

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

JÉSSICA DE AQUINO

**CÉLULAS SOLARES BIFACIAIS EM LÂMINAS FINAS DE SILÍCIO  
TIPO N: OTIMIZAÇÃO DE PROCESSOS DE FABRICAÇÃO**

Porto Alegre  
2021

PÓS-GRADUAÇÃO - *STRICTO SENSU*



Pontifícia Universidade Católica  
do Rio Grande do Sul



# **CÉLULAS SOLARES BIFACIAIS EM LÂMINAS FINAS DE SILÍCIO TIPO N: OTIMIZAÇÃO DE PROCESSOS DE FABRICAÇÃO**

**JÉSSICA DE AQUINO**

QUÍMICA INDUSTRIAL

MESTRE EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

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

**Porto Alegre**

**Agosto, 2021**



# **CÉLULAS SOLARES BIFACIAIS EM LÂMINAS FINAS DE SILÍCIO TIPO N: OTIMIZAÇÃO DE PROCESSOS DE FABRICAÇÃO**

**JÉSSICA DE AQUINO**

QUÍMICA INDUSTRIAL

MESTRE EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

ORIENTADOR: Prof. Dr. ADRIANO MOEHLECKE

COORIENTADORA: Profa. Dra. IZETE ZANESCO

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.

**Porto Alegre**

**Agosto, 2021**

## Ficha Catalográfica

A657c Aquino, Jéssica de

Células Solares Bifaciais em Lâminas Finas de Silício Tipo N :  
Otimização de Processos de Fabricação / Jéssica de Aquino.  
– 2021.

125.

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

Orientador: Prof. Dr. Adriano Moehlecke.

Co-orientadora: Profa. Dra. Izete Zanesco.

1. Células Solares Finas. 2. Células Bifaciais. 3. Silício Tipo N.  
I. Moehlecke, Adriano. II. Zanesco, Izete. III. Título.



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul

ESCOLA POLITÉCNICA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

## CÉLULAS SOLARES BIFACIAIS EM LÂMINAS FINAS DE SILÍCIO TIPO N: OTIMIZAÇÃO DE PROCESSOS DE FABRICAÇÃO

**CANDIDATA: JÉSSICA DE AQUINO**

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.

DR. ADRIANO MOEHLECKE - ORIENTADOR

DRA. IZETE ZANESCO - COORIENTADORA

### BANCA EXAMINADORA

DR. HENRI IVANOV BOUDINOV - PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM FÍSICA - UFRGS

DR. JOÃO BERNARDES DA ROCHA FILHO - PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM EDUCAÇÃO EM CIÊNCIAS E MATEMÁTICA - ESCOLA POLITÉCNICA - PUCRS

DRA. BERENICE A. DEDAUID - PGETEMA/ESCOLA POLITÉCNICA - PUCRS

**PUCRS**

Campus Central  
Av. Ipiranga, 6681 - Prédio 32 - Sala 507 - CEP: 91519-900  
Telefone: (51) 3353.4059 - Fax: (51) 3320.3625  
E-mail: [engenharia.pg.materiais@pucrs.br](mailto:engenharia.pg.materiais@pucrs.br)  
[www.pucrs.br/politecnica](http://www.pucrs.br/politecnica)

*“Jamais deixe seus sonhos de lado por medo ou receio, estabeleça metas, corra atrás dos seus objetivos e não permita que as dificuldades falem mais alto que sua capacidade ou do que a sua vontade”.*

*Jéssica de Aquino*

## AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente à Deus pelo dom da vida e a minha família por tudo. Sem o apoio incondicional da minha mãe, pai, irmão, vó Nilda e Vó Margarida nada na minha jornada seria possível, por isso, tudo que eu faço, eu dedico a eles. Amo-os infinitamente, sou muito grata por tê-los e peço a Deus sempre que os guarde os proteja e lhes conceda muita saúde.

Agradeço também ao meu marido e ao nosso filho peludo Tobi, o amor e o apoio foram fundamentais para minha chegada até aqui. Obrigada por tudo! Amo vocês demais! Muito obrigada por me escolherem.

Agradeço de coração pela ajuda, aprendizado, risadas e companhia dos meus colegas de laboratório, em especial à Vanessa Alves, ao Moussa, ao Fabio e a Vanessa Osório porque sem vocês essa tese não teria a mesma qualidade.

Aos meus orientadores Adriano e Izete, meu muito obrigada pela orientação e por todo o trabalho desenvolvido no laboratório para confecção dessa tese.

Agradeço pela concessão da bolsa de estudos à:

- Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) concedido pelo Programa de Suporte à Pós-Graduação de Instituições Comunitárias de Educação Superior (PROSUC).

- ITAIPU BINACIONAL, LAR, C. VALE, COPACOL, SEBRAE/PR e OCEPAR no âmbito do projeto de P&D intitulado “Implantação de Unidades de Geração Distribuída de Energia Elétrica a partir de Sistemas Fotovoltaicos em Propriedades Rurais”, Convênio nº 4500040746.

- ELETROSUL no âmbito do projeto de P&D intitulado “Desenvolvimento de Processos Industriais para a Fabricação de Células Solares com Pasta de Alumínio e Passivação”, Convênio nº 1110140010.

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO E OBJETIVOS .....</b>	<b>20</b>
1.1. Justificativas.....	20
1.2. Objetivos .....	22
<b>2. CÉLULAS SOLARES DE SILÍCIO.....</b>	<b>24</b>
2.1. Estrutura e Processo Industrial de Células Solares de Silício .....	24
2.2. Diferenças entre Células Solares Tipo p e Tipo n .....	26
2.3. Células Solares Bifaciais .....	29
2.3.1. Estrutura e Evolução da Célula Solar Bifacial.....	29
2.3.2. Células Solares Bifaciais Base n e Base p .....	33
2.3.3. Células Solares em Lâminas Finas de Silício Cristalino .....	38
2.3.3.1. Células Monofaciais.....	40
2.3.3.2. Células Bifaciais .....	44
2.4. Emissor e Campo Retrodifusor.....	46
2.4.1. Principais Características do Emissor .....	46
2.4.2. Emissor Homogêneo .....	48
2.4.3. Emissor Seletivo .....	48
2.4.4. Emissor em Pontos Formado por Radiação Laser .....	50
2.5. Filmes de Passivação .....	51
2.5.1. Recombinação em Superfície .....	51
2.5.2. Passivação com Dióxido de Titânio .....	53
2.5.3. Passivação com Dióxido de Silício .....	55
2.5.4. Passivação com Nitreto de Silício .....	57
2.5.5. Passivação com Óxido de Alumínio.....	58
2.5.6. Passivação por Junção Flutuante .....	59
<b>3. MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>65</b>
3.1. Processo de Fabricação das Células Solares .....	65
3.2. Parâmetros de Otimização de Células Solares Base n Bifaciais Finas de 100 µm de Espessura.....	71
3.3. Técnicas de Caracterização .....	73
3.3.1. Microscopia Eletrônica de Varredura.....	73
3.3.2. Resistência de Folha e Perfil de Concentração de Impurezas.....	74



3.3.3. Comprimento de Difusão dos Portadores de Carga Minoritários.....	75
3.3.4. Parâmetros Elétricos .....	76
3.3.5. Eficiência Quântica Interna .....	78
<b>4. RESULTADOS E ANÁLISE.....</b>	<b>80</b>
4.1. Análise das Lâminas de Silício Finas por MEV .....	80
4.2. Análise da Queima das Pastas Metálicas em Células Solares Bifaciais Finas .....	81
4.3. Avaliação da Redução do Fator de Recobrimento Metálico da Região p <sup>+</sup> e da Deposição do Filme Antirreflexo no Emissor p <sup>+</sup> .....	84
4.4. Análise da Etapa de Passivação de SiO <sub>2</sub> em Células Solares Bifaciais Finas de 100 µm .....	87
4.5. Análise de Células Solares com Regiões n <sup>+</sup> com Diferentes Resistências de Folha .....	89
4.6. Análise das Células Solares com Maior Eficiência .....	93
4.7. Comparação de Células Solares com Diferentes Espessuras .....	97
4.8. Análise da Estabilidade da Célula Solar n <sup>+</sup> np <sup>+</sup> .....	102
<b>5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES DE CONTINUIDADE.....</b>	<b>104</b>
<b>6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>108</b>

## LISTA DE FIGURAS

- Figura 2.1. Estrutura n<sup>+</sup>pp<sup>+</sup> de uma célula solar típica produzida pela indústria. Adaptado de Avrutin; Izyumskaya; Morkoç, 2011. ....24
- Figura 2.2. Representação esquemática do abaulamento sofrido pela deposição de pasta de alumínio em células solares de silício. (Adaptado de THICKNESS, 2009-2012).....26
- Figura 2.3. Representação da (a) reflexão da radiação solar pela face posterior de uma célula solar monofacial e (b) absorção da radiação solar pela face posterior em uma célula solar bifacial. Adaptado de Jia *et al*, 2017..... 30
- Figura 2.4. Absorção da radiação infravermelha na face posterior de uma célula solar monofacial, bifacial e em uma lâmina de silício. Adaptado de Humber *et al*, 1997. .... 33
- Figura 2.5. Percentual da utilização de células solares monofaciais e bifaciais no mercado mundial entre os anos de 2019 a 2030. .... 33
- Figura 2.6. Célula solar bifacial com estrutura n<sup>+</sup>np<sup>+</sup>..... 34
- Figura 2.7. Eficiência de células solares de 4 cm<sup>2</sup> em função da espessura de lâminas de Si, Cz e FZ, com e sem filme passivador de SiNx na face frontal Adaptado de Steckemetz *et al*, 2001..... 40
- Figura 2.8. Temperatura de queima das pastas metálicas para lâminas com espessuras diferentes. Adaptado de Sheoran *et al*, 2007..... 42
- Figura 2.9. Eficiência da célula solar em função da espessura com otimização e sem otimização dos perfis de temperatura de queima das pastas metálicas. Adaptado de Sheoran *et al*, 2007..... 43
- Figura 2.10. Seção transversal da estrutura de uma célula solar bifacial com campo retrodifusor. Saha *et al*, 2013. .... 44
- Figura 2.11. Esquema de uma célula solar com emissor homogêneo (RAHMAN *et al*, 2014). .... 48
- Figura 2.12. Estrutura típica de uma célula solar com emissor seletivo. (Adaptado de Centrotherm Photovoltaics, 1997-2016)..... 49
- Figura 2.13. Esquema da dopagem por radiação laser. Adaptado de EDWARDS, 2012. .... 50
- Figura 2.14. (a) Silício dopado com fósforo e (b) silício dopado com boro..... 52

- Figura 2.15. Estrutura da Célula Solar n<sup>+</sup>p com uma junção flutuante posterior p(n<sup>+</sup>) estudada no trabalho de Ghannam (1991).....60
- Figura 2.16. Velocidade de recombinação da superfície posterior em função da concentração de dopagem de base. Sendo PERCa o dispositivo com óxido de alta qualidade e PERCb o dispositivo com óxido de qualidade moderada. O índice Trans. se refere a células solares com junção flutuante. Adaptado de GHANNAM, 1991.....61
- Figura 2.17. Célula solar (n<sup>+</sup>)p<sup>+</sup> nn<sup>+</sup>, com junção flutuante. Adaptada de Benick *et al*, 2008 .....64
- Figura 3.1. Esquema do processo de produção de células solares bifaciais finas desenvolvidas nesse trabalho. ....65
- Figura 3.2. Esquema das etapas de otimização desenvolvidas nesse trabalho. ....66
- Figura 3.3. Célula solar com estrutura n<sup>+</sup>np<sup>+</sup> desenvolvida nesse trabalho. ....66
- Figura 3.4. (a) Superfície de uma lâmina de silício texturada obtida no microscópio eletrônico de varredura e (b) esquema da reflexão de um raio solar normal em uma superfície de silício texturada. ....67
- Figura 3.5. Esquema do processo de serigrafia para deposição de pasta metálica na lâmina de silício (Garcia, 2016).....70
- Figura 3.6. Relação entre o inverso da eficiência quântica interna (EQI) e o inverso do coeficiente de absorção ( $\alpha$ ) da célula solar para cada feixe laser incidente (índices 1, 2, 3 e 4).....76
- Figura 3.7. Curva característica J-V e P-V de uma célula solar de Si com área de 61,58 cm<sup>2</sup> .....77
- Figura 4.1. Superfície de uma lâmina de silício afinada obtida no microscópio eletrônico de varredura. ....80
- Figura 4.2. Superfície de uma lâmina de silício afinada e texturada obtida no microscópio eletrônico de varredura. ....81
- Figura 4.3. Curvas de eficiência média e célula solar mais eficiente (a) iluminada pela face dopada com fósforo e (b) iluminada pela face dopada com boro em função da temperatura de queima.....83
- Figura 4.4. Eficiência média da célula solar com maior eficiência (a) iluminada pela região n<sup>+</sup> e (b) iluminada pela região p<sup>+</sup> em função da temperatura de queima de 820, 830 e 840 °C.....86

- Figura 4.5. Concentração de impurezas doadoras (fósforo) na região  $n^+$  para diferentes tempos e temperaturas de difusão de fósforo medido em amostras (a) após a difusão e (b) após a oxidação a  $800\text{ }^\circ\text{C}$  / 45 min. ...92
- Figura 4.6. Concentração de impurezas aceitadoras (boro) na região  $p^+$  para diferentes tempos e temperaturas de difusão de fósforo, medido em amostras (a) após a difusão de fósforo e (b) após a oxidação.....93
- Figura 4.7. Distribuição do comprimento de difusão dos portadores de carga minoritários de células solares com temperatura e tempo de difusão de fósforo de (a)  $835^\circ\text{C}/50\text{ min}$  (b)  $855^\circ\text{C}/50\text{ min}$ .....94
- Figura 4.8. Eficiência quântica interna de células solares fabricadas com diferentes temperaturas e tempos de difusão de fósforo para (a) iluminação pela face com fósforo e (b) iluminação na face com boro.....95
- Figura 4.9. Refletância das células solares para (a) região  $n^+$  e (b) região  $p^+$ . .....96
- Figura 4.10. Concentração de átomos de fósforo em função da profundidade. ....98
- Figura 4.11. Características J-V de células solares  $n^+np^+$  finas e  $n^+pp^+$ , com iluminação pela face  $n^+$ . .....98
- Figura 4.12. Eficiência quântica interna de células solares  $n^+np^+$  finas e  $n^+pp^+$ , com iluminação pela face  $n^+$ . .....99
- Figura 4.13. Características J-V de células solares bifaciais (a) com eficiências de 16,1 % / 15,4 % e (b) com eficiências 16,0 % / 15,6 %. ..... 101
- Figura 4.14. Tensão elétrica de circuito aberto em função do tempo de irradiação. O dispositivo  $n^+np^+$  foi exposto em um simulador solar ajustado em  $1000\text{ W/m}^2$  (espectro AM1,5G). ..... 103

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1. Eficiências recordes publicadas em periódicos até o ano de 2018. Adaptado de Rodriguez <i>et al</i> , 2018.....	36
Tabela 2.2. Parâmetros elétricos das células bifaciais processadas em substrato Cz de diferentes espessuras (Pan <i>et al</i> , 2007).....	45
Tabela 4.1. Média dos parâmetros elétricos de células solares bifaciais finassem deposição de filme antirreflexo de TiO <sub>2</sub> na região p <sup>+</sup> processadas com temperatura de queima das pastas metálicas de 820 a 890 °C. ....	81
Tabela 4.2. Parâmetros elétricos da melhor célula solar processada com a máscara de metalização de 38 trilhas para cada temperatura de queima testada. ....	82
Tabela 4.3. Parâmetros elétricos médios de células solares processadas com máscara de metalização de 35 trilhas sob a região p <sup>+</sup> e queima nas temperaturas de 820 a 840 °C. ....	85
Tabela 4.4. Parâmetros elétricos da melhor célula solar processada para as temperaturas de queima de 820, 830 e 840 °C.....	85
Tabela 4.5. Média dos parâmetros elétricos de células solares processadas com diferentes tempos e temperaturas de oxidação e temperaturas de queima de 830 e 840 °C. ....	88
Tabela 4.6. Parâmetros elétricos da melhor célula solar processada para diferentes tempos e temperaturas de oxidação com temperaturas de queima de 830 e 840 °C. ....	89
Tabela 4.7. Média dos parâmetros elétricos de células solares processadas com diferentes temperaturas e tempos de difusão de fósforo. ....	90
Tabela 4.8. Parâmetros elétricos da célula solar de maior eficiência processada com diferentes temperaturas e tempos de difusão de fósforo. ....	91
Tabela 4.9. Comparação entre as características elétricas das melhores células solares bifaciais finas produzidas no NT-Solar, com células solares de espessura convencional processadas com tecnologia similar. ....	102

## LISTA DE QUADROS

Quadro 3.1. Aspectos positivos e negativos em relação ao emprego do silício tipo p e tipo n para a fabricação de células solares.....	26
---	----

## LISTA DE SÍMBOLOS E SIGLAS

A	Área da célula	cm <sup>2</sup>
ALD	Deposição em camada atômica – <i>Atomic layer deposition</i>	-
AR	Filme antirreflexo	-
APCVD	Deposição química em fase vapor à pressão atmosférica – <i>Atmospheric pressure chemical vapor deposition</i>	-
$\alpha$	Coeficiente de absorção	m <sup>-1</sup>
BSF	Campo retrodifusor - <i>Back surface field</i>	-
C	Velocidade da luz no vácuo	3x10 <sup>6</sup> m/s
C <sub>s</sub>	Concentração de átomos em superfície	cm <sup>-3</sup>
CVD	Deposição química em fase vapor – <i>Chemical vapor deposition</i>	-
Cz	Czochralski	-
D <sub>n</sub>	Difusividade do elétron na base	cm <sup>-3</sup>
ECV	<i>Electrochemical capacitance-voltage</i>	-
EQE	Eficiência quântica externa	%
EQI	Eficiência quântica interna	%
FF	Fator de forma	-
F <sub>s</sub>	Fator de sombra	%
FSC	fator de simetria de corrente elétrica ou bifacialidade	-
FSF	Campo retrodifusor frontal - <i>Front surface field</i>	-
FZ	Método de fusão zonal flutuante - <i>Float zone</i>	-
G	Irradiância solar incidente	mW/cm <sup>2</sup>
H	Constante de Planck	6,62x10 <sup>-34</sup> J.s
HIT	Célula com heterojunção com camada fina intrínseca – <i>Heterojunction with intrinsic thinlayer</i>	-
IBC	Células com contato reverso interdigitado- <i>Interdigitated back-contact</i>	-
I <sub>MP</sub>	Corrente no ponto de máxima potência	A

$I_{SC}$	Corrente de curto-circuito	mA
$I_o, I_{o,t}$	Corrente de saturação	A
$I_{no}$	Corrente de saturação relativa a elétrons na base	A
$I_{po}$	Corrente de saturação de lacunas no emissor	A
$J_{SC}$	Densidade de corrente de curto-circuito	mA/cm <sup>2</sup>
LBIC	Corrente induzida por feixe de luz - <i>Light beam induced current</i>	-
LFC	Contato formado em pontos por radiação laser – <i>Laser fired contact</i>	-
LID	Degradação induzida pela luz - <i>Light induced degradation</i>	-
$L_D$	Comprimento de difusão de portadores de carga minoritários	μm
$L_n$	Comprimento de difusão dos elétrons	μm
$L_p$	Comprimento de difusão das lacunas	μm
$\lambda$	Comprimento de onda	μm
$N$	Concentração de dopantes na base	cm <sup>-3</sup>
$n_i$	Concentração intrínseca	cm <sup>-3</sup>
$H$	Eficiência	
$P$	Potência	W
$P_{MP}$	Potência no ponto de máxima potência	W
PECVD	Deposição química em fase vapor aprimorada por plasma - <i>Plasma-enhanced chemical vapor deposition</i>	-
PECVD-ICP	Deposição química em fase vapor aprimorada por plasma usando um plasma acoplado indutivamente - <i>Plasma-enhanced chemical vapor deposition inductively-coupled plasma</i>	-
PERC	Célula com emissor passivado e contatos posteriores – <i>Passivated emitter and rearcontacts</i>	-
PERL	Célula com emissor passivado posterior difundido – <i>Passivated emitter rear diffused</i>	-
PERT	Célula com emissor posterior passivado totalmente difundido – <i>Passivated emitter rear totally diffused</i>	-
PVD	Deposição física em fase vapor - <i>Physical Vapor Deposition</i>	-



Q	Carga do elétron	C
RE	Resposta espectral	A/W
$R_{\square}$	Resistência de folha	$\Omega/\square$
$R_{\square B}$	Resistência de folha da face dopada com boro	$\Omega/\square$
$R_{\square P}$	Resistência de folha da face dopada com fósforo	$\Omega/\square$
$\rho_{fi}$	Refletância interna frontal	%
$\rho_p$	Refletância posterior	%
$\rho_r$	Refletância da zona não coberta por metal	%
$\rho_w$	Refletância média ponderada	%
$S_n$	Velocidade de recombinação em superfície	cm/s
$S_{n,eq}$	Velocidade de recombinação em superfície equivalente	cm/s
Trans-LC	Trans-dicloroetileno	-
$T_{QUEIMA}$	Temperatura de queima	$^{\circ}C$
$V_E$	Velocidade da esteira	cm/min
$V_{MP}$	Tensão no ponto de máxima potência	mV
$V_{OC}$	Tensão de circuito aberto	mV
W	Largura da base	cm

## RESUMO

AQUINO, Jéssica de. **Células Solares Bifaciais em Lâminas Finas de Silício Tipo n: Otimização de Processos de Fabricação**. Porto Alegre. 2021. Tese (Doutorado em Engenharia e Tecnologia de Materiais). Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL.

