **Advances in OptoElectronics**, v. 2007, p. 1-15, 2007. DOI: 10.1155/2007/24521.

OH, Wonje. *et al.* Metallization of crystalline silicon solar cells for shingled photovoltaic module application. **Solar Energy**, v. 195, n. March 2019, p. 527-535, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solener.2019.11.095>.

OSÓRIO, Vanessa da Conceição; MOEHLECKE, Adriano; ZANESCO, Izete. Células solares bifaciais industriais em lâminas de silício finas: análise de passivação de superfícies e tipo de silício. **Cerâmica**, v. 64, n. 370, p. 183-189, 2018. DOI: <http://dx.doi.org/10.1590/0366-69132018643702280>.

OSÓRIO, Vanessa da Conceição. **Células solares bifaciais finas com campo retrodifusor localizado de alumínio e seletivo de boro e alumínio**. 2012. Tese (Doutorado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.

PADHAMNATH, Pradeep. *et al.* Development of thin polysilicon layers for application in monoPoly™ cells with screen-printed and fired metallization. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 207, p. 110358, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2019.110358>.

PENG, Zih-Wei. *et al.* 693 mV V_{oc} industrial screen-printed n-PERT rear junction solar cells with stable efficiency beyond 22%. **AIP Conference Proceedings**, v. 2147, n. August, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.5123874>.

PERLOFF, David S. Four-point sheet resistance correction factors for thin rectangular samples. **Solid-State Electronics**, v. 20, p. 681-687, 1977.

PHAM, Duy Pong. *et al.* Band-offset Reduction for Effective Hole Carrier Collection in Bifacial Silicon Heterojunction Solar Cells. **Journal of Physics and Chemistry of Solids**, v. 154, p. 110059, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jpcs.2021.110059>.

PRISHYA, A. S. Arul *et al.* Comprehensive review on uses of silicon dioxide in solar cell. **Material Tiday: Proceedings**, v. 72, p. 1471-1478, 2023. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.09.348>.

QUAN, Lei. *et al.* Compressive light beam induced current sensing for fast defect detection in photovoltaic cells. **Solar Energy**, v. 150, p. 345–352, 2017. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.solener.2017.04.059>.

RAHMAN, Mohammed Ziaur; KHAN, Shahidul Islam. Advances in surface passivation of c-Si solar cells. **Materials for Renewable and Sustainable Energy**, v. 1, n. 1, 2012. DOI: 10.1007/s40243-012-0001-y.

RAVI, K. V. **Imperfections and Impurities in Semiconductor Silicon**. 1 st ed. New York, NY: John Wiley & Sons, 1981.

REINDERS, A. *et al.* **Photovoltaic solar energy: from fundamentals to applications**. 1. ed. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, 2017.

RODRIGUEZ, John. *et al.* Towards 22% efficient screen-printed bifacial n-type silicon

solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 187, n. August, p. 91-96, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2018.07.020>.

ROTHHARDT, Philip. *et al.* Codiffused bifacial n-type solar cells (CoBiN). **Energy Procedia**, v. 55, p. 287-294, 2014. DOI: <http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/3.0/>.

RYU, Kiungsun. *et al.* High efficiency screen-printed n-type silicon solar cell using co-diffusion of APCVD boron emitter and POCl_3 back surface field. **Current Applied Physics**, v. 18, n. 2, p. 231-235, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cap.2017.11.004>

SAHIN, Gökhan. *et al.* Performance of conversion efficiency of a bifacial silicon solar cell with particle irradiation. **Chinese Journal of Physics**, v. 55, n. 1, p. 203-210, 2017. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.cjph.2016.10.018>.

SAHU, Rajkumar. *et al.* Silicon solar cells with nitrogen-rich SiN_x/Si interfacial passivation by low-energy nitrogen-ion implantation. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 220, p. 110858, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2020.110858>.

SAHU, Rajkumar. *et al.* Silicon solar cells with interfacial passivation of the highly phosphorus-doped emitter surface by oxygen ion omplantion. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 234, p. 111414, 2022. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2021.111414>.

SAMPAIO, Priscila Gonçalves V.; GONZÁLEZ, Mario Orest Aguirre. Photovoltaic solar energy: Conceptual framework. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 74, p. 590-601, 2017. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.rser.2017.02.081>.

SAYNOVA, Desislava S. *et al.* Al_2O_3 passivation on c-Si surfaces for low temperature solar cell applications. **Energy Procedia**, v. 38, p. 872-880, 2013. DOI: [10.1016/j.egypro.2013.07.359](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2013.07.359).

SCHMIDT, J. *et al.* Advances in the surface passivation of silicon solar cells. **Energy Procedia**, v. 15, p. 30-39, 2012. DOI: [10.1016/j.egypro.2012.02.004](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2012.02.004).

SCHÖN, Jonas *et al.* Experimental and theoretical study of oxygen precipitation and the resulting limitation of silicon solar cell wafers. **IEEE Journal of Photovoltaics**, v. 11, n. 2, p. 289-297, 2021.

SHANMUGAM, Vinodh. *et al.* Impact of the manufacturing process on the reverse-bias characteristics of high-efficiency n-type bifacial silicon wafer solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 191, p. 117-122, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2018.11.014>.

SHENG, Jian. *et al.* Impact of phosphorus diffusion on n-type poly-Si based passivated contact silicon solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 203, n. July, p. 110120, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2019.110120>.

SHIMIZU, Shigenori. *et al.* Screen printable boron doping paste and its process for n-

type PERT solar cells. **IEEE Journal of Photovoltaics**, v. 8, n. 2, p. 483-486, 2018. DOI: 10.1109/JPHOTOV.2018.2797973.

SINGHA, Bandana; SOLANKI, Chetan Singh. Boron-rich layer properties formed by boron spin on dopant diffusion in n-type silicon. **Materials Science in Semiconductor Processing**, v. 57, p. 83-89, 2017. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.mssp.2016.09.034>

SMITH, Willian F.; HASHEMI, Javad. **Fundamentos de Engenharia e Ciência dos Materiais**. 5. ed. Porto Alegre: AMGH Editora, 2012. ISBN-13: 978-8580551143.

SWATOWSKA, Barbara *et al.* The role of antireflection coatings in silicon solar cells – The influence on their electrical parameters. **Optica Applicata**, v. 41, n. 2, p. 487-492, 2011.

SZE, S. M.; NG, K. K. **Physyics of semiconductor devices**. 3rd. ed. New Jersey, USA: John Wiley & Sons, 2007.

TANVIR, Nauman Bin *et al.* Codiffusion Sources and Barriers for the Assembly of Back-Contact Back-Junction Solar Cells. **IEEE Journal of Photovoltaics**, v. 5, n. 6, p. 1813-1820, 2015. DOI: 10.1109/JPHOTOV.2015.2478073.

THOMSON, Andrew F.; MCINTOSH, Keith R. Light-enhanced surface passivation of TiO₂ – coated silicon. **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**, v. 20, n. 3, p. 343-349, Mai. 2012. DOI: 10.1002/pip.1132.

Novergy Solar – Power generation for generations. Disponível em <<https://www.novergysolar.com/pt/solar-busbar-fingers-explained/>>. Acesso em 13 jan 2022.

WANG, Fengyou. *et al.* Insights into nucleation engineering in Si pyramidal texturing for high performance heterojunction solar cells applications. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 752, p. 53-60, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.04.180>.

WANG, J. *et al.* Benefits of photonic management strategy for highly efficient bifacial solar cells. **Optics Communications**, v. 462, n. January, p. 125358, 2020a.

WANG, Q. *et al.* Study on the cleaning process of n+-poly-Si wraparound removal of TOPCon solar cells. **Solar Energy**, v. 211, n. October, p. 324-335, 2020b.

WANG, Zijing *et al.* Comprehensive characterization of efficiency limiting defects in the swirl-shaped region of Czochralski silicon. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 236, n. March, p. 1115333, 2022.

WEIMAR, N. D. **Sinovoltaics Group**. 2019. Disponível em: <<https://sinovoltaics.com/learning-center/solar-cells/perc-perl-pert-cells/>>. Acesso em: 17 ago. 2020.

WILSON, Marshall *et al.* QSS- μ PCD measurement of lifetime in silicon wafers: Advantages and new applications. **Energy Procedia**, v. 8, n. July 2011, p. 128-134,

2011. DOI: 10.1016/j.egypro.2011.06.113.

WÜRFEL, Peter; WÜRFEL, Uli. **Physics of solar cells: From basic principles to advanced concepts**. 3rd. ed. Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co., 2016.

XIA, Lei *et al.* Influence of laser cutting conditions on electrical characteristics of half-size bifacial silicon solar cells. **Materials Science in Semiconductor Processing**, v. 105, p. 104747, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2019.104747>.

XU, Jiahui. *et al.* The impact of deposition and annealing temperature on the growth properties and surface passivation of silicon dioxide films obtained by atomic layer deposition. **Applied Surface Science**, v. 544, n. January, p. 148889, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2020.148889>.

YADAV, Tarun Singh *et al.* Low-cost and low-temperature chemical oxide passivation process for large area single crystalline silicon solar cells. **Solar Energy**, v. 169, n. February, p. 270-276, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solener.2018.04.008>.

YAN, Xia. *et al.* Investigation of phosphorus diffused back surface field (BSF) in bifacial nFAB solar cells. **Solar Energy**, v. 179, n. January, p. 335-342, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solener.2018.12.052>.

YAO, Yao. *et al.* Enhanced efficiency in bifacial HIT solar cells by gradient doping with AFORS-HET simulation. **Materials Science in Semiconductor Processing**, v. 77, p. 16-23, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2018.01.009>.

YIN, H. P. *et al.* Bifacial n-type silicon solar cells with selective front surface field and rear emitter. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 208, p. 110345, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2019.110345>.

YIN, H. P. *et al.* Screen-printed n-type Si solar cells with laser-doped selective back surface field. **Solar Energy**, v. 220, n. March, p. 211-216, 2021. Doi: <https://doi.org/10.1016/j.solener.2021.03.062>.