Os desafios para as próximas gerações de células solares de silício são a diminuição da espessura da lâmina, o uso de lâminas tipo n bem como o aproveitamento da radiação de albedo com dispositivos bifaciais. O objetivo desse trabalho foi desenvolver e analisar células solares base n bifaciais finas com espessura de 100  $\mu\text{m}$  e com estrutura  $n^+np^+$ . Foram avaliadas a temperatura de queima das pastas de serigrafia, o fator de recobrimento metálico da face  $p^+$ , a difusão de fósforo e o processo de oxidação térmica. Dentre as temperaturas de queima testadas, a temperatura de 840  $^{\circ}\text{C}$  permitiu a fabricação dos dispositivos de maior eficiência. A redução do fator de recobrimento metálico da face  $p^+$  combinado com o uso de um filme antirreflexo acarretou em um aumento de 2 % absoluto na eficiência da célula solar quando iluminada pelo emissor posterior de boro. A camada de  $\text{SiO}_2$  obtida por processo térmico na temperatura de 800  $^{\circ}\text{C}$  e por 45 minutos foi a que produziu os dispositivos de maior eficiência. Para a difusão de fósforo, constatou-se que na temperatura de 855  $^{\circ}\text{C}$  e tempos de difusão de 30 min e 50 min foram obtidos os dispositivos de maior eficiência: 16,0 % de eficiência na região  $n^+$  e 15,6 % na região  $p^+$  e 16,1 % na face  $n^+$  e 15,4 % na face  $p^+$ , para  $t = 30$  min e  $t = 50$  min, respectivamente. Da análise de eficiência quântica interna, concluiu-se que a camada de  $\text{SiO}_2$  passivou a região  $n^+$  com maior eficácia que a região  $p^+$  e que a textura da superfície combinada com filmes de  $\text{SiO}_2$  e  $\text{TiO}_2$  proporcionaram um aprisionamento eficaz da radiação solar. As células solares desenvolvidas nesse trabalho apresentaram um elevado valor de bifacialidade, atingindo 0,96. Não foi observada a degradação induzida pela luz na célula solar após 5,5 horas de exposição à radiação solar. Em relação ao consumo de Si, as células solares  $n^+np^+$  finas apresentaram um valor de 1,5 g/W, da ordem de 40 % menor que o necessário para produzir dispositivos similares e com espessuras convencionais.

Palavras-Chaves: células solares finas; células bifaciais; silício tipo n.

## ABSTRACT

AQUINO, Jéssica de. **Thin n-type Bifacial Silicon Solar Cells: Optimization of the Fabrication Processes**. Porto Alegre. 2021. PhD Thesis. Graduation Program in Materials Engineering and Technology, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul.

The challenges for the next generations of silicon solar cells are the reduction of the wafer thickness and the use of n-type wafers as well as the albedo with bifacial devices. The goal of this work was to develop and analyze 100  $\mu\text{m}$  thick bifacial n-type solar cells with  $n^+np^+$  structure. The firing temperature of the screen printing pastes, the contact coverage factor of the  $p^+$  face, the phosphorus diffusion and the thermal oxidation process were evaluated. Among the firing temperatures tested, the temperature of 840  $^{\circ}\text{C}$  allowed the fabrication of the devices with higher efficiency. The metallic coverage reduction of the  $p^+$  face combined with the use of an anti-reflection coating resulted in an absolute increase of 2 % in the efficiency of the devices when they were illuminated by the boron rear emitter. The  $\text{SiO}_2$  layer obtained by thermal process at 800  $^{\circ}\text{C}$  and during 45 min produced the most efficient devices. For phosphorus diffusion, it was found that at the temperature of 855  $^{\circ}\text{C}$  and diffusion times of 30 min and 50 min were those that produced the devices with higher efficiency: 16.0 % for illumination by  $n^+$  region and 15.6 % for illumination by the  $p^+$  region and 16.1 % in the  $n^+$  face and 15.4 % in the  $p^+$  face, for diffusion times of 30 min and 50 min, respectively. From the analyses of the internal quantum efficiency of the solar cells, it was found that the  $\text{SiO}_2$  layer passivated the  $n^+$  region more effectively than the  $p^+$  region and that the surface texture combined with  $\text{SiO}_2$  and  $\text{TiO}_2$  films provided an effective light trapping. The solar cells developed in this work presented a high bifaciality, reaching 0.96. Light-induced degradation in the solar cell after 5.5 hours of exposure to solar radiation was not observed. Concerning the silicon amount to produce each watt, the developed thin  $n^+np^+$  devices presented a value of 1.5 g/W, about 40 % lower than the obtained in standard thick solar cells processed with the same fabrication sequence.

Key-words: thin solar cells; bifacial cells; n-type silicon.

# 1. INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

## 1.1. Justificativas

Todas as fontes de energias não renováveis enfrentam problemas de esgotabilidade de matéria prima. Além disso, a preocupação global com o aumento da concentração de dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>) na atmosfera terrestre faz com que as fontes renováveis surjam como alternativa para a produção de energia. Neste cenário, o custo de fabricação, incluindo matérias primas e processos de fabricação, e a eficiência na produção de energia são quesitos fundamentais na escolha da fonte renovável. Dentre as fontes renováveis comumente utilizadas, destaca-se a energia solar fotovoltaica, quando sistemas fotovoltaicos convertem diretamente energia solar em energia elétrica. Muitas pesquisas sobre energia solar vêm sendo desenvolvidas ao longo dos anos para reduzir os custos com matéria prima e processos de fabricação bem como aumentar a eficiência dos dispositivos, com o objetivo de tornar a energia solar fotovoltaica mais competitiva no mercado mundial de fontes renováveis.

A redução dos custos com matéria prima na fabricação de células solares é estritamente necessária, visto que representa da ordem de 51 % e 65 % do valor final da célula solar de silício multicristalino e monocristalino, respectivamente (ITRPV, 2020). Dessa forma, a redução da espessura da lâmina de silício sem produzir perda apreciável na eficiência do dispositivo é uma tendência. Industrialmente, a espessura utilizada para fabricação dos dispositivos solares é de 180 µm, mas conforme estudo publicado no roteiro internacional de tecnologia fotovoltaica (*International technology road map for photovoltaic –ITRPV*) (ITRPV, 2020) no ano de 2019, a indústria de células solares possuía tecnologia para fabricar módulos fotovoltaicos compostos por células solares de diferentes tipos e com limite de espessura de 175 µm, estimando-se uma redução limite na espessura para 135 µm em 2030 para produção de módulos fotovoltaicos com diferentes tipos de células solares.

Outra mudança esperada na indústria de células solares é a substituição do substrato tipo p pelo tipo n, pois esse apresenta vantagens significativas em relação

ao substrato tipo p usado pela indústria. Uma das vantagens oferecidas pelo silício tipo n é a ausência de degradação induzida pela luz (*light induced degradation* - LID) relacionada à formação do complexo boro-oxigênio. Já foram relatados que a formação da ligação B-O provoca degradação no tempo de vida dos portadores de carga minoritários para células solares de Si do tipo p (MACDONALD *et al.*, 2009; GEERLINGS, 2012).

Além disso, o material tipo n exibe menor suscetibilidade à influência de impurezas tais como Fe intersticial sobre o tempo de vida dos portadores de carga minoritários (MACDONALD; GEERLINGS, 2004) porque estas impurezas são eletropositivas, com maior eficácia na captura de elétrons do que lacunas. Como os portadores de carga minoritários em silício tipo n são lacunas em vez de elétrons, estes portadores apresentam maior comprimento de difusão de portadores minoritários do que com substratos tipo p com concentrações de impurezas semelhantes (REHMAN; LEE, 2013).

Na última década, o processo industrial mais utilizado para a fabricação de células solares se baseia no uso de alumínio depositado por serigrafia, processado em alta temperatura, para formar o campo retrodifusor homogêneo (*back surface field* - BSF) (OSÓRIO; MOEHLECKE; ZANESCO, 2018). Todavia, ao reduzir a espessura da lâmina de Si, faz-se necessário a substituição desse por outros dopantes tipo p, em virtude da diferença entre o coeficiente de dilatação do alumínio e do silício, que ocasiona no abaulamento da célula solar na etapa de queima das pastas metálicas. Neste processo térmico, forma-se uma curvatura na célula solar que ao ser inserida para montagem de um módulo fotovoltaico acarreta em ruptura da célula solar.

Dessa forma, o método mais eficaz para processar células solares abaixo de 180  $\mu\text{m}$  de espessura é fabricar dispositivos com emissores seletivos, onde a quantidade de pasta metálica utilizada para formação dos contatos é muito menor, reduzindo ou evitando o efeito do abaulamento. Além isto, o uso de malhas metálicas na face posterior permite a fabricação de células solares bifaciais, nas quais a radiação refletida pelo entorno (albedo) que atinge a face posterior do módulo fotovoltaico pode ser utilizada para incrementar a potência do módulo.

O desenvolvimento de células solares bifaciais é tema relevante na atual indústria de módulos fotovoltaicos, com aplicações que utilizam o albedo ou em instalações de módulos fotovoltaicos na vertical, permitindo reduzir o acúmulo de sujeira e deslocando o intervalo de máxima produção de energia para os turnos manhã e tarde, com efeitos benéficos na produção de energia em grandes centrais (GU *et al.*, 2020; GUERRERO-LEMUS *et al.*, 2016).

## 1.2. Objetivos

O objetivo desse trabalho é desenvolver e avaliar células solares base n bifaciais finas de 100  $\mu\text{m}$  com processo industrial, otimizando processos de metalização, difusão de fósforo e passivação das superfícies com  $\text{SiO}_2$ .

Os objetivos específicos desse trabalho foram:

- Analisar a queima das pastas metálicas em células solares base n bifaciais finas de 100  $\mu\text{m}$ , determinando a temperatura de queima das pastas que produz dispositivos de maior eficiência.
- Avaliar a redução do fator de recobrimento metálico (fator de sombra) da face  $p^+$  de células solares bifaciais  $n^+np^+$  de 100  $\mu\text{m}$  com deposição de filme antirreflexo de  $\text{TiO}_2$ .
- Avaliar a etapa de passivação de  $\text{SiO}_2$  em células solares bifaciais finas, variando o tempo e a temperatura de oxidação, e comparando os parâmetros elétricos dos dispositivos.
- Analisar o aumento da resistência de folha da região  $n^+$  para 100  $\Omega/\square$  em células solares bifaciais finas de 100  $\mu\text{m}$ , buscando os parâmetros de difusão de fósforo que permitam a produção de células solares de maior eficiência.
- Analisar as células solares mais eficientes pelas técnicas de LBIC (*Light beam induced current*) e de resposta espectral no intuito de compreender as diferenças obtidas nas eficiências das células solares.

- Comparar os resultados de células solares finas  $n^+np^+$  com os de uma célula solar  $n^+pp^+$  fabricada com processo semelhante.
- Avaliar a estabilidade da célula solar  $n^+np^+$  frente à irradiação solar.

As inovações do trabalho estão no desenvolvimento de células solares bifaciais com espessura de 100  $\mu\text{m}$ , otimizando as etapas de difusão de fósforo, de oxidação e de metalização. Além disto, se destaca a obtenção de estruturas simétricas, isto é, que produzem potência similar quando iluminadas em cada face, com potencial para aplicações em módulos fotovoltaicos bifaciais instalados verticalmente. A difusão de boro e oxidação realizada na mesma etapa térmica está baseada na patente BR 10 2012 030 606 9 (ZANESCO e MOEHLECKE, 2021).

## 2. CÉLULAS SOLARES DE SILÍCIO

### 2.1. Estrutura de Células Solares de Silício e Processo Industrial de Fabricação

Atualmente, o silício é o material mais utilizado na fabricação de dispositivos fotovoltaicos, e sua utilização pela indústria de módulos fotovoltaicos vem desde meados da década de 1950 (ROHATGI *et al.*, 2012). Sua empregabilidade como matéria-prima para fabricação desses dispositivos não se deve somente pelo fato de ser um material abundante e praticamente inesgotável na Terra, mas pela larga experiência alcançada pela indústria de dispositivos de microeletrônica e fotovoltaicos, por seu baixo índice de contaminação e por sua alta durabilidade. As células solares de silício cristalino detêm em torno de 90 % do mercado mundial (OATES; REEHALL, 2018; ITRPV, 2020).

Grande parte das células solares desenvolvidas pela indústria possuem a estrutura  $n^+pp^+$  e são fabricadas em lâminas de silício cristalino tipo p, crescidas pelo método Czochralski (Si-Cz) com contatos frontais formados por pasta de prata e campo retrodifusor homogêneo, produzido com pasta de alumínio conforme ilustrado na Figura 2.1. Nestes dispositivos, a eficiência média é de 16,5 % (NHITRANTHI *et al.*, 2015; SONG *et al.*, 2012). A formação do campo retrodifusor  $p^+$ , também denominado de BSF (*back surface field*), por serigrafia, é uma técnica comum e rápida na indústria e, ao mesmo tempo, é a mais viável economicamente (URUENA *et al.*, 2012; PHAM; ZHANG, 2010; AVRUTIN; IZYUMSKAYA; MORKOÇ, 2011).

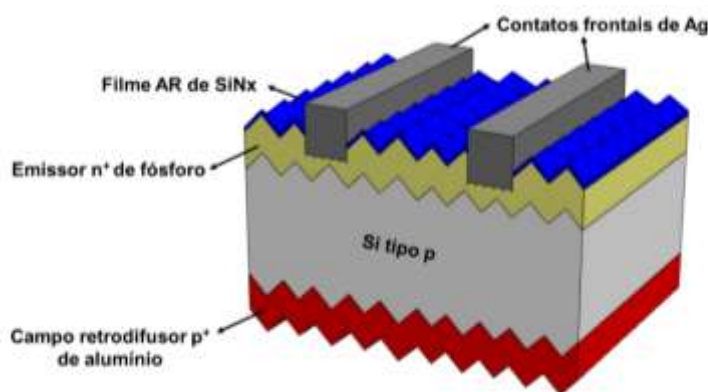


Figura 2.1. Estrutura  $n^+pp^+$  de uma célula solar típica produzida pela indústria. Adaptado de Avrutin; Izyumskaya; Morkoç, 2011.



Geralmente, a passivação da superfície frontal, isto é, a redução da recombinação em superfície, é realizada com o nitreto de silício, depositado por PECVD (*plasma enhanced chemical vapor deposition*) em baixa temperatura ( $< 450$  °C), que resulta em baixa velocidade de recombinação em superfície em ambos tipos de células solares, tipo p e tipo n, bem como em baixa absorção para radiação de comprimentos de onda curta, permitindo a absorção na lâmina de silício para produção de portadores de carga. A passivação com nitreto de silício para o emissor  $n^+$  fornece cargas positivas na interface, reduzindo a recombinação em superfície pelo campo elétrico que repele portadores de carga minoritários. Foi alcançada baixa velocidade de recombinação, de superfície de 1,6 cm/s, em células solares tipo p com passivação por SiNx depositado a 290 °C (ABERLE, 2001; RAHMAN *et al.*, 2013).

O campo retrodifusor tem por objetivo diminuir a recombinação dos portadores de carga minoritários. Este efeito é obtido por meio da difusão de boro ou deposição de pasta de alumínio seguido de processo térmico em lâminas de silício tipo p. Desse modo, há a formação de um campo elétrico que repele os portadores de carga minoritários que se aproximam da superfície posterior, impedindo que se recombinem (YANG *et al.*, 2011; ZANESCO *et al.*, 2012). Geralmente, o BSF é formado pela deposição de pasta de alumínio por serigrafia e a difusão de alumínio ocorre durante o processo de queima das pastas metálicas em forno de esteira.

A qualidade da região de BSF dependerá das condições do processo. A uniformidade do BSF é controlada pelas rampas de aquecimento e resfriamento e, está diretamente relacionada com o desempenho da célula solar (ROHATGI *et al.*, 1990). Para Kaminski *et al.* (2002), rampas rápidas favorecem a homogeneidade do BSF e temperaturas altas de difusão/queima podem aumentar a rugosidade superficial do mesmo. Altas temperaturas de difusão/queima podem propiciar a injeção de impurezas da pasta para o volume do dispositivo, reduzindo o tempo de vida dos portadores de carga minoritários e a eficiência da célula (ROHATGI *et al.*, 1990; KWON *et al.*, 2010). Narasimha e Rohatgi (1999) também relataram que, sob condições de rampas rápidas, há uma uniformidade na formação da liga Al-Si que se reflete na melhora da uniformidade do BSF, porque as amostras atingem rapidamente a temperatura típica de processo de BSF, usualmente 800 °C, e nessa temperatura o alumínio está fundido e cobre toda a superfície do silício.

Geralmente, quanto maior for a espessura da camada da pasta de alumínio melhor será a eficiência das células solares porque produz um BSF mais profundo (ZANESCO *et al.*, 2014). Contudo, provoca o abaulamento das células solares, conforme ilustrado na Figura 2.2.

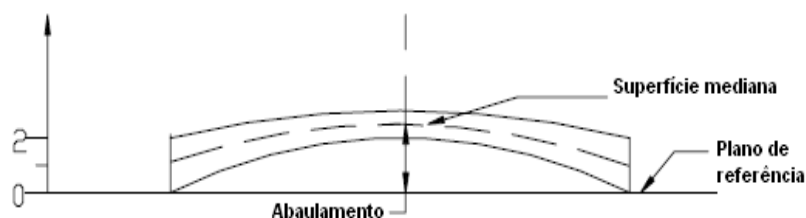


Figura 2.2. Representação esquemática do abaulamento sofrido pela deposição de pasta de alumínio em células solares de silício. (Adaptado de THICKNESS, 2009-2012).

Esse abaulamento é provocado pelas tensões na lâmina associadas aos diferentes coeficientes de dilatação do alumínio e do silício ( $\alpha_{Al} = 23,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  e  $\alpha_{Si} = 3,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) durante a rampa de resfriamento, após o processo térmico em forno de esteira. A curvatura de mais de 1,4 mm é crítica para a integração das células solares em módulos fotovoltaicos, porém com a utilização da serigrafia convencional de alumínio, a curvatura pode ultrapassar 5 mm. (GU *et al.*, 2011; HILALI *et al.*, 2007; DUERINCKX *et al.*, 2004).

## 2.2. Diferenças entre Células Solares Tipo p e Tipo n

A primeira célula solar de Si cristalino foi produzida em substratos do tipo n na década de 1950 (SAGA, 2010), mas a tecnologia com Si tipo p se tornou dominante no mercado de células solares. Durante a década de 1960, quando a única aplicação viável de células solares foi para satélites, a indústria de células solares mudou para substratos tipo p por este apresentar menor degradação no ponto de máxima potência do que substratos do tipo n após a incidência de partículas no ambiente espacial. (CAPPELLETTI *et al.*, 2013; SINGHA; SOLANKI, 2017).

Um argumento para o uso de substrato do tipo p pela indústria de células solares é puramente baseado na mobilidade dos portadores de carga minoritários (elétrons) que é maior do que a mobilidade das lacunas, por um fator de três vezes,

e, para um mesmo valor de tempo de vida de portadores minoritários, eles apresentam um maior comprimento de difusão. O material tipo p tem elétrons como portadores minoritários e o comprimento de difusão é um parâmetro importante para determinar a corrente elétrica gerada pela radiação solar (SINGHA; SOLANKI, 2017).

As variações da resistividade através do lingote devido à segregação de dopantes durante o crescimento dos cristais de Si podem ser um problema para o processamento de células solares do tipo n. O crescimento dos lingotes do tipo n dopados com fósforo (com coeficiente de segregação de 0,35) leva à maior variação de resistividade através do lingote, acarretando em uma maior dispersão no rendimento de células solares. No entanto, lingotes do tipo p dopados com boro apresentam menor variação da resistividade (o coeficiente de segregação é de 0,7), sendo esta tolerável para o processamento de células solares industriais (REHMAN; LEE, 2013).

A justificativa para a substituição do substrato tipo p pelo tipo n é a busca pelo aumento da eficiência dos dispositivos, o que pode resultar na redução do custo do watt produzido. As lâminas de silício tipo n permitem a fabricação de células solares mais eficientes do que as de tipo p, principalmente devido ao maior tempo de vida dos portadores de carga minoritários. Além disto, apresentam menor sensibilidade à presença de impurezas como o Fe, O, Ti, entre outras, o que é uma vantagem ainda maior no uso de silício de menor qualidade.

Além das considerações anteriores, nos substratos do tipo p ocorre uma redução da eficiência das células solares de Si após essas serem expostas à radiação solar. Neste efeito, de degradação induzida pela luz, os átomos de boro no substrato reagem com átomos de oxigênio sob iluminação, formando complexos B-O que diminuem o tempo de vida dos portadores de carga minoritários das lâminas de silício. Como tal, uma abordagem importante para evitar o LID é usar lâminas sem dopagem com boro, e a opção mais viável são substratos do tipo n (BARBATO *et al.*, 2017; LANTERNE *et al.*, 2013; CHEN *et al.*, 2013; CHANG *et al.*, 2014; RODRIGUEZ *et al.*, 2018).

Esses fatores, combinados com o aumento no uso de lâminas de silício do tipo n, fizeram com que a *International Technology Roadmap for Photovoltaic* (ITRPV) projetasse um crescimento significativo na produção industrial de células solares com silício tipo n, representando da ordem de 50 % do mercado até 2030 (ITRPV, 2020).

O Quadro 2.1 apresenta um comparativo dos principais aspectos positivos e negativos em relação ao emprego do silício tipo p e tipo n na fabricação de células solares.

Quadro 2.1. Aspectos positivos e negativos em relação ao emprego do silício tipo p e tipo n para a fabricação de células solares.

	Silício tipo p	Silício tipo n
Vantagens	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Maior uniformidade na resistividade ao longo dos lingotes de Si;</li> <li>- Necessidade de menores temperaturas para a difusão de fósforo;</li> <li>- Efeitos de <i>gettering</i> associados à formação do emissor tipo n<sup>+</sup>;</li> <li>- Larga experiência obtida pela indústria de células solares.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Maior tempo de vida dos portadores de carga minoritários;</li> <li>- Menor sensibilidade à presença de impurezas;</li> <li>- Células solares não apresentam degradação por iluminação.</li> </ul>
Desvantagens	<ul style="list-style-type: none"> <li>- As células solares são suscetíveis a efeitos de degradação que afetam as características elétricas.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- A fabricação de células solares requer adaptações nos processos de fabricação e o aprimoramento das técnicas e materiais empregados.</li> </ul>

O maior desafio na fabricação de células solares em substratos dopados com fósforo é a passivação da superfície do emissor, formado pela difusão de boro. Materiais como o SiN<sub>x</sub>, TiO<sub>2</sub> e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> têm sido utilizados para formar o filme AR e passivar as superfícies do tipo p<sup>+</sup> (BONILLA *et al.*, 2017). Outra forma estudada para

reduzir a recombinação das células solares tipo n é o uso de emissores seletivos (GARCIA, 2016).

Em particular, a tecnologia de implantação de íons boro e fósforo para a formação de um emissor posterior de boro (região p<sup>+</sup>) e um campo retrodifusor de fósforo (região n<sup>+</sup>) tem atraído grande interesse entre os pesquisadores em células solares, porque proporcionam regiões dopadas com elevada uniformidade e alta reprodutibilidade nos processos de fabricação (RYU *et al.*, 2018; TAO *et al.*, 2014). Benick e colaboradores (2008) demonstraram a obtenção de regiões dopadas de alta qualidade com implantação de boro e fósforo fabricando células solares PERT (*passivated emitter rear totally diffused*) base n com 4 cm<sup>2</sup> de área. Foram obtidos valores de tensão de circuito aberto (V<sub>oc</sub>) de 684 mV e uma eficiência de 22,3 %.

Até o momento, o mercado de módulos fotovoltaicos com células solares de Si do tipo n representa apenas aproximadamente 5 % da remessa inteira de produtos fotovoltaicos baseados em lâminas de silício tipo n em todo o mundo (LINDROOS e SAVIN, 2016; ITRPV, 2020). Alguns dispositivos que usam substratos tipo n, que estão disponíveis no mercado, incluem células solares de contato posterior interdigitado (IBC –*interdigitated back-contact*) da empresa Sun Power e heterojunção e camada intrínseca fina (HIT –*intrinsic thin layer*) da empresa Panasonic (COUSINS *et al.*, 2010; KINOSHITA *et al.*, 2011). Embora muitos esforços tenham sido realizados para desenvolver várias estruturas de células base n com alta eficiência, o custo de fabricação, muitas vezes, aumentou significativamente devido a etapas adicionais de processamento. Entretanto, a estrutura da célula do tipo n bifacial possui o potencial de alcançar alta eficiência mantendo o custo de produção baixo, utilizando processos de produção industriais (CHANG *et al.*, 2014).

## **2.3. Células Solares Bifaciais**

### **2.3.1. Estrutura e Evolução da Célula Solar Bifacial**

As células solares podem ser monofaciais ou bifaciais. As células solares bifaciais são projetadas para receberem radiação solar nas duas faces, dobrando a área útil para produção de energia elétrica. Ao contrário das células solares de silício

monofaciais, com alumínio em toda a face posterior, os dispositivos bifaciais possuem na face posterior uma malha metálica similar àquela da face frontal. Desta forma, se possibilita que a radiação solar incidente também na face posterior seja absorvida pelo silício e transformada em energia elétrica, conforme ilustrada na Figura 2.3.

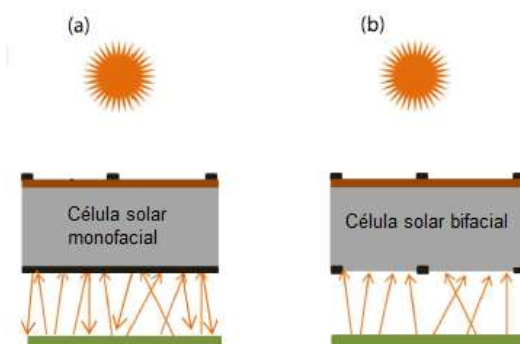


Figura 2.3. Representação da (a) reflexão da radiação solar pela face posterior de uma célula solar monofacial e (b) absorção da radiação solar pela face posterior em uma célula solar bifacial.

Adaptado de JIA *et al.*, 2017.

A tecnologia bifacial parece ser um conceito novo, mas o primeiro trabalho realizado foi registrado em uma patente emitida por Hiroshi em 1966. Entretanto, somente em 1970, na Rússia, foi fabricada a primeira célula solar bifacial. Trabalhos publicados envolvendo a fabricação de células solares bifaciais com eficiência de 7 % foram relatados em 1977, simultaneamente na Rússia, na Espanha e no México (CUEVAS, 2005; GUERRERO-LEMUS *et al.*, 2016; GU *et al.*, 2020).

Este tipo de dispositivo pode ser fabricado com duas junções ou com campo retrodifusor e com camadas dielétricas para passivação (CUEVAS, 2005). Observe-se que os artigos sobre a tecnologia de células solares bifaciais aumentaram a partir do ano de 2009, quando os pesquisadores começaram a trabalhar essa nova tecnologia em um cenário global, principalmente os países que já eram grandes potências da indústria de células solares, como China, os Estados Unidos, a Alemanha e o Japão (GU *et al.*, 2020). Atualmente, as células solares bifaciais também incorporam o conceito de emissor seletivo e de passivação no emissor e na face posterior. A empresa Sanyo Electric desenvolveu a célula solar bifacial HIT (*heterojunction with intrinsic thin layer*), que alcançou a eficiência de 20,2 % na face frontal. A eficiência da face posterior dessa célula solar não foi informada pela empresa (SANYO, 2009).

Os sistemas fotovoltaicos geralmente são constituídos por módulos convencionais monofaciais (YUZURU *et al.*, 2009). Entretanto, na última década, foram desenvolvidos módulos com células solares bifaciais de silício, utilizando a mesma técnica de fabricação dos módulos convencionais, produzindo mais energia elétrica, com a mesma quantidade de material semicondutor utilizada nos módulos monofaciais. Conforme estimado no trabalho de Sun *et al.* (2018), a potência produzida por módulos bifaciais é 30% maior do que a produzida com módulos monofaciais quando o albedo é 0,5 e a elevação é de 1 m (GUERRERO-LEMUS *et al.*, 2016).

Além da potência ser maior, as propriedades específicas da tecnologia bifacial contribuem para um custo nivelado de energia de 2 % a 6 % mais baixo para aplicações em latitudes superiores a 30° (PATEL *et al.*, 2019). O custo nivelado de energia (*levelized cost of energy*, LCOE) é definido como a razão entre o custo total do sistema fotovoltaico e a energia elétrica produzida pelo sistema fotovoltaico em sua vida útil. O conceito de custo nivelado de energia também foi empregado por Rodríguez-Gallegos *et al.* (2018) com uma perspectiva global para recomendar as células solares bifaciais como uma tecnologia fotovoltaica mais econômica sob duas condições: 1) latitudes acima de 40°; 2) latitudes abaixo de 40°, mas com albedo pelo menos no intervalo de 0,12–0,30, dependendo dos locais).

Os módulos fotovoltaicos com dispositivos bifaciais podem ser desenvolvidos com refletor difuso (MOEHLECKE *et al.*, 2013) ou especular (LO; LIM; KEE, 2013) ou com vidro em ambas as faces, de tal forma que o módulo pode receber radiação solar na face frontal e a refletida pelo entorno na face posterior (YUSUFOGLU *et al.*, 2015; YUZURU *et al.*, 2009; APPELBAUM, 2016). A temperatura de módulos com células solares bifaciais encapsuladas com vidro ou filme transparente na face posterior é aproximadamente 3 °C menor que a temperatura de um módulo convencional com filme branco na face posterior. Desta forma, a eficiência dos dispositivos bifaciais é um pouco maior devido a maior tensão de circuito aberto (YU *et al.*, 2016).

Células solares bifaciais com estrutura simplificada n<sup>+</sup>pp<sup>+</sup>, com BSF na face posterior, apresentaram uma razão entre a corrente de curto-circuito com iluminação na face posterior e frontal de 60 % para um comprimento de difusão dos portadores

de carga minoritários similar à espessura da base (JIMENO *et al.*, 2007). Esta razão é também denominada de bifacialidade da célula solar. O fator de simetria de corrente elétrica ( $F_{SC}$ ) ou bifacialidade é definido pela seguinte equação:

$$F_{SC} = \frac{J_{SC-Face\ posterior}}{J_{SC-Face\ frontal}} \quad (2.1)$$

onde  $J_{SC-face\ posterior}$  é a densidade de corrente de curto-circuito quando a célula solar é iluminada pela face com menor eficiência e  $J_{SC-face\ frontal}$  é densidade de corrente de curto-circuito quando a célula solar é iluminada pela face com maior eficiência.

Para um comprimento de difusão de portadores de carga minoritários maior que duas vezes a espessura da célula solar, a bifacialidade chega a 100 % (JIMENO *et al.*, 2007). Este resultado pode ser facilmente alcançado em substratos de Si - Cz finos tipo n. Portanto, a redução da espessura da base, isto é, da lâmina de silício, é uma forma para aumentar a bifacialidade das células solares. A resistividade de base da lâmina de silício é outro parâmetro que afeta a bifacialidade. Ao usar substratos com maiores resistividades de base obtém-se maior bifacialidade (MOEHLECKE *et al.*, 1995).

Uma vantagem adicional das células solares bifaciais resulta da diminuição da temperatura de operação do dispositivo e aumento correspondente na saída de potência máxima, devido à absorção reduzida de radiação infravermelha proporcionada pela diminuição da metalização com pasta de Al na face posterior, conforme mostra a Figura 2.4 (YANG *et al.*, 2011).

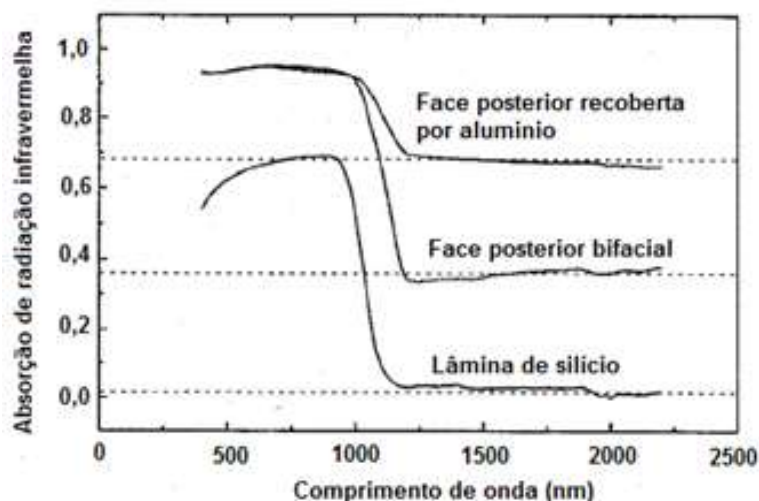




Figura 2.4. Absorção da radiação infravermelha na face posterior de uma célula solar monofacial, bifacial e em uma lâmina de silício. Adaptado de HUMBER *et al.*, 1997.

Segundo a ITRPV (2020), o interesse em células solares de silício cristalino dentro do mercado mudará de monofacial para a tecnologia bifacial, aumentando de menos de 20 % de processamento em 2019 para 70 % de produção em 2030 conforme apresentado na Figura 2.5.

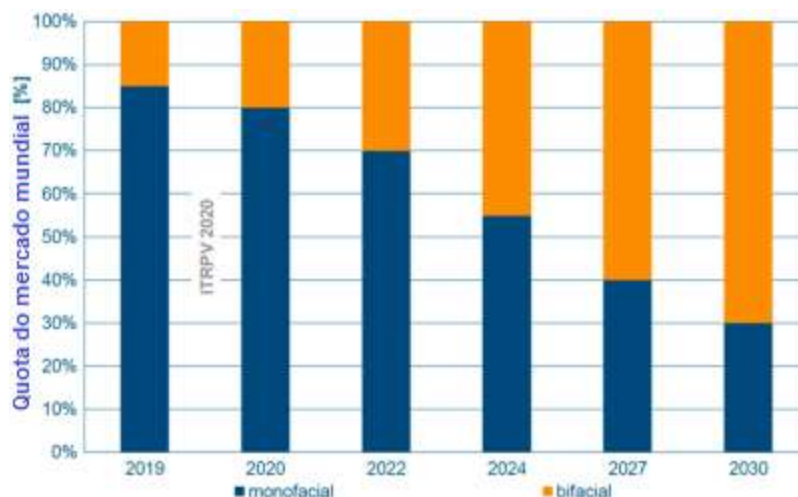


Figura 2.5. Percentual da utilização de células solares monofaciais e bifaciais no mercado mundial entre os anos de 2019 a 2030.

### 2.3.2. Células Solares Bifaciais Base n e Base p

As células solares bifaciais podem ser fabricadas em diferentes tipos de substrato, tais como Si-Cz, Si-mc (silício multicristalino) e Si-FZ (silício *float zone*), com diferentes resistividades de base (tipo p ou tipo n), formando as estruturas  $n^+pp^+$ ,  $p^+nn^+$  ou, conforme ilustrado na Figura 2.6, a estrutura  $n^+np^+$ .

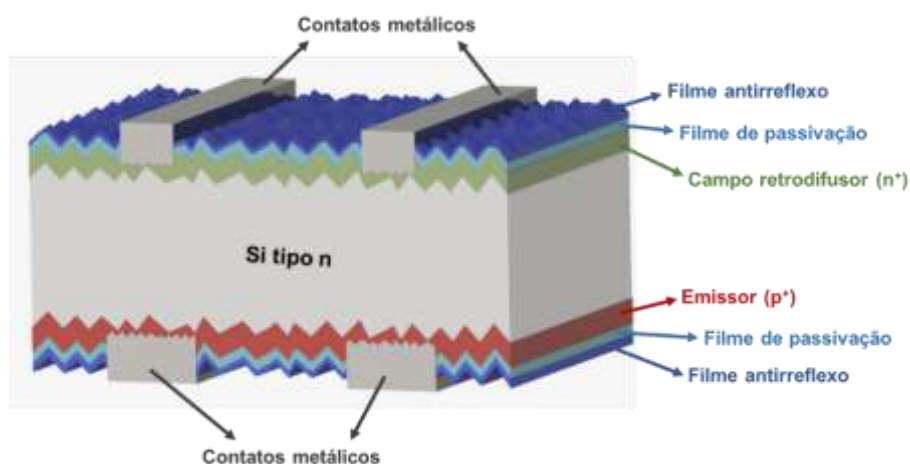


Figura 2.6. Célula solar bifacial com estrutura  $n^+np^+$ .

Dispositivos bifaciais contribuíram para o avanço das pesquisas em células solares usando silício, pois apresentaram dois desafios na área de projetos: evitar a recombinação na superfície distante da região coletora (junção pn) e assegurar o transporte dos portadores de carga minoritários através da espessura do substrato (COSTA, 2015).

Além disto, módulos convencionais com células bifaciais podem ser usados com vantagens em cercas, barreiras de som em autoestradas ou em postes, pois não necessitam de instalação com orientação para o norte (no hemisfério sul) e com ângulo ótimo segundo a latitude para atingir a mesma produção de energia elétrica anual de módulos com células monofaciais (JOGE *et al.*, 2004).

A partir dos anos 70 muitas configurações foram implementadas e testadas e as que alcançaram maior desempenho foram as estruturas normalmente usadas nas células monofaciais  $p^+nn^+$  e  $n^+pp^+$ , com malha metálica e filme antirreflexo em ambas as faces. Nos primeiros dispositivos, foram alcançadas eficiências da ordem de 7 % (CUEVAS, 2005).

Dispositivos bifaciais simplificados de alta eficiência possuindo estrutura  $n^+pp^+$  com junção pn e campo retrodifusor seletivo (BSF), foram apresentados por Yang *et al.* (2011) e Janßen *et al.* (2009). O primeiro relatou os resultados das células solares bifaciais industriais fabricadas em Si-Cz e implementação dos contatos pelo método de serigrafia. Os dispositivos mais eficientes atingiram eficiência frontal e posterior de 16,6 % e 12,8 %, respectivamente (YANG *et al.*, 2011). Janßen e colaboradores

(2009) também utilizaram lâminas de silício Cz e o método de serigrafia para formação dos contatos, implementando uma região p<sup>+</sup> na face posterior e deposição de uma grande quantidade de alumínio para produzir o BSF local. A eficiência com iluminação frontal alcançou 17 % e pela face posterior atingiu eficiência de 10,3 %.

As indústrias Motech, em Taiwan, no ano de 2013, relataram alta eficiência (20,23 %) na conversão de energia elétrica a partir da energia solar utilizando células bifaciais base n (HSIEH *et al.*, 2013). Chang e colaboradores (2014) fabricaram células solares bifaciais base n industriais com lâminas de espessura de 180 µm e realizaram otimizações das etapas de difusão de boro e fósforo para formação do emissor frontal e do campo retrodifusor, respectivamente, bem como otimizaram a etapa de metalização com uso de três tipos de pastas de Ag/Al. Ao final do estudo, obtiveram melhoras nas propriedades elétricas dos dispositivos, e a célula solar com maior eficiência atingiu o valor de 20,63 %.

Células solares bifaciais de 25 mm x 25 mm foram desenvolvidas em lâminas de Si base n com filmes finos de óxidos condutores transparentes e alcançaram a eficiência de 17,6 % na face frontal e 16,7 % na face posterior, respectivamente (UNTILA *et al.*, 2015). Em lâminas de Si-Cz tipo p foram desenvolvidas células solares bifaciais de 4 cm<sup>2</sup> de área com 19,2 % de eficiência na face frontal, com malha de níquel e cobre depositada por eletrodeposição, emissor seletivo formado por radiação laser, passivação em ambas as faces e filme antirreflexo de nitreto de silício (WANG *et al.*, 2014).

Rodriguez e colaboradores (2018) desenvolveram células solares bifaciais base n de 156 mm x 156 mm, que demonstraram uma eficiência máxima de 21,4 %, utilizando um processo de fabricação que consistiu em oito etapas principais, dentre elas, texturação, difusão de dopantes, passivação da superfície e metalização e queima das pastas metálicas. Esses dispositivos foram processados sem a necessidade de implementação de emissores seletivos ou de realinhamento de alta resolução durante a etapa de metalização. Os autores ainda apresentam em seu trabalho uma tabela contendo as mais altas eficiências publicadas em periódicos até o ano de 2017, bem como procedimentos para fabricação de células solares bifaciais de silício base n, com a utilização da técnica de serigrafia para formação da malha

metálica. O resumo de resultados de eficiência máxima ( $\eta_{\text{máx}}$ ), tensão de circuito aberto ( $V_{\text{oc}}$ ), densidade de corrente de curto-circuito ( $J_{\text{sc}}$ ) e fator de forma (FF) estão contidos na Tabela 2.1. Os dispositivos fabricados com implantação iônica também foram incluídos na Tabela 2.1 para comparação, técnica somente utilizada em laboratórios de pesquisa em célula solares.

Tabela 2.1. Eficiências recordes de células solares tipo n bifaciais publicadas em periódicos até o ano de 2018. Adaptado de Rodriguez *et al.*, 2018.

Autor	Dopante Emissor/BSF- Técnica utilizada	$\eta_{\text{máx}}$ (%)	$V_{\text{oc}}$ (mV)	$J_{\text{sc}}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	FF
Kiefer <i>et al.</i> , 2016	P/B -Implantação iônica	21,5	673	40,3	0,803
Buchholz <i>et al.</i> , 2017	P/B - Difusão em tubo de quartzo	20,9	663	39,3	0,801
Kania <i>et al.</i> 2013	B - Difusão em tubo de quartzo/P - Implantação iônica	20,7	654	39,2	0,804
Chang <i>et al.</i> , 2014	P/B - Difusão em tubo de quartzo	20,6	647	39,2	0,813
Mihailetchi <i>et al.</i> , 2015	P/B - Difusão em tubo de quartzo	20,4	654	39,5	0,790
Lanterne <i>et al.</i> , 2015	P/B - Implantação iônica	20,3	651	39,4	0,793

Atualmente, a maior eficiência relatada para um dispositivo base n bifacial metalizado pela técnica de serigrafia e com emissor e BSF completamente produzido por implantação iônica é de 21,5 % (KIEFER *et al.*, 2016). Para os dispositivos formados com difusão em tubo de quartzo, as eficiências máximas ( $\eta_{\text{máx}}$ ) dos dispositivos foram menores, de 20,4 % (MIHAILETCHI *et al.*, 2015).