YU, BO. *et al.* A study on electrical performance of N-type bifacial PV modules. **Solar Energy**, v. 137, p. 129-133, 2016. Doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.solener.2016.08.011>.

YUSUFOGLU, Ufuk. A. *et al.* Analysis of the anual performance of bifacial modules and optimization methods. **IEEE Journal of Photovoltaics**, v. 5, n. 1, Janeiro 2015, p. 320-328. DOI: 10.1109/JPHOTOV.2014.2364406.

ZAMBRANO, D. F. *et al.* Mechanical and microstructural properties of broadband anti-reflective TiO₂/SiO₂ coatings for photovoltaic applications fabricated by magnetron sputtering. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 220, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2020.110841>.

ZANESCO, Izete. *et al.* **Passivação das regiões altamente dopadas n⁺ e p⁺ em células solares de silício cristalino com filmes de ZnO:Al**. VII Congresso Brasileiro

de Energia Solar. **Anais**. Gramado RS: 2018a. Disponível em: <<https://anaiscbens.emnuvens.com.br/cbens/article/view/261>>.

ZANESCO, Izete. *et al.* Desenvolvimento da célula solar com maior eficiência no Brasil com processo industrial. **Revista Brasileira de Energia Solar**, v. IX, n. 1, p. 41-48, 2018b.

ZANESCO, Izete. *et al.* Analysis of different conductive pastes to form the contact with the boron back surface field in PERT silicon solar cells. **Materials Research Express**, v. 6, n. 11, p. 115535, 23 Out. 2019a. DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab4b99>.

ZANESCO, Izete. *et al.* **Evaluation of the TiO₂ anti-reflective coating in PERT solar cells with silicon dioxide passivation**. Proceedings of the ISES Solar World Congress 2019b. **Anais**. Freiburg, Germany: International Solar Energy Society, 2019b. Disponível em: <<http://proceedings.ises.org/citation?doi=swc.2019.19.13>>.

ZANESCO, Izete; MOEHLECKE, Adriano. Processo de difusão de dopante tipo p e tipo n em lâminas de silício na mesma etapa térmica, número do registro: BR1020180085760, **Instituição de registro: INPI – Instituto Nacional da Propriedade Industrial**. Depósito: 27/04/2018. Brasil, 2018c.

ZANESCO, Izete; RAZERA, Ricardo A. Z.; MOEHLECKE, Adriano. Análise da passivação com SiO₂ na face posterior e frontal de células solares com campo retrodifusor seletivo. **Matéria (Rio de Janeiro)**, v. 22, n. suppl 1, p. 1-9, 8 Jan. 2018d. DOI: 10.1590/S1517-707620170005.0260.

ZANESCO, Izete; MOEHLECKE, Adriano. **Desenvolvimento de Processos Industriais para Fabricação de Células Solares com pasta de Al e Passivação**. Relatório Final de Projeto de P&D, Convênio ELETROSUL n. 1110140010, 379 p., 2016.

ZANESCO, Izete; Moehlecke, Adriano. Processo de difusão de dopantes em lâminas de silício para a fabricação de células solares. Patente: Privilégio de Inovação. Número do registro: PI12030606, BR1020120306069. 30 nov 2012. 2012. **Instituição de registro: INPI – Instituto Nacional da Propriedade Industrial**.

ZANESCO, Izete; MOEHLECKE, Adriano. **Energia Elétrica para o Terceiro Milênio: A Conversão Fotovoltaica**. In: Claudio Galli; Adriano Moehlecke; Délcio Basso; Francisco Catelli; Izete Zanesco; João Bernardes da Rocha Filho; Luis Marcos Scolari; Marcos Salami. (Org.). Sobre Volta, Batatas e Fótons. 1ed. Porto Alegre: EDIPUCRS, 2003, v., p. 95-120.

ZHANG, Youngxu. *et al.* Improved performance on multi-crystalline silicon solar cells by optimizing aluminum back surface field process. **Materials Science in Semiconductor Processing**, v. 132, n. October 2020, p. 105916, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2021.105916>.

ZHAO, J.; GREEN, Martin A. Optimized Antireflection Coatings for High-Efficiency Silicon Solar Cells. **IEEE Transactions on Electron Devices**, v. 38, n. 8, p. 1925-1934, 1991.

ZHAO, Oufan *et al.* Experimental and numerical study on the performance of innovative bifacial photovoltaic wall system. **Sustainable Cities and Society**, v. 85, n. October, p. 104085, 2022. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scs.2022.104085>.

ZHUANG, Y. F. *et al.* Application of SiO₂ passivation technique in mass production of silicon solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 193, n. January, p. 379–386, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2019.01.038>.



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul
Pró-Reitoria de Graduação
Av. Ipiranga, 6681 - Prédio 1 - 3º. andar
Porto Alegre - RS - Brasil
Fone: (51) 3320-3500 - Fax: (51) 3339-1564
E-mail: prograd@pucrs.br
Site: www.pucrs.br