No ano de 2019, Ding e colaboradores apresentaram em seu trabalho células solares bifaciais com região posterior totalmente difundida (n-PERT) com emissor do tipo n e contatos passivadores baseados no emissor seletivo frontal (SE) e no polisilício (poli-Si). A formação de SE foi obtida com difusão assistida por feixe laser. Os contatos passivadores à base de poli-Si consistiram em SiO<sub>x</sub> de nano-camada de cerca de 1,5 nm de espessura, crescidos com oxidação em ácido nítrico e polisilício

dopado com fósforo, apresentando excelente passivação e permitindo a obtenção de dispositivo com alta tensão de circuito aberto. Com área de  $156 \times 156 \text{ mm}^2$ , as células solares atingiram uma eficiência máxima de 21,15 %, juntamente com uma densidade de corrente de curto-circuito de  $40,4 \text{ mA/cm}^2$ . O presente trabalho indicou que a comercialização de células c-Si bifaciais PERT de baixo custo e alta eficiência é possível devido aos processos compatíveis com as linhas de produção existentes.

No trabalho desenvolvido por Shanmugan *et al.*, 2019, investigaram-se células solares bifaciais do tipo n com um emissor frontal de boro e um campo retrodifusor posterior de fósforo. A estrutura da célula solar foi abreviada como nFAB. Três diferentes fluxos de processo foram avaliados para a fabricação de células nFAB: (1) fluxo de processo com uma máscara de difusão de nitreto de silício depositada por deposição química de vapor aprimorada por plasma (PECVD – *Plasma Enhanced Chemical Vapour Deposition*), (2) fluxo de processo com uma máscara de difusão de oxinitreto de silício também depositada pelo PECVD, e (3) fluxo de processo usando deposição química de vapor a pressão atmosférica (APCVD – *Atmospheric Pressure Chemical Vapour Deposition*), sem máscaras de difusão. Uma eficiência média de 21,3 % foi medida (apenas na iluminação frontal) para os dispositivos fabricados pelos três fluxos de processos nFAB.

Para enfrentar o desafio de substituir substratos do tipo p para tipo n em células solares industriais, Yin e colaboradores (2020) realizaram um processo simplificado de fabricação no qual o emissor posterior foi dopado com boro e o campo retrodifusor frontal foi dopado com fósforo (formando uma região denominada de *front surface field* - FSF) em uma etapa de alta temperatura. Ao adicionar uma estrutura FSF seletiva, a eficiência de conversão de células solares do tipo n pode aumentar ainda mais. A proposta desse trabalho permitiu que a concentração de dopantes do emissor e da FSF fosse ajustado independentemente, sem afetar os contatos ôhmicos nas duas faces. Uma eficiência de 22 % foi obtida otimizando a taxa de deposição de boro e fósforo por meio do controle do tempo de difusão dos dopantes no forno (YIN *et al.*, 2020).

No Núcleo de Tecnologia em Energia Solar (NT-Solar), da Escola Politécnica da PUCRS, foram desenvolvidos dispositivos bifaciais com a estruturas  $n^+pp^+$ . As

células solares fabricadas com o mesmo processo, porém com formação da região p<sup>+</sup> com o dopante líquido PBF20, depositado por *spin-on*, apresentaram eficiências de 13,4 % e de 9,4 % para iluminação pela face n<sup>+</sup> e p<sup>+</sup>, respectivamente. A melhor célula solar foi processada com uma única etapa térmica para a difusão de boro e oxidação, atingindo as eficiências de 14,3 % na face frontal e 10,9 % na face posterior (COSTA, 2009).

Em seu trabalho, também desenvolvido no NT-Solar, Biazetto (2019) otimizou experimentalmente o emissor e o campo retrodifusor em células solares bifaciais, base n, com estrutura p<sup>+</sup>nn<sup>+</sup>, bem como avaliou a passivação das superfícies com SiO<sub>2</sub>. Para tanto, foram utilizadas lâminas de Si-Cz, grau solar e, variou-se a temperatura de difusão de boro e de fósforo. A célula solar bifacial base n mais eficiente desenvolvida obteve eficiência de 15,5 % no emissor e de 16,6 % no campo retrodifusor. Este resultado foi obtido com T<sub>B</sub> = 990°C, T<sub>P</sub> = 835 °C e T<sub>OXID</sub> = 800°C. Concluiu-se também que um óxido de Si fino não resultou em passivação de qualidade e a passivação com uma camada de SiO<sub>2</sub> da ordem de 50 – 60 nm resultou em um aumento de 0,6 % e 0,9 % (absoluto) na eficiência na face do dispositivo com o campo retrodifusor e emissor, respectivamente (BIAZETTO, 2019).

### 2.3.3. Células Solares em Lâminas Finas de Silício Cristalino

Mais de 50 % do tempo de retorno de energia de um módulo fotovoltaico é devido à matéria-prima principal, que é a lâmina de silício. Dessa forma, a redução da espessura da lâmina de silício cristalino diminui substancialmente o consumo de energia para fabricação de células solares e, conseqüentemente, o custo por watt-pico de sistemas fotovoltaicos se a eficiência de conversão permanecer a mesma (POWELL *et al.*, 2012; SINKE *et al.*, 2009).

Assim, a espessura da lâmina de silício na produção de células solares industriais tem diminuído continuamente, apesar do aumento do estresse mecânico que essas lâminas de Si sofrem no processo de redução da espessura e conseqüente diminuição da eficiência de produção devido às perdas (LOUWEN *et al.*, 2016). Além disso, as lâminas com um tempo de vida dos portadores de carga minoritários menor podem ser empregadas (SCHIELE *et al.*, 2012), pois o comprimento de difusão dos

portadores de carga minoritários será suficiente para permitir a coleta destes pela junção pn.

O uso de lâminas de silício com menos de 180  $\mu\text{m}$  de espessura apresenta uma série de desafios. As eficiências dos dispositivos tornam-se cada vez mais dependentes da condição das superfícies e da passivação destas. Um inconveniente do uso de lâminas finas é o número de lâminas de silício quebradas durante o processamento para a obtenção das células solares e a forma de manusear e processar as lâminas deve ser alterada para reduzir o número de dispositivos quebrados. Dessa forma, o campo retrodifusor homogêneo de alumínio deve ser substituído por contatos elétricos localizados. Para realizar isso, o boro torna-se o material preferencial para formar o campo retrodifusor seletivo (BSF) em substratos tipo p e junção pn em células solares tipo n (YANG *et al.*, 2011).

A espessura ideal da lâmina de silício é estimada ser abaixo 110  $\mu\text{m}$ , dependendo do tipo de dopante e da resistividade da lâmina dopada. Para resistividades muito altas ( $>50 \Omega\cdot\text{cm}$ ), a espessura ideal é de cerca de 100  $\mu\text{m}$ , enquanto que, para resistividades mais baixas ( $<5 \Omega\cdot\text{cm}$ ), a espessura ideal é em torno de 50  $\mu\text{m}$ . Células solares finas são mais tolerantes a defeitos nas lâminas, pois os portadores de carga minoritários necessitam de menores comprimentos de difusão para alcançarem a junção pn e serem coletados (AUGUSTO *et al.*, 2017).

Diversas técnicas de afinamento de lâminas de Si têm sido estudadas ao longo dos anos. Wang e colaboradores (1996) reduziram a espessura de lâminas de 400 micrômetros para até 47 micrômetros mediante um processo químico de afinamento. Usando a estrutura PERL (*passivated emitter rear diffused*) obtiveram células solares de 4  $\text{cm}^2$  com eficiência de 21,5 %. Outra técnica, chamada de transferência direta de filme (DFT, *direct film transfer*), é uma tecnologia de fatiamento a seco que opera para converter lingotes de silício monocristalino em lâminas de Si de 50-150  $\mu\text{m}$  de espessura. Na técnica DFT é realizada a clivagem na espessura desejada sob a face do lingote usando um feixe de irradiação de hidrogênio de alta energia (próton). Os prótons monoenergéticos incidentes perdem sua energia (2 - 4 MeV) à medida que atravessam a espessura do silício, formando uma camada com estresse mecânico

(stressed end-of-range layer). Neste trabalho, foram fabricadas células solares com 13,2 % de eficiência com lâminas de 50  $\mu\text{m}$  de espessura (HENLEY *et al.*, 2008).

Outros grupos propuseram um processo termo-mecânico capaz de produzir lâminas de silício com uma espessura entre 30 e 50  $\mu\text{m}$  em uma área relativamente grande de 25  $\text{cm}^2$ . Eficiências em torno de 10 % foram relatadas (CRUZ-CAMPA *et al.*, 2011).

### 2.3.3.1. Células Monofaciais

Steckemetz e colaboradores (2001) desenvolveram células solares monofaciais em lâminas de Si base p, Cz e FZ, com espessuras variando de 100  $\mu\text{m}$  a 200  $\mu\text{m}$ , com e sem a etapa de passivação da superfície frontal com nitreto de silício. A eficiência obtida nesses dispositivos está ilustrada na Figura 2.7, onde observa-se que todas as células solares apresentaram uma diminuição da eficiência em função da redução da espessura.

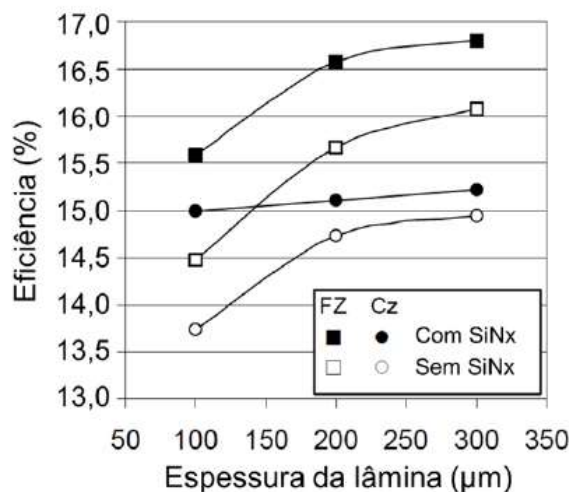


Figura 2.7. Eficiência de células solares de 4  $\text{cm}^2$  em função da espessura de lâminas de Si, Cz e FZ, com e sem filme passivador de SiNx na face frontal. Adaptado de Steckemetz *et al.*, 2001.

A passivação na superfície posterior em células solares crescidas pelo método de fusão zonal flutuante (Si-FZ) pode ser mais importante do que em células solares crescidas pelo método Cz por apresentarem maior comprimento de difusão de portadores de carga minoritários. Esse comportamento foi observado em células solares FZ com espessura de 200  $\mu\text{m}$  e 300  $\mu\text{m}$  no qual apresentaram as maiores eficiências dos dispositivos, indicando uma forte influência da passivação posterior



das células solares. Para as células solares produzidas em lâminas de Si-Cz e passivadas com SiNx, foi verificado que o decaimento da eficiência em função da espessura é muito menor que o observado para células solares fabricadas com lâminas de Si-FZ e com Si-Cz sem passivação, o que demonstra que a passivação na face posterior foi eficaz para o caso de um substrato com menor comprimento de difusão de portadores de carga minoritários (Steckemetz *et al.*, 2001).

Baranão (2001) desenvolveu dispositivos  $n^+pp^+$  de  $24,7 \text{ cm}^2$  e  $p^+nn^+$  de  $10,3 \text{ cm}^2$  em lâminas de silício monocristalino crescido pela técnica Cz, de  $120 \text{ }\mu\text{m}$  de espessura. O emissor  $n^+$  foi obtido pela difusão de fósforo e a região  $p^+$ , na face posterior, foi obtida pela deposição de pastas ricas em alumínio e difusão em forno de esteira. As células solares  $n^+pp^+$  atingiram a eficiência de 14,3 % e as  $p^+nn^+$  a eficiência de 13,1 %, sendo que a área da barra coletora (*busbar*) não foi considerada na medida destas eficiências. As células solares finas base p apresentaram uma maior eficiência, devido principalmente à diferença no valor da tensão de circuito aberto, que foi 40 mV maior, o que foi atribuído a uma alta recombinação na superfície da região  $p^+$  dopada com boro.

Como as lâminas finas apresentam menor massa, elas variam de temperatura com maior rapidez durante os processos térmicos de difusão de alumínio e queima das pastas metálicas utilizadas para metalizar as células solares. Sendo assim, Sheoran *et al.* (2007) verificaram que o processo de queima das pastas metálicas para formação da malha de metalização deve ser otimizado para cada espessura de lâmina. A Figura 2.8 mostra o efeito da espessura da lâmina no pico da temperatura ótima de queima da pasta metálica. Nota-se que a temperatura de pico da queima para as lâminas com espessura de  $115 \text{ }\mu\text{m}$  é de aproximadamente  $870 \text{ }^\circ\text{C}$ , da ordem de  $70 \text{ }^\circ\text{C}$  superior ao de lâminas de  $280 \text{ }\mu\text{m}$  de espessura.

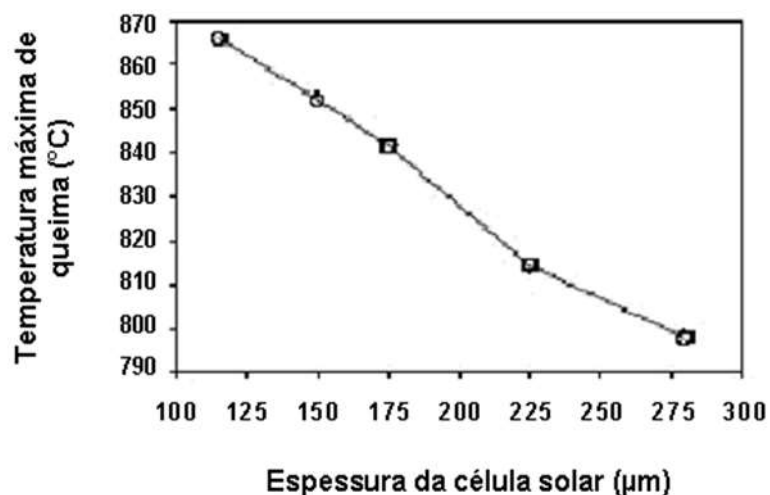


Figura 2.8. Temperatura de queima das pastas metálicas para lâminas com espessuras diferentes.

Adaptado de Sheoran *et al.*, 2007.

Já a Figura 2.9 compara a eficiência de células solares com diferentes espessuras, com perfil de queima das pastas metálicas otimizado e não otimizado na qual, observa-se uma diminuição na eficiência dos dispositivos que não tiveram os perfis de queima otimizados para cada espessura.

Em seu trabalho no Núcleo de Tecnologia em Energia solar (NT-Solar), PUCRS, Campos (2014) desenvolveu e avaliou células solares finas  $p^{+}nn^{+}$  e  $n^{+}np^{+}$  fabricadas com silício monocristalino Czochralski, grau solar, tipo n, com espessura variando entre 135 µm e 140 µm. O método utilizado para o afinamento das lâminas foi baseado em solução de hidróxido de potássio (KOH) a 85 °C e por um tempo de 7 minutos. As células solares mais eficientes atingiram a eficiência de 13,8 % e 13,2 % para as estruturas  $n^{+}np^{+}$  e  $p^{+}nn^{+}$  respectivamente, sem passivação de superfícies. Concluiu-se que a estrutura  $n^{+}np^{+}$  é a mais adequada para produção de células solares finas base n.

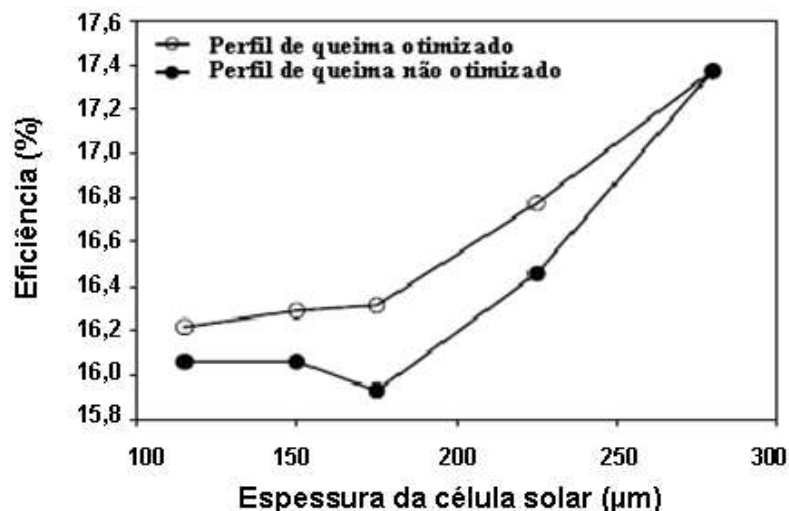


Figura 2.9. Eficiência da célula solar em função da espessura com otimização e sem otimização dos perfis de temperatura de queima das pastas metálicas. Adaptado de Sheoran *et al.*, 2007.

Ainda no NT-Solar/PUCRS, Machado (2018) realizou uma análise de diferentes dopantes para obtenção da região  $p^+$  em células solares  $n^+np^+$  fabricadas em lâminas de silício Czochralski, grau solar, tipo n, com espessura de 120  $\mu\text{m}$ . Os elementos aceitadores utilizados foram o B, Al, Ga, GaB e AlGa, depositados por *spin-on* e difundidos em alta temperatura. O GaB foi o único dopante composto que permitiu a fabricação de células solares, com eficiência máxima de 13,5 %, com difusão a 1020  $^{\circ}\text{C}$  por 20 min. O fator de forma foi o principal parâmetro que reduziu a eficiência dos dispositivos com GaB quando comparado ao valor obtido com B devido a menor resistência em paralelo. A célula solar  $n^+np^+$  de 120  $\mu\text{m}$  de maior eficiência produzida neste trabalho foi dopada com boro e atingiu a eficiência de 14,9 %.

Choin e colaboradores (2018) relataram em seu trabalho a fabricação de células solares PERT tipo p ultrafinas, com 50  $\mu\text{m}$  de espessura. As lâminas de Si ultrafinas passaram por etapa de difusão de boro e fósforo em uma única etapa térmica, e um processo de oxidação/recozimento foi desenvolvido para reduzir a camada rica em boro que é prejudicial para as células solares. A codifusão foi realizada utilizando ácido bórico e dopantes líquidos de fósforo (P504 e P507) para a formação simples e econômica de emissor e campo retrodifusor seletivo (BSF). A célula solar mais eficiente fabricada apresentou uma tensão de circuito aberto de 0,575 V, uma densidade de corrente de curto-circuito de 35,8  $\text{mA}/\text{cm}^2$ , um fator de forma de 0,725 e uma eficiência de 15,0 %. A eficiência foi 2 % maior que a de células

solares com estrutura padrão n<sup>+</sup>pp<sup>+</sup> com Al-BSF e usando uma camada de 2 μm de Al depositada por evaporação em alto vácuo.

### 2.3.3.2. Células Bifaciais

O avanço no uso da face posterior da célula solar foi focado em dois objetivos principais:

- Estabelecer um campo retrodifusor (BSF) mais efetivo para repelir os portadores de carga minoritários e assim reduzir recombinação na face posterior, e;
- Diminuir a recombinação de superfície estabelecendo uma boa passivação na face posterior (DURAN *et al.*, 2009).

Ambos os efeitos podem ser observados se a difusão de alumínio por meio do uso de pasta de Al na face posterior for trocada por uma camada de passivação e dopagem com boro com o intuito de formar o BSF. Diferente do alumínio, a dopagem com boro não torna a superfície opaca à radiação solar, permitindo que essa entre nas duas faces, resultando em uma estrutura de célula bifacial conforme visto na Figura 2.10 (DURAN *et al.*, 2009; DURAN *et al.*, 2010).

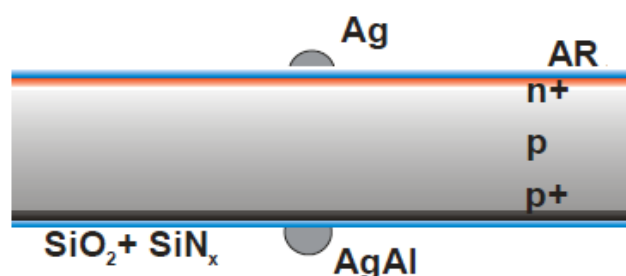


Figura 2.10. Seção transversal da estrutura de uma célula solar bifacial com campo retrodifusor. Saha *et al.*, 2013.

Sabe-se que o uso de substratos finos incrementa a bifacialidade das células e ao mesmo tempo reduz consideravelmente os custos. Entretanto, o desempenho elétrico das células finas sem BSF diminui com a redução da espessura. Ao formar o BSF, a eficiência se mantém estável com a diminuição da espessura. As células solares com BSF de boro com a malha metálica posterior otimizada, apresentam um

aumento da eficiência com o decréscimo da espessura quando iluminadas pela face posterior (COSTA, 2015). Péres e colaboradores (2005) apresentaram esse tipo de estrutura bifacial de células solares em seu trabalho e, obtiveram eficiência máxima nos dispositivos solares de 16,9 % na face frontal e 10,4 % na face posterior com 130  $\mu\text{m}$  de espessura e deposição de filme passivador de  $\text{SiO}_2$  em ambas as faces do dispositivo.

Com o intuito de verificar o efeito da redução na espessura das células solares bifaciais, Pan *et al.* (2007) desenvolveram células solares bifaciais de 4  $\text{cm}^2$  em substrato de Si-Cz tipo p e n, com espessuras de 140  $\mu\text{m}$  e 240  $\mu\text{m}$ , e resistividade de base entre 1-10  $\Omega\cdot\text{cm}$  para o tipo n e 1-20  $\Omega\cdot\text{cm}$  para tipo p, com tempo de vida inicial dos portadores minoritários da ordem de 10  $\mu\text{s}$ . As estruturas usadas foram  $\text{p}^+\text{nn}^+$  e  $\text{n}^+\text{pp}^+$  com regiões altamente dopadas formados pela difusão de boro e fósforo com as fontes líquidas  $\text{BBr}_3$  e  $\text{POCl}_3$ . Um total de 30 células solares bifaciais foram processadas e os resultados dos parâmetros elétricos podem ser vistos na Tabela 2.2.

Tabela 2.2. Parâmetros elétricos das células bifaciais processadas em substrato Cz de diferentes espessuras (PAN *et al.*, 2007).

Espessura ( $\mu\text{m}$ )	Substrato/ Iluminação	$J_{\text{sc}}$ ( $\text{mA}/\text{cm}^2$ )	$V_{\text{oc}}$ (mV)	FF	$\eta$ (%)
140	n/n <sup>+</sup>	36,2	0,612	0,764	17,0
	n/p <sup>+</sup>	31,6	0,610	0,772	14,9
240	n/n <sup>+</sup>	33,2	0,591	0,724	14,2
	n/p <sup>+</sup>	32,6	0,590	0,775	14,9
140	p/n <sup>+</sup>	35,0	0,587	0,779	16,0
	p/p <sup>+</sup>	30,0	0,571	0,762	13,0
240	p/n <sup>+</sup>	32,6	0,588	0,723	13,8
	p/p <sup>+</sup>	33,0	0,583	0,704	13,7

Nota-se que os valores de eficiência nas células solares bifaciais foram sempre superiores para as células solares de menor espessura. O melhor resultado foi obtido na célula solar bifacial fina tipo n, quando a célula foi iluminada pela região de BSF n<sup>+</sup>n obtendo eficiência de 17 % e quando iluminada pela face p<sup>+</sup> obteve-se 14,9 % de

eficiência. Essa eficiência de 17 % foi obtida devido a uma ótima passivação na superfície  $n^+$  (PAN *et al.*, 2007).

Osório (2012) desenvolveu e otimizou, no NT-Solar/PUCRS, processos para fabricação de células solares bifaciais com estrutura  $n^+pp^+$ , espessura da ordem de 150  $\mu\text{m}$ , em substratos de Si-Cz, tipo p, com difusão localizada de alumínio realizada em forno de esteira, metalização por serigrafia e passivação com  $\text{SiO}_2$ . Para o processo denominado de  $\alpha$ , no qual o boro foi difundido depois do fósforo, a melhor célula solar obteve eficiência de 11,2 % quando iluminada pela face  $n^+$  e 8,3 % quando iluminada pela face  $p^+$ . Para o processo  $\beta$ , com a difusão de boro antes da de fósforo, e com deposição de filme antirreflexo em ambas as faces, atingiu a eficiência de 14 % quando a célula solar foi iluminada pela face  $n^+$  e de 10,4 % quando iluminada pela face  $p^+$ .

Também, no NT-Solar, Costa (2015) desenvolveu células solares bifaciais finas Si-Cz, base n e base p, com 130  $\mu\text{m}$  de espessura. As células solares mais eficientes foram as fabricadas com a região frontal dopada com fósforo e a posterior dopada com boro, isto é, estruturas  $n^+np^+$  e  $n^+pp^+$ . Para a estrutura  $n^+np^+$  a eficiência frontal atingida foi de 12,8 % e a posterior foi de 10,4 % e para a estrutura  $n^+pp^+$ , as eficiências foram de 13,6 % e 9,0 % para a face frontal e para a face posterior, respectivamente.

## **2.4. Emissor e Campo Retrodifusor**

### **2.4.1. Principais Características do Emissor**

A estrutura das células solares de silício mais comum tem uma camada fina altamente dopada ( $n^+$  ou  $p^+$ ) que geralmente está presente na superfície frontal. Essa região com alta dopagem é chamada de emissor, enquanto que a região com menor dopagem é a base. A área do emissor é a região que emite ou injeta a maioria dos portadores de carga sob operação no escuro. Além da difusão, o emissor pode ser formado por implantação iônica e epitaxia, ou usando heterojunções como emissor (RAHMAN, 2012).

Conforme descrito nos trabalhos de Safiei e colaboradores (2012) e <sup>b</sup>Rahman (2012), para se obter um bom emissor é necessário ter:

- Uma boa eficiência na coleta de portadores de carga fotogerados pela absorção de radiação solar;
- Baixa perda resistiva no transporte de portadores majoritários desde o local onde foram gerados até a trilha metálica; para tal, deve-se obter uma resistência de folha do emissor adequada para a distância entre as trilhas metálicas e largura das mesmas;
- Baixa resistência em série e baixa recombinação.

Do ponto de vista da coleta de portadores de cargas minoritários, o emissor deveria ser fino e muito dopado ou de maior espessura e pouco dopado. Entretanto, em casos específicos, a concentração extremamente elevada do dopante para formação do emissor pode ser usada para aumentar o desempenho da célula solar. A alta concentração de impurezas doadoras (tipo n) ou aceitadoras (tipo p) na superfície da lâmina reduz a resistência de contato entre metal e semicondutor. Além disso, camadas altamente dopadas atuam como um aprisionador de impurezas durante os processos de *gettering*, o que leva a uma maior eficiência da célula solar (KOMATSU *et al.*, 2009).

A concentração em superfície adequada para o campo retrodifusor frontal (FSF – *front surface field*) é da ordem de  $4 \times 10^{20}$  átomos/cm<sup>3</sup>, enquanto que a profundidade deveria ser mantida entre 0,25 μm e 0,3 μm. O tempo de vida dos portadores de carga minoritários e a eficiência aumentam com a formação de camada de SiO<sub>2</sub> sobre as superfícies, ajustando-se a concentração em superfície do FSF em torno de  $3 \times 10^{19}$  cm<sup>-3</sup>. Uma baixa concentração em superfície não produz um efeito de campo necessário para reduzir a recombinação, enquanto que uma alta concentração em superfície aumenta a recombinação dos portadores de carga minoritários. A tensão e a corrente elétrica estão relacionadas com a concentração do dopante (XI *et al.*, 2015).

### 2.4.2. Emissor Homogêneo

O fósforo e o boro são normalmente escolhidos como elementos de dopagem para formação do emissor homogêneo devido à sua alta solubilidade, que renderá uma resistência de folha suficientemente baixa ( $<100 \Omega/\square$ ) para camadas dopadas com menos de  $0,5 \mu\text{m}$  de espessura. Para formar o emissor na produção em lotes de células solares (nas indústrias, até 200 lâminas por lote) usa-se a difusão térmica, e o método mais utilizado é a difusão em forno tubular de quartzo com fonte líquida de  $\text{POCl}_3$  para fósforo e  $\text{BBr}_3$  para boro, cujas moléculas são transportadas ao forno por borbulhamento de gás inerte em frascos com estes compostos (KOMATSU *et al.*, 2014). A Figura 2.11 ilustra uma célula solar base p genérica formada com emissor homogêneo.

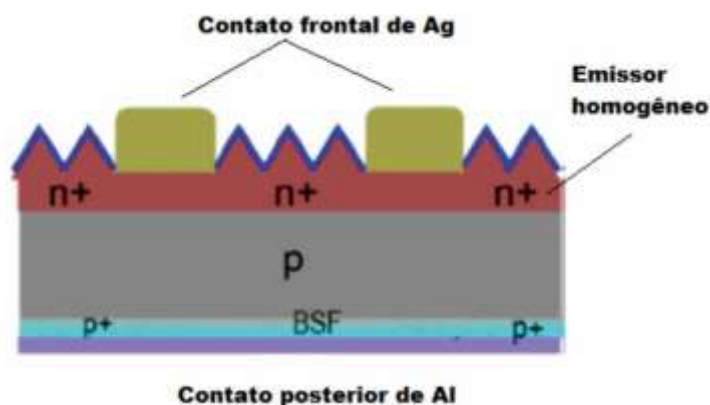


Figura 2.11. Esquema de uma célula solar com emissor homogêneo (RAHMAN *et al.*, 2014).

Outro material, como o alumínio, pode ser utilizado para formação do emissor homogêneo em células solares utilizando a técnica de serigrafia. Entretanto, a região com alumínio provoca uma curvatura nas células solares (abaulamento) após a etapa de queima das pastas metálicas conforme discutido anteriormente, e pelo fato das células solares estarem se tornando cada vez mais finas, o alumínio acaba não sendo o material mais promissor para formação da região  $p^+$ .

Na indústria de células solares, a face frontal (região  $n^+$ ) é dopada homogeneamente com fósforo com uma resistência de folha da ordem de  $50 \Omega/\square$ , que é um ajuste entre o desempenho do emissor e a resistência de contato suficientemente baixa.

### 2.4.3. Emissor Seletivo



Para otimizar o emissor, o ajuste da concentração de átomos em superfície e profundidade da junção pn, anteriormente comentado, pode ser superado por um emissor seletivo, que é fortemente dopado sob o contato metálico e fracamente dopado na área iluminada. Isso leva a uma resistência de contato reduzida, bem como a uma baixa recombinação Auger e *Shockley-Read-Hall* (SRH), resultando em uma maior tensão de circuito aberto (bRAHMAN, 2012).

A estrutura do emissor seletivo oferece vantagens tanto para as regiões altamente dopadas sob as trilhas da malha metálica, quanto para as regiões pouco dopadas entre as trilhas metálicas. Células solares com emissor seletivo podem ter valores de resistência de folha elevada, da ordem de  $200 \Omega/\square$ , entre os contatos, enquanto que a resistência de folha sob os contatos pode ser da ordem de  $50 - 60 \Omega/\square$ , para garantir um excelente contato ôhmico. O emissor seletivo pode proporcionar um aumento na eficiência da célula solar, de 0,3 % a 2 % (absoluto), dependendo da estrutura da célula solar e do processo de fabricação. Portanto, a eficiência das células solares de silício é aumentada pela formação do emissor seletivo (MOON *et al.*, 2009; bRAHMAN, 2012). A Figura 2.12 ilustra a estrutura típica de uma célula solar industrial com a implementação de emissor seletivo.

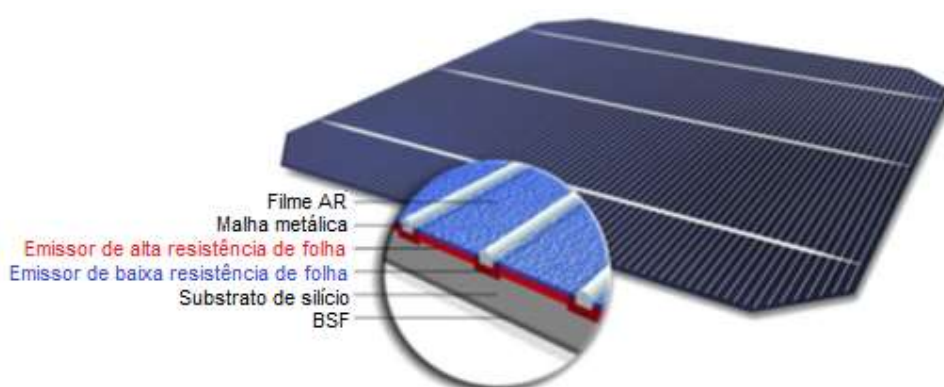


Figura 2.12. Estrutura típica de uma célula solar com emissor seletivo. (Adaptado de CENTROTERM PHOTOVOLTAICS, 1997-2016).

No que diz respeito às células solares bifaciais com BSF dopado localmente com pasta de Al, com a análise do tempo de vida dos portadores de carga minoritários, foi evidenciado que a difusão de fósforo produz *gettering*. Porém, o comprimento de difusão dos portadores de carga minoritários, obtido a partir de medições LBIC (*light beam induced current*), foi menor que a espessura das células solares e a bifacialidade

foi baixa. Portanto, a estrutura não é adequada para dispositivos bifaciais. Com a finalidade de formar um campo retrodifusor seletivo na região  $p^+$  foi acrescentado ao processo de fabricação a difusão de boro e foi formado um BSF seletivo de boro e alumínio. Em lâminas finas, com espessura da ordem de  $150 \mu\text{m}$ , a eficiência alcançada foi de 13,7 % na face com o emissor e de 8,9 % na face com o BSF seletivo, sem passivação e sem filme antirreflexo (MOEHLECKE *et al.*, 2014).

#### 2.4.4. Emissor em Pontos Formado por Radiação Laser

A formação do emissor ou BSF em pontos por radiação laser tem recebido destaque pois, entre outras vantagens, permite a difusão localizada sem submeter o restante da lâmina a processos térmicos (TOMIZAWA; IKEDA; SHIRO, 2016).

Para a difusão de dopantes em substratos de silício com o uso de radiação laser é necessária a prévia deposição destes elementos na superfície da lâmina. No método onde o emissor é previamente formado, há influência do óxido de silício rico em átomos do elemento dopante que se forma sobre o emissor nos resultados da aplicação do feixe laser (ZENZEN *et al.*, 2008). A Figura 2.13 ilustra o esquema da dopagem por radiação laser.

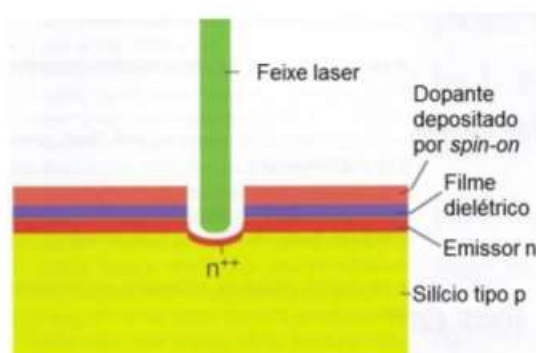


Figura 2.13. Esquema da dopagem por radiação laser. Adaptado de Edwards, 2012.

Células solares de alta eficiência foram produzidas com campo retrodifusor e contato formado em pontos por radiação laser (LFC – *laser fired contact*). Com esta técnica pode-se aumentar a eficiência, devido à passivação na face posterior e evita-se o problema do abaulamento provocado pela pasta de alumínio que forma o BSF homogêneo em toda superfície. Em trabalho de 2015, dispositivos desenvolvidos em substratos de Si-Cz, com passivação na face posterior formada por uma camada composta de 10 nm de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e de 120 nm de  $\text{SiNx}$ , atingiram a eficiência de 20,7 %.

A malha metálica frontal foi formada pela deposição de Ni/Cu/Ag (CORNAGLIOTTI *et al.*, 2015). Tomizawa e colaboradores (2016) fabricaram células solares base n de 50 mm x 50 mm utilizando pasta de silício dopada com boro (NanoGram®) para dopagem do emissor p<sup>+</sup> por radiação laser. A maior eficiência encontrada foi de 19,7 %.

## 2.5. Filmes de Passivação

### 2.5.1. Recombinação em Superfície

As células solares são dispositivos semicondutores utilizados para produzir energia elétrica a partir da conversão direta da energia solar. Quando a radiação solar incide em materiais semicondutores, com determinado comprimento de onda, gera pares elétrons-lacunas, ou seja, os fótons incidentes são capazes de transferir sua energia aos elétrons da banda de valência do semicondutor para que rompam a ligação dos respectivos átomos, passando a ocupar a banda de condução e deixando na banda de valência uma lacuna (GREEN, 1992; MARTI, 1995).

A falta de um elétron, ou lacuna, também pode deslocar-se livremente pelo interior do sólido, transferindo-se de um átomo a outro, devido ao deslocamento do restante dos elétrons. O movimento dos elétrons e lacunas, em direções opostas, gera uma corrente elétrica no semicondutor. Para separar os elétrons das lacunas, um campo elétrico interno é formado no semicondutor, que faz com que ambos circulem em direções opostas, produzindo diferença de potencial e corrente elétrica (LORENZO, 1994; GREEN, 1992).

Nas células solares convencionais, este campo elétrico é formado na junção pn. Sendo o silício um material semicondutor, o substrato tipo n que é dopado com fósforo, possui cinco elétrons de valência, um a mais que o silício. É uma região com uma concentração de elétrons muito maior que a de lacunas. Já o substrato tipo p que é dopado com boro, tem três elétrons de valência, um a menos que o silício. Esta é uma região com uma concentração de lacunas muito maior que a de elétrons, conforme ilustrado na Figura 2.14.

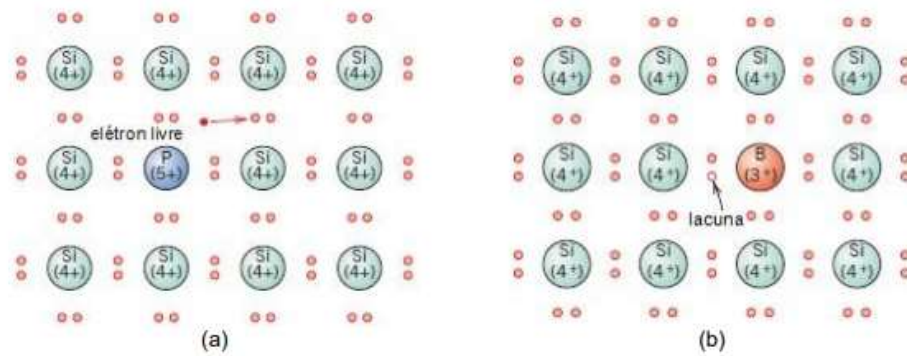


Figura 2.14 (a) Silício dopado com fósforo e (b) silício dopado com boro.

A formação do emissor faz com que o excesso de elétrons na região n se difunda para a região p, dando origem a regiões carregadas positivamente no lado n. Os elétrons que penetram na região p ocupam as lacunas, fazendo com que esta região fique carregada negativamente. Esta região de transição, também chamada de “zona de depleção”, é caracterizada pela existência em seu interior de um campo elétrico dirigido da região n para a região p, que também é responsável por separar os pares de elétrons e lacunas que se produzem quando há incidência da radiação solar na célula fotovoltaica (LORENZO, 1994; GREEN, 1992).

Simultaneamente à geração de portadores de carga ocorre o processo de recombinação dos mesmos. Este processo depende da probabilidade de um encontro dos pares elétrons-lacunas, que aumenta linearmente com o aumento de ambas as concentrações, e, portanto, é dada como proporcional ao produto das mesmas. (MARKVART; CASTAÑER, 2005; GREEN, 1992; GOETBERGER; KNOBLOCH, 1998).

A recombinação Shockley-Read-Hall (SRH) ocorre via níveis de impurezas e/ou defeitos na rede cristalina. Este mecanismo de recombinação, portanto, será dominante em substratos de células solares (GOETZBERGER; KNOBLOCH, 1998). Além desses três tipos de recombinação que ocorrem no volume da célula solar, qualquer defeito ou impureza na superfície do semiconductor, também é capaz de promover recombinação. A superfície da célula solar apresenta uma grande perturbação na estrutura cristalina e é um local de recombinação particularmente alta. Um parâmetro utilizado para caracterizar esta recombinação é a velocidade de recombinação em superfície, em unidade de cm/s, que se define como a razão entre

a densidade do fluxo de portadores que alcança a superfície e a concentração de portadores em excesso na mesma (GREEN, 1995).

Em uma superfície sem recombinação, o movimento de portadores para a mesma é zero, e conseqüentemente a velocidade de recombinação de superfície também é nula. Em uma superfície com recombinação infinita, o movimento de portadores para esta superfície está limitado pelo valor máximo da velocidade que eles podem atingir, e para a maioria dos semicondutores é da ordem de  $1 \times 10^7$  cm/s (GREEN, 1995; CUEVAS; BASORE; GIROULT-MATLAKOWSKI, 1996).

Os defeitos em uma superfície de semicondutor são causados pela interrupção na periodicidade da estrutura cristalina, produzindo-se ligações rompidas. A redução do número destas ligações rompidas e, conseqüentemente da recombinação, é alcançada utilizando-se uma camada sobre a superfície do semicondutor que completa as ligações pendentes. Este processo é conhecido como passivação da superfície. Os estudos dos modelos de geração e recombinação são essenciais, tendo em vista que estes mecanismos afetam as concentrações dos portadores, no espaço e no tempo, e como consequência influenciam diretamente na determinação da corrente elétrica gerada em uma célula solar.

Feldmann *et al.* (2014) desenvolveram células solares base n com emissor frontal de boro e verificaram a importância da passivação entre as trilhas da malha metálica e o silício. Uma passivação eficaz é necessária para obter altos valores para a tensão de circuito aberto (FELDMANN *et al.*, 2014; SMIRNOV; LAMBERTZ; FINGER, 2015). Para passivar superfícies, muitos materiais podem ser utilizados tais como: SiO<sub>2</sub> (dióxido de silício), a-SiN<sub>x</sub> (nitreto de silício amorfo), a-Si (silício amorfo), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (óxido de alumínio) e TiO<sub>2</sub> (dióxido de titânio). As propriedades de passivação vão depender da tecnologia utilizada para a deposição (YU *et al.*, 2014).

### **2.5.2. Passivação com Dióxido de Titânio**

O dióxido de titânio ( $\text{TiO}_2$ ) é utilizado na indústria de células solares desde os anos 80 como filme antirreflexo, com a deposição do filme a baixa temperatura. Dentre algumas de suas características, ele é não-corrosivo e atóxico. Além disso, uma característica muito importante é a resistência química do  $\text{TiO}_2$ , que depende diretamente da fase de sua estrutura cristalina. Os filmes depositados nas temperaturas abaixo de  $350\text{ }^\circ\text{C}$  são principalmente amorfos, mas acima desta temperatura, possuem uma fase meta-estável (anatase), obtendo-se filmes policristalinos e em temperaturas acima de  $800\text{ }^\circ\text{C}$  apresentam uma fase cristalina estável (rutila) (RICHARDS; COTTER; HONSBURG, 2002; PÉREZ-SÁNCHEZ *et al.*, 2005).

O dióxido de titânio pode não fornecer uma passivação superficial eficiente, mas é usado para formar o filme antirreflexo porque apresenta baixa absorção em comprimentos de onda curtos e tem um alto índice de refração. Este material é mais apropriado para passivar as superfícies dopadas com boro, mas a técnica utilizada para depositar a camada influencia a passivação. Uma camada de  $\text{TiO}_2$  realizada por deposição química em fase vapor a pressão atmosférica (APCVD – *atmospheric pressure chemical vapour deposition*) resulta em uma velocidade de recombinação em superfície inferior a  $30\text{ cm/s}$ , quando a resistência de folha é de em torno de  $200\ \Omega/\square$  no emissor de boro. Por outro lado, filmes de óxido de titânio depositados por camada atômica em lâminas de Si-FZ, resultaram em velocidades de recombinação em superfície de  $2,8\text{ cm/s}$  e  $8,3\text{ cm/s}$  para substratos tipo n e tipo p, respectivamente (THOMSON e MCINTOSH, 2012; LIAO *et al.*, 2014).

A passivação com  $\text{TiO}_2$  por APCVD em lâminas de silício foi realizada por Thomson *et al.* (2007) em lâminas texturadas e polidas. Observaram que o dióxido de titânio, quando depositado sobre uma camada de  $\text{SiO}_2$ , teve um efeito de reduzir a passivação na interface Si- $\text{SiO}_2$  em ambos os tipos de lâminas. Para as lâminas polidas, constataram que um recozimento em “forming gas” (95 % de  $\text{N}_2$  e 5 % de  $\text{H}_2$ ) recuperou a passivação na interface  $\text{SiO}_2$ -Si. Por outro lado, em lâminas texturadas, esta recuperação foi somente parcial. A redução na passivação da interface  $\text{SiO}_2$ -Si foi atribuída à degradação por umidade durante o processo de deposição do filme de  $\text{TiO}_2$ .

Fagundes (2012) realizou, no NT-Solar/PUCRS, um comparativo entre células solares de estrutura  $p^{+}nn^{+}$  com filmes AR de  $TiO_2$  depositados por evaporação e por APCVD. Nestes dispositivos foram utilizados emissores homogêneos formados pela deposição de PBF20 por *spin-on* seguida de difusão em forno convencional e metalização por serigrafia. A célula solar de maior eficiência com filme AR de  $TiO_2$  depositado por evaporação em alto vácuo apresentou eficiência de 13,2 %. A célula solar com maior eficiência obtida com filme AR de  $TiO_2$  depositado por APCVD apresentou eficiência de 12,9 %.

Model (2017) desenvolveu, também no NT-Solar, células solares Si-Cz base p, dopadas com fósforo na face frontal e boro na face posterior, com deposição de filme antirreflexo de  $TiO_2$  em ambas as faces por APCVD e metalização das pastas metálicas pela técnica de serigrafia. A célula solar mais eficiente produzida neste trabalho atingiu 15,6 % de eficiência e 34,9 mA/cm<sup>2</sup> de densidade de corrente de curto-circuito.

### 2.5.3. Passivação com Dióxido de Silício

As células solares industriais da atualidade frequentemente utilizam passivação de superfície com  $SiN_x$  e  $Al_2O_3$ . No entanto, uma camada de passivação bem conhecida da indústria microeletrônica, o  $SiO_2$ , teve e tem um forte impacto no desenvolvimento de células solares. O uso de  $SiO_2$  permitiu desenvolver os primeiros dispositivos fotovoltaicos com 20 % de eficiência no passado e atualmente experimenta um renascimento como o óxido interfacial para passivação à base de silício contatado, permitindo assim a próxima geração de células solares de alta eficiência industriais (GLUNZ; FELDMANN, 2018).

Os filmes de  $SiO_2$  são estáveis em altas temperaturas e podem atuar como barreira de difusão de fósforo. O  $SiO_2$  crescido completa as ligações interrompidas na superfície reduzindo a densidade de defeitos. Dentre as desvantagens, o  $SiO_2$  possui um baixo índice de refração ( $n = 1,46$ ) (DAO *et al.*, 2010). Os filmes de  $SiO_2$  podem ser obtidos por oxidação térmica, e esta pode ser implementada em ambiente seco ou úmido. Na oxidação seca insere-se uma vazão de oxigênio no tubo de quartzo e na oxidação úmida uma vazão de oxigênio passa em água deionizada, mantida a uma temperatura da ordem de 95 °C – 98 °C, antes de entrar no tubo de quartzo.

O SiO<sub>2</sub> crescido termicamente é um filme com baixos valores de densidade de estados (em torno de 10<sup>10</sup> eV<sup>-1</sup>cm<sup>-2</sup>, seção de captura altamente assimétrica (a seção de captura de elétrons é 100 vezes a de lacunas) e uma baixa densidade de cargas fixas, características que permitem uma redução na velocidade de recombinação em superfície tendo, dessa forma, um forte impacto na fabricação das células solares de silício. Os filmes de SiO<sub>2</sub> vem ganhando destaque na produção industrial de células solares com ambas as superfícies, frontal e posterior passivadas, pois o processo térmico de oxidação permite a obtenção da camada de SiO<sub>2</sub> em um único passo e com alta qualidade de passivação (GLUNZ; FELDMANN, 2018).

Feldmann *et al.* (2014) estudaram a passivação de superfície tipo n com filmes de óxido de silício hidrogenado (SiO<sub>x</sub>:H) microcristalino para espessuras entre 20 e 700 nm. Concluíram que nas camadas de SiO<sub>x</sub>:H a cristalinidade cresce com a espessura do filme até 200 nm e tende a saturar em 15 % para camadas entre 200 nm e 700 nm.

A fim de melhorar a passivação do SiO<sub>x</sub>:H ou SiO<sub>x</sub>, Meyer *et al.* (2012) e Elschner *et al.* (2011) implementaram óxidos de metal e polímeros condutores entre as camadas seletivas do óxido de silício ou do óxido de silício hidrogenado e a superfície do silício cristalino. O transporte através dessas camadas ocorre provavelmente por tunelamento. Essa interface adicional deve ser ultrafina (na faixa de nm), a fim de evitar o transporte majoritário entre estas camadas. Os detalhes desse transporte majoritário podem, no entanto, serem bastante complexos e não são bem compreendidos até agora. Além disso, a maioria dos mecanismos de transporte pode variar para as diferentes combinações de materiais. Muitos estudos que implementaram óxidos de metal e polímeros condutores entre as camadas seletivas de SiO<sub>x</sub>:H ou SiO<sub>x</sub> foram publicados, e eficiências maiores que 26 % foram relatadas (SCHMIDT *et al.*, 2018).

Zhuang e colaboradores (2019) desenvolveram células solares Cz tipo p com passivação com SiO<sub>2</sub> obtido por oxidação térmica e por passivação química assistida por plasma de SiN<sub>x</sub> na qual, o SiO<sub>2</sub> foi implementado a 700 °C por 60 minutos seguido de uma etapa de recozimento a 700 °C por 30 minutos. Sob essa mesma camada



passivada, foi depositado  $\text{SiN}_x$  por PECVD com temperatura de 450 °C. Os resultados demonstraram uma redução na corrente de saturação de 90,5 para 62,3  $\text{fA/cm}^2$  e uma eficiência de 20,1 % foi obtida. Essa  $\eta$  foi 0,2 % maior em valor absoluto do que a eficiência obtida em dispositivos processados com BSF de alumínio.

Um trabalho realizado no NT-Solar/PUCRS consistiu em variar a temperatura e o tempo de oxidação em células solares produzidas em lâminas de Si-Cz base p, com difusão de fósforo e boro e metalização por serigrafia. Os dispositivos mais eficientes, que atingiram  $V_{oc}$  de 604 mV, foram obtidos para a temperatura de oxidação de 860 °C e tempo de oxidação de 30 min e para a temperatura de oxidação de 800 °C e tempo de oxidação de 45 min, resultando em uma camada de  $\text{SiO}_2$  da ordem de 50 - 60 nm e de 9 - 14 nm na face dopada com fósforo e com boro, respectivamente. A maior eficiência alcançada foi de 16,2 % (ZANESCO *et al.*, 2016).

Ainda no NT-Solar, Razera (2017) otimizou a etapa de oxidação de células solares Si-Cz tipo p, com difusão de fósforo e boro e metalização pela técnica de serigrafia, variando a temperatura e o tempo de oxidação das lâminas. O diferencial desse trabalho consistiu na utilização do composto trans-dicloroetileno (Trans-LC) para limpeza de tubos de oxidação. O tempo e a temperatura de oxidação que resultaram na fabricação dos dispositivos de maiores eficiências foram de 45 min e 800 °C, apresentando uma camada de  $\text{SiO}_2$  nas faces frontal e posterior de 53 nm e 10 nm, respectivamente. A célula solar mais eficiente atingiu o valor de 16,8 %.

#### **2.5.4. Passivação com Nitreto de Silício**

O nitreto de silício ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) é o material mais usado atualmente pelas indústrias de células solares para passivação e filme antirreflexo, porque possui características favoráveis para melhorar a eficiência das mesmas. Possui índice de refração adequado para filmes AR, proporciona boa passivação e é uma excelente barreira para difusão de dopantes. Além disso, pode-se obter uma alta taxa de deposição e uma boa uniformidade do filme, tornando essa técnica uma boa alternativa para obtenção de filmes AR (PREU *et al.*, 2000).

Os filmes com nitreto de silício hidrogenado ( $\text{SiN}_x\text{H}$ ), de maior densidade de ligações Si-H, são adequados para a passivação de superfície em lâminas de silício do tipo n e pode-se obter uma excelente passivação de superfície com uma maior fixação de cargas elétricas positivas (RICHARDS, 2004; ABERLE, 2000).

No entanto, os filmes de nitreto de silício apresentam alguns inconvenientes tais como: a) uso de silano (gás pirofórico) na técnica PECVD, b) necessidade de processos em alto vácuo e c) não proporcionam boa passivação de superfícies altamente dopadas com boro, necessitando-se do crescimento de uma camada de  $\text{SiO}_2$  para proporcionar a passivação (THOMSON e MCINTOSH, 2012).

Dependendo das condições do processo de deposição tais como temperatura do substrato, tempo de deposição e composição da mistura de gases silano ( $\text{SiH}_4$ ) e amônia ( $\text{NH}_3$ ), o filme pode atuar como filme antirreflexo e/ou como passivador de superfícies (BLECH *et al.*, 2009).

Fagundes (2012), em seu trabalho realizado no NT-Solar, desenvolveu células solares com estrutura  $p^+nn^+$ , dopadas com boro e fósforo, passivadas com nitreto de silício depositado por PECVD e metalizadas por serigrafia que atingiram a eficiência máxima de 13,7 % e média de  $(13,5 \pm 0,2)$  %. Aquino (2017), desenvolveu também no NT-Solar, células solares com estrutura  $n^+pp^+$  dopadas com fósforo na face frontal e boro na face posterior, passivadas com filme fino de nitreto de silício em ambas as faces. O campo retrodifusor seletivo foi formado durante a etapa de metalização e queima das pastas metálicas. A célula solar mais eficiente atingiu 16,0 %.

### **2.5.5. Passivação com Óxido de Alumínio**

Em 1989, foi publicado por Hezel e Jaeger um estudo das propriedades de passivação de superfície por óxido de alumínio ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). Nesta publicação, foi utilizada uma técnica simples de deposição de vapor químico em pressão atmosférica (APCVD) e obtiveram uma ótima passivação em silício tipo p.

As propriedades dos filmes de  $\text{SiN}_x$  e  $\text{Al}_2\text{O}_3$  são diferentes. Em relação às cargas fixas, o  $\text{Al}_2\text{O}_3$  possui densidade de cargas negativas. Já o outro filme citado, o

SiNx, possui cargas positivas (FELDMANN *et al.*, 2014). Sabe-se também que filmes de óxido de alumínio são não-estequiométricos e filmes de nitreto são estequiométricos. O campo elétrico formado em filmes de nitreto ocorre nas primeiras camadas nanométricas e para os filmes de alumínio isto ocorre em todo o volume da camada de passivação (SCHMIDT *et al.*, 2012).

Veith e colaboradores (2012) estudaram células solares com emissor e face posterior passivada (PERC – *passivated emitter and rear solar cell*) com Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> utilizando o processo de deposição de camada atômica (ALD – *atomic layer deposition*) e o processo de deposição química em fase vapor assistida por plasma (PECVD) usando um plasma acoplado indutivamente (ICP - *inductively-coupled plasma*). A eficiência das células solares utilizando o processo de PECVD-ICP para passivação com o filme de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> foi de 20,1 % e utilizando o processo de ALD a eficiência foi de 19,6 %.

#### **2.5.6. Passivação por Junção Flutuante**

Como dito anteriormente, na tecnologia atual de fabricação de células solares n<sup>+</sup>pp<sup>+</sup>, o nitreto de silício depositado por PECVD é usado como filme antirreflexo e para passivar as superfícies n<sup>+</sup>. O nitreto de silício é depositado em alto vácuo e baixa temperatura e é obtido da reação de SiH<sub>4</sub> e NH<sub>3</sub>. Embora a densidade de estados de superfície (relativa a defeitos em superfície) seja da ordem de 10 vezes maior que a presente em filmes de SiO<sub>2</sub> crescidos termicamente a alta temperatura, os filmes de SiNx apresentam ótima passivação para a superfície da região n<sup>+</sup> porque há um efeito de campo elétrico proporcionado pela existência de cargas elétricas positivas no dielétrico. No entanto, o SiNx não tem as mesmas propriedades na passivação de superfícies tipo p<sup>+</sup>, pois para produzir o efeito de campo são necessárias cargas negativas no filme dielétrico (ABERLE, 2000; MOEHLECKE *et al.*, 1998; LOPES, 2014).

Uma alternativa para melhorar a passivação da superfície tipo p<sup>+</sup>, reduzindo a recombinação em superfície, é a transformação da mesma em tipo n. Isto pode ser realizado por meio da difusão de fósforo na superfície, resultando no que é conhecido como passivação por junção flutuante. Esta junção é não contatada à malha metálica,

se comportando como uma junção iluminada em condição de circuito aberto. Quando iluminada, a região p<sup>+</sup> injeta elétrons (portadores minoritários) para a camada (n<sup>+</sup>) que é polarizada para atingir o equilíbrio. Assim, os elétrons são reinjetados para a região p<sup>+</sup> evitando que eles se recombinem na superfície. Isso resulta em uma redução da velocidade de recombinação em superfície (LOPES, 2013; MOEHLECKE, 1996; MOEHLECKE *et al.*, 1998; CAÑIZO, 2000).

Em seu trabalho, Ghannam (1991) propôs a utilização de células solares n<sup>+</sup>p com uma junção flutuante posterior p(n<sup>+</sup>), conforme ilustrado na Figura 2.15.

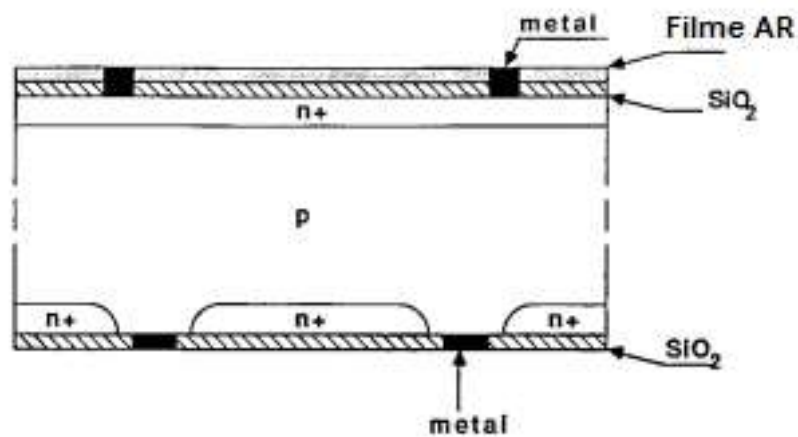


Figura 2.15. Estrutura da Célula Solar n<sup>+</sup>p com uma junção flutuante posterior p(n<sup>+</sup>) estudada no trabalho de Ghannam (1991).

Com a utilização destas referidas células solares, Ghannam (1991) realizou uma analogia com a velocidade de recombinação em superfície ( $S_n$ ) dessas células solares onde, a velocidade de recombinação em superfície equivalente ( $S_{n,eq}$ ) é definida para a estrutura de junção flutuante e determinada para calcular valores de corrente de saturação,  $I_{0,t}$ , a partir da seguinte equação:

$$S_{n,eq} = \frac{\frac{D_n}{L_n} \tanh W / L_n - \frac{I_{0,t} - I_{p0}}{q n_i^2} N}{\frac{I_{0,t} - I_{p0} N L_n}{q n_i^2} \frac{D_n}{L_n} \tanh W / L_n - 1} \quad (2.2)$$

Onde,  $W$  é a largura da base,  $L_n$  é o comprimento de difusão dos elétrons,  $D_n$  – difusividade do elétron na base,  $q$  é a carga do elétron,  $n_i$  é a concentração intrínseca e  $N$  é a concentração de dopantes na base.

Sendo que,  $I_{o,t} = a_n I_{eo} \left( \frac{1}{\alpha_n} - \alpha_l \right) e$  e  $I_{po} = I_o - I_{no}$  onde,  $I_o$  é a corrente de saturação,  $I_{no}$  é a corrente de saturação relativa a elétrons na base e  $I_{po}$  é a corrente de saturação de lacunas no emissor. Os valores resultantes para  $S_{n,eq}$  estão na Figura 2.16.

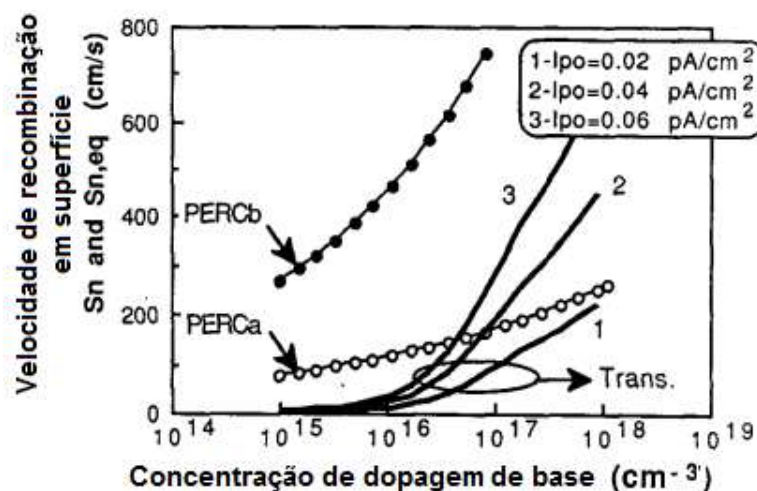


Figura 2.16. Velocidade de recombinação da superfície posterior em função da concentração de impurezas tipo p da base. Sendo PERCa o dispositivo com óxido de alta qualidade e PERCb o dispositivo com óxido de qualidade moderada. O índice Trans. se refere a células solares com junção flutuante. Adaptado de Ghannam, 1991.

A Figura 2.16 indica que  $S_{n,eq}$  pode atingir valores na proximidade de zero enquanto que o valor mínimo de  $S_n$  na interface Si/SiO<sub>2</sub> de células solares do tipo p de alta qualidade encontram-se em próximos de 100 cm/s. Nesse estudo, provou-se que a velocidade de recombinação em superfície e a corrente de saturação são grandemente reduzidas pela junção flutuante na face posterior das células solares (GHANNAM, 1991; CAÑIZO, 2000).

Luque e Cuevas (1978) e Ghanan (1991) propuseram e analisaram dispositivos com contatos posteriores sobre a base tipo p e regiões n ou n<sup>+</sup> (muito dopadas) isoladas entre as regiões de tipo p. Concluiu-se que a junção flutuante é uma forma eficiente de reduzir a velocidade de recombinação na face posterior.

Altermatt *et al.* (1996) experimentaram melhorar a passivação posterior das células solares com estrutura tipo PERL (*passivated emitter rear locally diffused*), fabricadas em laboratório, por meio da adição de uma junção flutuante, difundindo uma camada n adicional na superfície posterior, entre os contatos. Eles denominaram

esse tipo de célula como PERF (*passivated emitter rear floating p-n junction*). Os resultados das simulações indicaram que a passivação da superfície posterior ótima pode ser obtida se a junção flutuante da célula PERF for levemente dopada, resultando em uma resistência de folha de  $5000 \Omega/\square$ . Assim, as perdas devido às correntes de fuga entre a junção p-n e os contatos de metal da superfície posterior são reduzidas. Além disso, a superfície posterior da célula PERF deve ser passivada com um filme com uma maior densidade de carga positiva do que existe em óxidos termicamente crescidos.

Honsberg e colaboradores (1996) otimizaram a passivação posterior com junção flutuante em células solares comerciais, a partir de lâminas de silício mais finas. Apesar das muitas vantagens da passivação com junção flutuante, a sua aplicabilidade ainda é limitada pela incapacidade de reproduzir os resultados excelentes obtidos em simulações em células solares reais. Com esse estudo, concluíram que a passivação por meio da junção flutuante é um método quase ideal para passivação de superfície. Simularam e confirmaram experimentalmente que uma alta passivação de superfície pode ser naturalmente incorporada em um processo comercial simultaneamente com a difusão do emissor e a difusão da junção flutuante, e que é possível eliminar problemas de resistência em paralelo entre a junção flutuante e o contato metálico posterior por meio da otimização da dopagem da junção flutuante. Os resultados obtidos mostraram que a resistência em paralelo posterior é um efeito localizado que pode ser eliminado ou minimizado, desde que se altere o processamento e se utilize uma junção flutuante com alta resistência de folha (HONSBURG *et al.*, 1996; HONSBURG *et al.*, 1997).

Moehlecke e colaboradores (1998) apresentaram um método simples e eficaz para obter junções flutuantes sem crescimento adicional de óxidos ou processos fotolitográficos. Em vez de crescer o óxido passivador em um forno convencional, propuseram utilizar um forno dopado com fósforo para que as paredes funcionassem como fonte de dopantes durante a oxidação. As células solares monofaciais  $p^{+}nn^{+}$  foram processadas com e sem junção flutuante. A eficiência e densidade de corrente de curto-circuito da estrutura proposta  $(n)p^{+}nn^{+}$  foram maiores do que o convencional  $p^{+}nn^{+}$ . Notou-se um aumento na sensibilidade para radiação de comprimento de onda curto, que demonstrou uma redução na recombinação. Células solares bifaciais foram

fabricadas com a abordagem proposta e um comportamento simétrico foi observado, isto é, sob cada modo de iluminação, frontal ou posterior, as células apresentaram a mesma eficiência. Isto que indica uma passivação de superfície (n)p<sup>+</sup> equivalente àquelas encontradas na superfície n<sup>+</sup>.

McIntosh *et al.* (1999) e MacIntosh *et al.* (2000) inclusive desenvolveram uma técnica para determinar a resistência em paralelo em uma junção flutuante a partir da curva corrente-tensão da célula solar no escuro. Essa técnica de caracterização não necessitava de contato elétrico na junção flutuante, sendo aplicável a todas as células solares passivadas com junção flutuante, desde que a curva I-V não sofra grandes distorções por resistência em série.

Cañizo (2000) analisou a passivação da superfície posterior de células n<sup>+</sup>p com junção flutuante, por meio da difusão de uma camada de fósforo sobre essa superfície. Observou que, na prática, ocorrem perdas associadas à resistência em paralelo gerada entre a camada n e o contato subsequente. Como alternativa, propôs a produção de células solares passivadas com junção flutuante pontual na superfície posterior.

A pesquisa de passivação por junção flutuante se iniciou e teve maior enfoque na passivação da face posterior das células solares. O primeiro relato do uso de junção flutuante na face frontal foi apresentado por Moehlecke (1996) que comprovou a redução na recombinação em superfície p<sup>+</sup> em células solares p<sup>+</sup>nn<sup>+</sup> pelo uso de uma junção flutuante frontal.

A fim de investigar a passivação avançada da superfície frontal, Benick *et al.* (2008) produziram células solares de Si-FZ com resistividade de base de 1 Ω.cm e espessura de 250 μm. A estrutura da célula solar de 4 cm<sup>2</sup> está ilustrada na Figura 2.17. Foi processada com difusão de fósforo na face posterior, crescida uma camada de 100 nm de SiO<sub>2</sub> e depositado um filme de alumínio de 2 μm de espessura. A célula solar mais eficiente atingiu 21,7 % e uma V<sub>oc</sub> de 676 mV. Também analisaram células solares com superfícies polidas e texturadas.

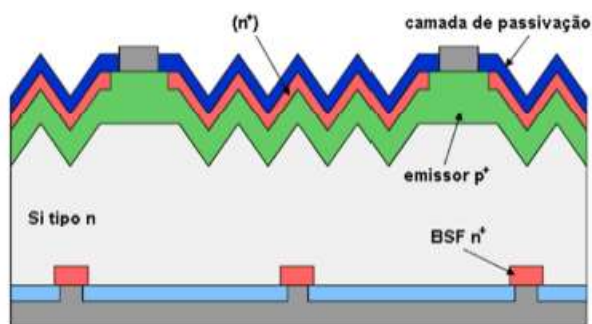


Figura 2.17. Célula solar (n+)p+nn+, com junção flutuante. Adaptada de Benick *et al.*, 2008.

Lopes (2013) desenvolveu um método simplificado para implementação de regiões tipo  $n^+$  sobre a superfície frontal de células solares  $p^+nn^+$  industriais, formando a estrutura  $(n^+)p^+nn^+$ . Para produzir experimentalmente a região  $n^+$  flutuante, usou líquidos dopantes depositados por *spin-on* e realizou o processo térmico de difusão em forno de esteira. A malha metálica frontal de Ag ou Ag/Al foi depositada por serigrafia e perfurou a região  $n^+$  para estabelecer o contato frontal da célula  $(n^+)p^+nn^+$ , formando-se uma região  $n^+$  flutuante entre as trilhas metálicas. A célula solar de maior eficiência foi processada com temperatura de difusão de 900 °C e velocidade de esteira de 133 cm/min e alcançou 9,6% de eficiência, valor reduzido principalmente devido a efeitos de resistência em paralelo. Por meio de simulações uni e bidimensionais da estrutura  $(n^+)p^+nn^+$ , Lopes (2013) confirmou que os dispositivos desenvolvidos obtiveram baixa resistência em paralelo devido a correntes de fuga na região  $n^+$  depositada sobre o emissor.



### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1. Processo de Fabricação das Células Solares

Neste trabalho foram utilizadas lâminas de silício crescidas pela técnica Czochralski, tipo n, dopadas com fósforo, grau solar, orientação  $\langle 100 \rangle$ , espessura de  $(180 \pm 30) \mu\text{m}$ , diâmetro de  $(100 \pm 0,5) \text{mm}$  e resistividade de base variando de  $1 \Omega\cdot\text{cm}$  a  $20 \Omega\cdot\text{cm}$ .

O esquema da Figura 3.1 ilustra todas as etapas do processo realizadas para obtenção das células solares bifaciais finas. Foram destacadas, em vermelho, as etapas do processo em que foram desenvolvidas as otimizações deste trabalho. O esquema da Figura 3.2 enfatiza a implementação das técnicas utilizadas que foram realizadas em cada etapa e a Figura 3.3 ilustra a estrutura  $n^+np^+$  dessas células solares (ZANESCO e MOEHLECKE, 2012).

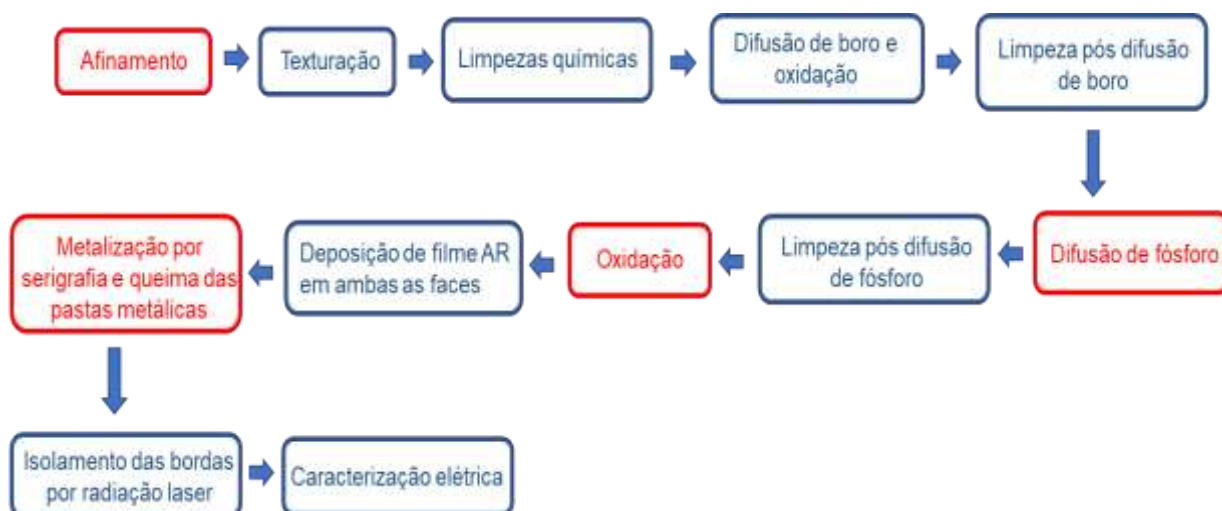


Figura 3.1. Esquema do processo de produção de células solares bifaciais finas desenvolvidas nesse trabalho.

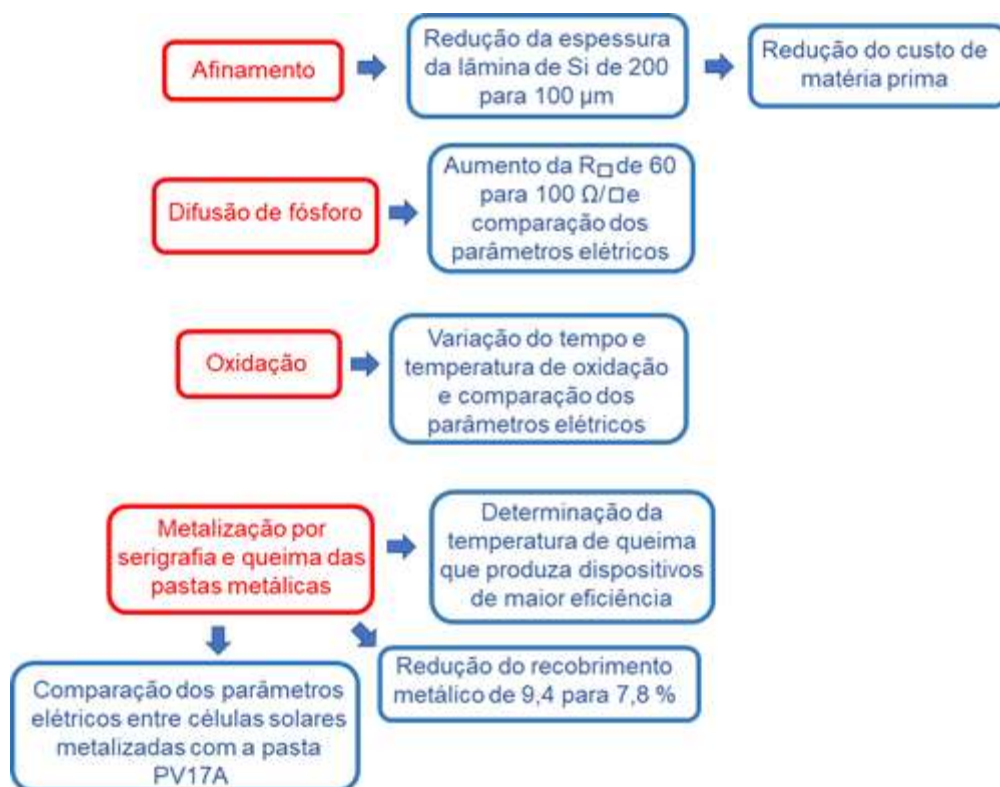


Figura 3.2. Esquema das etapas de otimização desenvolvidas nesse trabalho.

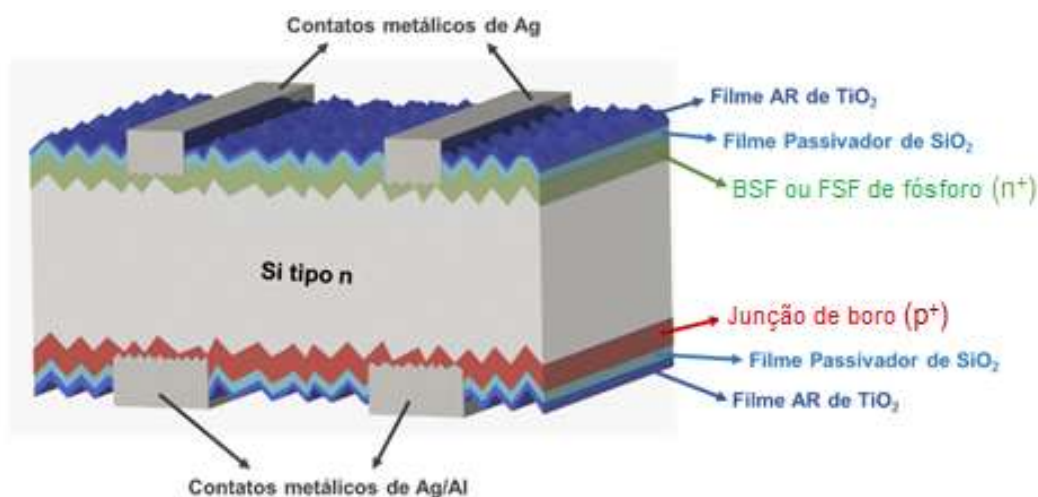


Figura 3.3. Célula solar com estrutura n+np+ desenvolvida nesse trabalho.

As lâminas foram afinadas por ataque químico constituído de água deionizada e hidróxido de potássio com temperatura controlada entre 80 °C e 90°C por um tempo superior a 20 minutos a fim de atingirem em torno de 120-130 μm de espessura. Uma amostra de uma lâmina fina foi clivada e analisada no microscópio eletrônico de varredura (MEV).

A seguir foi realizada a etapa de texturação, na qual as lâminas foram submetidas a um ataque anisotrópico, cuja velocidade de ataque é maior nos planos  $\{100\}$ , expondo os planos com orientação  $\{111\}$ . Este é um ataque químico exotérmico em solução de álcool isopropílico, água deionizada e hidróxido de potássio. Esse ataque químico tem como objetivo eliminar por volta de 20 a 30 micrômetros da superfície do material e, também, formar na superfície da lâmina, micropirâmides de base quadrada (Figura 3.4 (a)) com altura em torno de 5 a 7  $\mu\text{m}$ , com ângulos de  $54,74^\circ$  em relação aos planos  $\{100\}$  definidos pelas orientações dos planos do cristal (111), conforme ilustrado na Figura 3.4. (b). As pirâmides são responsáveis pela redução da refletância da lâmina de Si de 33 % para uma lâmina polida para 11 % em uma lâmina texturada.

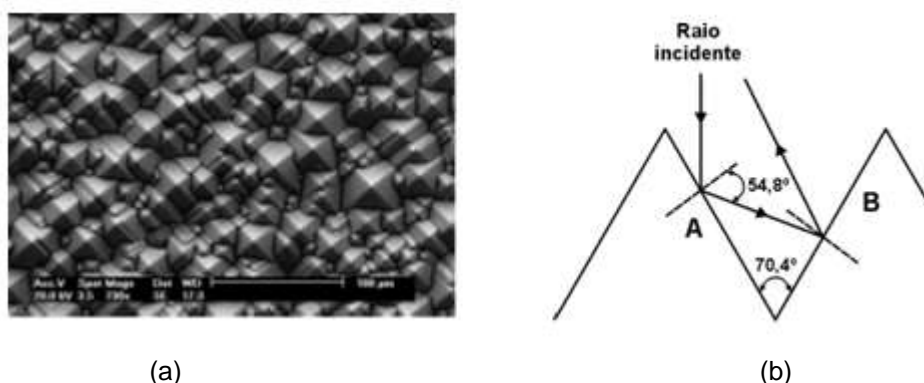


Figura 3.4. (a) Superfície de uma lâmina de silício texturada obtida no microscópio eletrônico de varredura e (b) esquema da reflexão de um raio solar normal em uma superfície de silício texturada.

A etapa de limpeza química é necessária para remover impurezas sem danificar ou modificar demasiadamente a superfície. Dessa forma, foi utilizada uma solução de ácido fluorídrico diluído e uma solução RCA-2, composta de água deionizada, ácido clorídrico (HCl) e peróxido de hidrogênio ( $\text{H}_2\text{O}_2$ ), na proporção de 5:1:1. As etapas de difusão utilizadas nesse trabalho são necessárias para formação da junção p-n e obtenção da estrutura  $n^+np^+$ . Conforme descrito no trabalho de Oates e Reehal (2018), tradicionalmente, na etapa de difusão, utilizam-se fontes de dopantes sólidas ou gasosas e fornos térmicos convencionais com tubo de quartzo. Entretanto, neste trabalho, utilizou-se uma fonte de dopante líquida para a difusão de boro, o *Polyboron* PBF20, e para a difusão de fósforo foi utilizado o oxiclreto de fósforo ( $\text{POCl}_3$ ).

A deposição do PBF20 foi realizada por *spin-on* na face posterior da lâmina de silício para formação da região p<sup>+</sup>. Essa etapa consiste em verter o líquido com boro no centro da superfície da lâmina, rotacioná-la a 1000 rpm por 30 s para espalhar o dopante, criando um filme fino do fluido na superfície. Após a deposição, foi realizada a evaporação dos solventes em uma estufa térmica a uma temperatura de 200 °C por 20 minutos. A seguir foi realizada a difusão de boro e oxidação em um forno convencional com tubo de quartzo a 970 °C e 900 °C, respectivamente (ZANESCO, MOEHLECKE, 2012; MOEHLECKE e ZANESCO, 2015). O processo de difusão de boro e oxidação na mesma etapa térmica foi realizado com base na patente intitulada “Processo de Difusão de Dopantes em Lâminas de Silício para a Fabricação de Células Solares”, número do pedido: BR 10 2012 030606 9 (ZANESCO e MOEHLECKE, 2021), concedida em 09/02/2021.

Após o processo de difusão de boro e oxidação, as lâminas foram submetidas à remoção do silicato de boro, que consiste em um ataque em HF e limpeza RCA-2. Para formação da região n<sup>+</sup> foi realizada a difusão de fósforo, também em um forno convencional com tubo de quartzo. Neste forno circulam gases como nitrogênio, oxigênio e há um recipiente com uma solução líquida de POCl<sub>3</sub>. Neste, as moléculas da solução são conduzidas pelo gás de arraste (N<sub>2</sub>) para a câmara de processamento, onde reagem com o oxigênio (O<sub>2</sub>) formando o composto pentóxido de fósforo (P<sub>2</sub>O<sub>5</sub>), que em contato com o silício e sob temperaturas adequadas proporciona a difusão do fósforo no volume do substrato, conforme as reações químicas 3.1 e 3.2 (BENTZEN, 2006):



A difusão de fósforo ocorreu nos primeiros lotes na temperatura de 845 °C durante 50 minutos (ZANESCO e MOEHLECKE, 2012; MOEHLECKE e ZANESCO, 2015) e, em outros lotes processados, a temperatura de difusão de fósforo utilizada foi a de 835 °C/ 50 minutos e de 855 °C com tempos de difusão de 30 e 50 minutos.

Após o processo de difusão de fósforo, as lâminas de Si passaram pela remoção do silicato de fósforo por ataque químico de ácido fluorídrico e limpeza RCA-

2 e após mediu-se a resistência de folha das lâminas em 13 pontos previamente estabelecidos de cada face, com o objetivo de avaliar a uniformidade da difusão dos dopantes. Para a face formada com o emissor de boro (região p<sup>+</sup>), o valor da resistência de folha em cada um dos 13 pontos deve ficar em um intervalo de 40 – 50  $\Omega/\square$ . Já para a face com fósforo, a resistência de folha em cada um dos 13 pontos medidos para a temperatura de difusão de 845 °C por 50 minutos é de 60 – 70  $\Omega/\square$ .

Também foram realizadas difusões de fósforo em lâminas de Si com temperaturas de 825, 835 e 855 °C e tempos de 50 e 30 minutos (ZANESCO e MOEHLECKE, 2016), com o objetivo de aumentar a resistência de folha da região n<sup>+</sup> para valores de 100  $\Omega/\square$ . Basher e colaboradores (2018) revelaram em seu trabalho que a resistência de contato, entre a camada semicondutora do silício e a pasta de metalização, aumenta na região n dopada com fósforo com a menor concentração de impurezas na superfície. Por outro lado, uma menor concentração de átomos de fósforo acarreta em menor recombinação na superfície e consequente aumento da corrente de curto-circuito. Por esta razão, a otimização do tempo de difusão de fósforo é obrigatória para obter resistência de contato efetiva e menor recombinação.

A etapa de oxidação térmica em forno convencional com tubo de quartzo, modelo Tystar, foi a etapa seguinte do processo, na qual o oxigênio gasoso reage com as ligações incompletas do silício na superfície da lâmina formando uma camada passivadora de SiO<sub>2</sub> em ambas faces da lâmina. Esse processo foi realizado com temperaturas de 800 °C por 15 e 45 minutos e 860 °C com tempo de 7 minutos (ZANESCO *et al.*, 2017; RAZERA, 2017).

A deposição do filme antirreflexo foi a etapa seguinte e, nela foi realizada a deposição do filme de TiO<sub>2</sub> por deposição física em fase vapor (PVD- *Physical Vapor Deposition*) com a utilização de uma evaporadora por feixe de elétrons BJD 2000, composta de um sistema de alto vácuo que possibilita obter pressões mínimas de até  $5 \times 10^{-8}$  torr. O TiO<sub>2</sub> em estado sólido é fundido por um feixe de elétrons e, ao evaporar, o dióxido de titânio deposita-se sob a superfície da lâmina de silício. A taxa de deposição do filme é monitorada por meio de um sensor de quartzo sendo que o processo de deposição é automatizado. Na face n<sup>+</sup>, dopada com fósforo, o filme AR foi depositado com espessura em torno de 25 nm e a face p<sup>+</sup> dopada com boro, o filme

antirreflexo de  $\text{TiO}_2$  foi depositado com espessura em torno de 55 nm (ZANESCO *et al.*, 2017; RAZERA, 2017).

Para formação de células solares bifaciais foi realizada a etapa de metalização com formação de contatos frontais e posteriores com o auxílio do equipamento denominado de *screen-printer*, que utiliza uma tela de serigrafia com uma imagem definida a ser reproduzida na célula solar, de acordo com o seu prévio dimensionamento, conforme ilustrado na Figura 3.5.

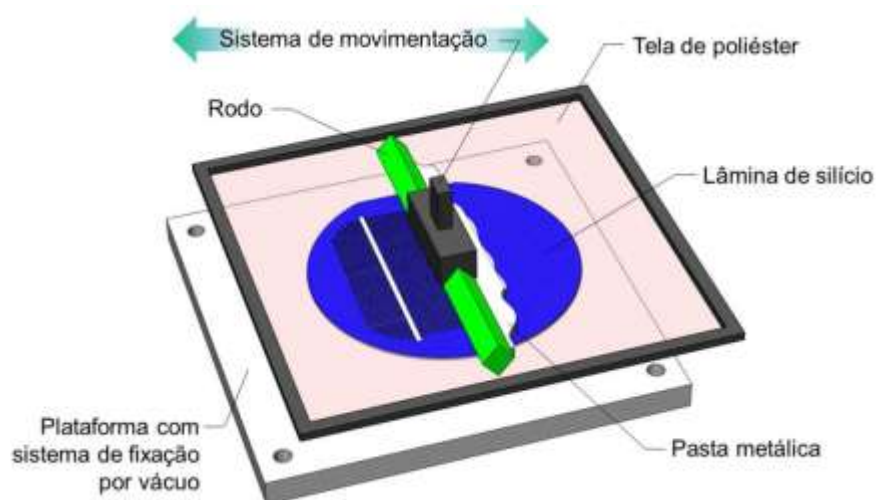


Figura 3.5. Esquema do processo de serigrafia para deposição de pasta metálica na lâmina de silício (GARCIA, 2016).

Para avaliar a eficiência e outros parâmetros elétricos dos dispositivos fabricados, usou-se uma malha de serigrafia com 35 trilhas e pasta de metalização a base de prata, a PV17A, da empresa Dupont, sobre a região do campo retrodifusor de fósforo, sob o emissor posterior de boro, utilizaram-se duas máscaras de metalização, uma com 35 trilhas e outra com 38 trilhas e uma pasta com prata e alumínio, PV3N1, também da empresa Dupont para formação dos contatos metálicos. Para secagem e queima das pastas metálicas de Ag/Al e Ag foi utilizado o forno de esteira da marca RTC. A pasta de Ag/Al foi seca a temperatura de 150 °C com velocidade da esteira de 33 cm/min. A pasta de Ag foi seca a uma temperatura de 300 °C e velocidade da esteira de 33 cm/min (ZANESCO e MOEHLECKE, 2012). Após a etapa de secagem das pastas metálicas, todas as células solares foram submetidas ao processo de queima com temperaturas de 820 a 890 °C e velocidade da esteira de 300 cm/min.

A última etapa de fabricação das células solares bifaciais finas de 100  $\mu\text{m}$  consistiu no corte a laser das mesmas, sendo necessário para obter o formato pseudoquadrado, com área de 61,58  $\text{cm}^2$ , bem como o isolamento das regiões dopadas. Desta forma, evita-se a fuga de corrente elétrica entre as faces e aumenta-se a resistência em paralelo. O sistema laser utilizado foi o da empresa US Laser Corporation, modelo 4000. As células solares fabricadas seguem, então, para a etapa de medição dos parâmetros elétricos, determinação de refletância e da resposta espectral bem como determinação do comprimento de difusão dos portadores de carga minoritários.

### **3.2. Parâmetros de Otimização de Células Solares Base n Bifaciais Finas de 100 $\mu\text{m}$ de Espessura**

As células solares base n bifaciais finas de 100  $\mu\text{m}$  desenvolvidas neste trabalho foram otimizadas conforme a descrição a seguir:

➤ Análise da queima das pastas metálicas em células solares base n bifaciais finas de 100  $\mu\text{m}$ , determinando a temperatura de queima que produz os dispositivos com maior eficiência. Diferentes temperaturas de queima (820 a 890  $^{\circ}\text{C}$ ) para células solares bifaciais finas sem deposição de filme antirreflexo de  $\text{TiO}_2$  sob a região do emissor  $\text{p}^+$  foram avaliadas no NT-Solar da PUCRS.

➤ Avaliação da redução do fator de recobrimento metálico na face dopada com boro e deposição de filme antirreflexo de  $\text{TiO}_2$ . Para essa etapa, foram utilizadas duas máscaras para metalização da face posterior das lâminas de silício, uma com 38 trilhas e outra com 35 trilhas. O objetivo foi verificar a melhora nos parâmetros elétricos com a deposição de um filme antirreflexo de  $\text{TiO}_2$  com espessura de 55  $\mu\text{m}$  por PVD e com a utilização de um menor número de trilhas na máscara de metalização, para diminuir o fator de recobrimento, de 9,4 % para 7,8 % e aumentar a incidência da radiação solar na célula solar na face  $\text{p}^+$ .

➤ Avaliação da etapa de passivação com  $\text{SiO}_2$  em células solares bifaciais finas de 100  $\mu\text{m}$ , variando o tempo e a temperatura de oxidação, e comparando os parâmetros elétricos obtidos. Na etapa de oxidação, trabalhou-se com a temperatura

de 800 °C nos tempos de 15 e 45 minutos e temperatura de 860 °C por 7 minutos. Essas temperaturas e tempos de oxidação foram otimizadas no trabalho de Razera (2017) para células solares monofaciais de 180-200  $\mu\text{m}$  e resultaram nos dispositivos de maior eficiência.

➤ Análise do aumento da resistência de folha da região  $n^+$  para 100  $\Omega/\square$  em células solares bifaciais finas de 100  $\mu\text{m}$ . A etapa de difusão de fósforo será realizada com base no trabalho desenvolvido por Zanesco e Moehlecke (2016) com temperaturas de difusão de 825 °C por 50 minutos, 835 °C por 50 minutos e 855 °C nos tempos de 30 e 50 minutos com o propósito de aumentar a resistência de folha para em torno de 100  $\Omega/\square$  e avaliar os resultados dos parâmetros elétricos das células solares fabricadas.

➤ Análise das células solares com maior eficiência pelas técnicas de LBIC (*Light beam induced current*) e de resposta espectral no intuito de compreender as fontes das diferenças em eficiência. Com a utilização da técnica de LBIC, foi possível obter a distribuição bidimensional do tempo de vida dos portadores de carga minoritários das células solares. Com a medida da resposta espectral quantificou-se a corrente elétrica gerada na célula solar em relação à irradiância solar monocromática incidente e calculou-se a eficiência quântica externa (EQE), que representa o número de pares elétron-lacuna que são produzidos e coletados na célula solar em comparação ao número de fótons incidentes. Com a utilização de uma esfera integradora no equipamento, foi possível realizar a medição da refletância espectral hemisférica e, assim, calcular a eficiência quântica interna (EQI), que representa a eficiência com que os fótons não transmitidos ou refletidos podem gerar pares elétron-lacuna coletáveis.

➤ Comparação dos resultados da célula solar fina  $n^+np^+$  com os de uma célula solar  $n^+pp^+$  fabricada com processo semelhante. A célula solar  $n^+pp^+$  utilizada na comparação de resultados possui espessura convencional, de 180  $\mu\text{m}$ , e foi fabricada em processo semelhante, com mesmas temperaturas e tempos de difusão, oxidação, deposição de filme antirreflexo e semelhante etapa de metalização.



➤ Avaliação da estabilidade da célula solar n<sup>+</sup>np<sup>+</sup> frente a irradiação solar. A célula solar de mais alta eficiência desenvolvida nesse trabalho foi colocada em um simulador solar e foi exposta a 1000 W/m<sup>2</sup> (espectro AM 1,5G), durante 330 min (5,5 h) com objetivo de analisar a degradação ou não do dispositivo por LID (*Light induced degradation*). Após cada 30 min, mediu-se a curva característica J-V.

### 3.3. Técnicas de Caracterização

#### 3.3.1. Microscopia Eletrônica de Varredura

O microscópio eletrônico de varredura (MEV) é um aparelho que pode fornecer rapidamente informações sobre a morfologia e identificação de elementos químicos de uma amostra sólida. A principal razão de sua utilidade é a alta resolução, melhor que 1 nm, o que permite aparência tridimensional da imagem das amostras. O princípio de funcionamento, na maioria dos instrumentos, consiste em utilizar, como fonte de elétrons, um filamento de tungstênio aquecido, operando numa faixa de tensões de aceleração de 1 a 50 kV. O feixe é acelerado pela alta tensão criada entre o filamento e o cátodo. Ele é, em seguida, focalizado sobre a amostra por uma série de três lentes eletromagnéticas com um spot menor que 4 nm. O feixe interagindo com a amostra produz elétrons e fótons que podem ser coletadas por detectores adequados e convertidas em um sinal de vídeo para formar as imagens (DEDAVID *et al.*, 2007).

Os metais e semicondutores são materiais adequados para a observação por microscopia eletrônica de varredura, pois são resistentes ao feixe eletrônico mesmo para tensões de aceleração de acima de 50 kV e as amostras não necessitam preparação específica, como no caso dos polímeros e materiais orgânicos. As amostras preparadas para microscopia óptica podem ser utilizadas diretamente no MEV desde que não contenham resinas (exceto as apropriadas para microscopia eletrônica) e que tenham dimensões compatíveis com o suporte metálico do MEV (DEDAVID *et al.*, 2007).

Para a análise lateral e superficial de duas amostras de lâminas de silício, uma afinada e outra afinada e texturada, utilizou-se o microscópio eletrônico de varredura

da PUCRS. As amostras foram clivadas, coladas em *stubs* e receberam apenas um jato de nitrogênio para retirada dos resíduos sólidos de manuseio antes de entrar no MEV.

### 3.3.2. Resistência de Folha e Perfil de Concentração de Impurezas

A resistência de folha ( $R_{\square}$ ) é normalmente expressa em  $\Omega/\square$  e nesse trabalho foi medida por meio da técnica de quatro pontas. Nesta, um cabeçote com quatro pontas está conectado a uma fonte de corrente elétrica controlada e a um voltímetro. As duas pontas mais externas aplicam uma corrente elétrica determinada previamente pela fonte na lâmina de Si. As outras duas pontas, mais internas, estão conectadas a um voltímetro para a medição da tensão elétrica do sistema. Neste trabalho, utilizou-se o equipamento da marca Signatone. A medida foi realizada em 13 regiões da face frontal da lâmina de silício com difusão de fósforo e em 13 regiões da face posterior com difusão de boro, e calculou-se a média e o desvio padrão para cada face da lâmina de Si.

Além de se obter a  $R_{\square}$ , é importante conhecer o perfil de concentração de dopantes em função da profundidade, permitindo a obtenção da concentração de dopantes em superfície e a profundidade de junção. Para essa análise utilizou-se o equipamento *Wafer Profiler CVP21 / Medidor de Perfis* (perfilômetro) que utiliza a técnica ECV (*electro chemical capacitance-voltage*). Nesta técnica, mede-se a capacitância de um dispositivo formado por eletrólito-semicondutor-contato metálico quando uma tensão elétrica contínua é aplicada. Um processo de ataque eletroquímico é realizado entre cada medida de capacitância, retirando uma camada de material semicondutor de, por exemplo, 0,05  $\mu\text{m}$ . Deste modo, a capacitância é medida em função da profundidade e esta é relacionada à concentração de portadores de carga na superfície em contato com o eletrólito (AHSAN; SCHRODER, 2005).

A medida de perfil foi realizada na região  $n^+$  dopada com fósforo difundido nas temperaturas de 825, 835, 845  $^{\circ}\text{C}$  com tempo de 50 minutos e na temperatura de 855  $^{\circ}\text{C}$  com tempo de difusão de 30 e 50 minutos. A região  $p^+$  dopada com boro também foi caracterizada e, em todas as lâminas, a difusão foi realizada com a temperatura de 970  $^{\circ}\text{C}$  (ZANESCO e MOEHLECKE, 2016). Para fins de avaliação da influência do

processo de oxidação no perfil de dopagem das lâminas de Si, foram medidos os perfis de impurezas em lâminas passivadas com SiO<sub>2</sub> obtido em processos a 845 °C por 45 minutos.

### 3.3.3. Comprimento de Difusão dos Portadores de Carga Minoritários

O equipamento WT-2000PV, da Semilab, foi utilizado para a medição da corrente de curto-circuito induzida por um feixe de radiação monocromática (LBIC - *light beam induced current*), utilizando-se quatro diferentes comprimentos de onda da radiação laser: 973 nm, 953 nm, 845 nm e 648 nm. A partir da medida da corrente de curto-circuito e da refletância da superfície, pode-se estimar o comprimento de difusão dos portadores de carga minoritários.

Um diodo laser, de comprimento de onda específico, produz radiação laser que incide sobre um ponto da célula solar colocada sobre uma plataforma. A corrente elétrica de curto-circuito ( $I_{sc}$ ) é medida, sendo que o diodo laser se movimenta sobre a plataforma, obtendo-se assim um diagrama bidimensional de corrente de curto-circuito. Quanto maior a  $I_{sc}$ , maior a geração/coleta de pares elétrons-lacunas e/ou menor é a recombinação destes portadores. O mapeamento por LBIC permite encontrar defeitos pontuais ou regiões de alta recombinação.

Quando se utilizam diodos laser com diferentes comprimentos de onda e se determina a corrente elétrica produzida pela irradiância de cada laser e a refletância da superfície, pode-se calcular a eficiência quântica interna (EQI) e estimar o comprimento de difusão, conforme mostra a Figura 3.6. O comprimento de difusão dos portadores minoritários ( $L_D$ ) é estimado pela intersecção da reta com o eixo x, que corresponde ao inverso do coeficiente de absorção ( $\alpha$ ) (SCHRODER, 1998).

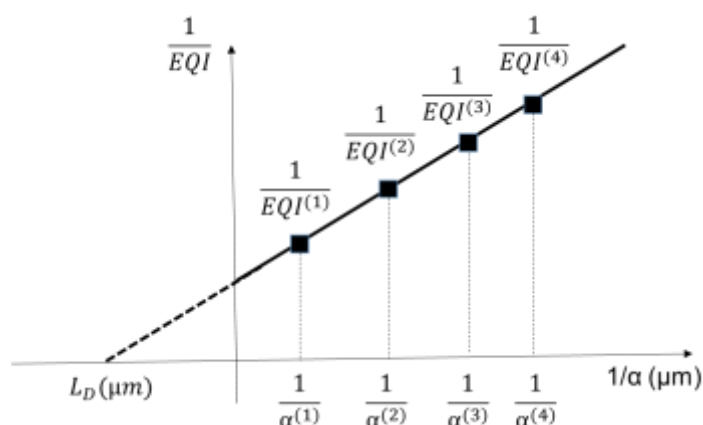


Figura 3.6. Relação entre o inverso da eficiência quântica interna (EQI) e o inverso do coeficiente de absorção ( $\alpha$ ) da célula solar para cada feixe laser incidente (índices 1, 2, 3 e 4).

### 3.3.4. Parâmetros Elétricos

Foi utilizado um simulador solar para a medição dos parâmetros elétricos e obtenção da curva da densidade de corrente elétrica em função da tensão elétrica aplicada (J-V), que é o principal método para a caracterização elétrica de células solares. Utilizou-se o equipamento fabricado pela empresa PET – *Photo Emission Tech.*, Inc modelo CT150AAA. A célula solar foi posicionada na base onde o contato elétrico entre esta e o equipamento foi estabelecido. O dispositivo foi iluminado utilizando uma lâmpada de xenônio enquanto uma diferença de potencial foi aplicada e a corrente elétrica produzida pelo dispositivo foi medida. As condições padrão para caracterização de células solares de uso terrestre são: irradiância de  $1000 \text{ W/m}^2$ , espectro AM 1,5G e temperatura de operação de  $25 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Como resultado da caracterização, obtém-se curva J-V conforme ilustrado na Figura 3.7 e os seguintes parâmetros elétricos:

- Tensão de circuito aberto ( $V_{OC}$ );
- Corrente de curto-circuito ( $I_{SC}$ );
- Densidade de corrente de curto-circuito ( $J_{SC}$ );
- Tensão no ponto de máxima potência ( $V_{MP}$ );
- Corrente no ponto de máxima potência ( $I_{MP}$ );
- Potência no ponto de máxima potência ( $P_{MP}$ );
- Fator de forma (FF);

- Eficiência ( $\eta$ ).

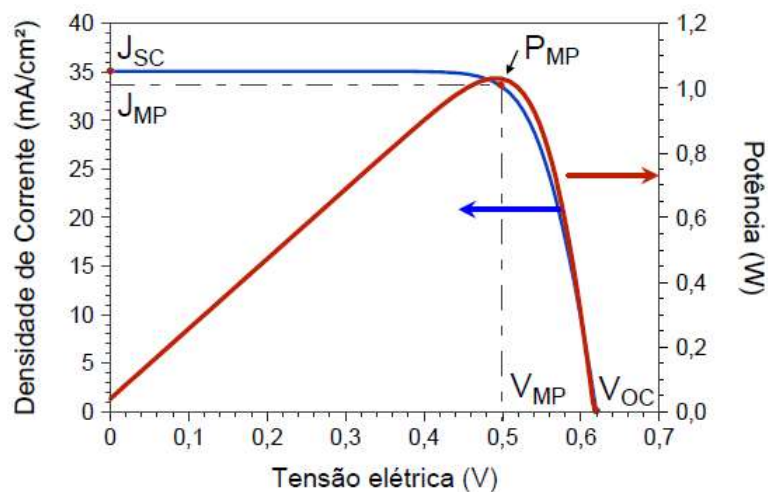


Figura 3.7. Curva característica J-V e P-V de uma célula solar de Si com área de 61,58 cm<sup>2</sup>.

A  $V_{OC}$  é determinada quando a corrente no dispositivo é nula e a  $I_{SC}$  é aquela correspondente ao ponto onde a tensão no dispositivo é igual à zero. A corrente elétrica é um parâmetro que depende da área do dispositivo, de modo que para eliminar esta dependência, a densidade de corrente de curto-circuito ( $J_{SC}$ ) e a densidade de corrente no ponto de máxima potência ( $J_{MP}$ ) são comumente utilizadas na comparação de células solares. A  $J_{SC}$  corresponde à razão entre a  $I_{SC}$  e a área do dispositivo e a  $J_{MP}$  corresponde à razão entre a  $I_{MP}$  e a área do dispositivo.

Uma aproximação para a  $I_{SC}$  pode ser dada pela Equação 3.3, considerando uma superfície perfeitamente passivada e uma geração uniforme de portadores de carga:

$$I_{SC} = q \cdot G \cdot (L_n + L_p) \quad (3.3)$$

Onde  $q$  é a carga do elétron,  $G$  é a taxa de geração de portadores de carga (elétrons e lacunas) e  $L_p$  e  $L_n$  são, respectivamente, os comprimentos de difusão das lacunas e elétrons (BOWDEN E HONSBURG)

A razão entre a multiplicação do  $V_{MP}$  pelo  $I_{MP}$  e a multiplicação da  $I_{SC}$  pela  $V_{OC}$  é expressa por meio do fator de forma, FF, conforme a Equação 3.4:

$$FF = \frac{V_{MP}}{V_{OC}} \cdot \frac{I_{MP}}{I_{SC}} \quad (3.4)$$

O fator de forma é afetado diretamente pela resistência em série e em paralelo. Valores baixos da resistência em paralelo ocasionam a redução da potência em virtude das fugas de corrente incidindo diretamente na  $V_{OC}$ . Valores elevados da resistência em série reduzem a potência e o valor da  $I_{SC}$ .

O principal parâmetro para a avaliação de um dispositivo é a eficiência, pois essa indica o percentual de energia solar que foi convertida em energia elétrica. A  $\eta$  é calculada em função da  $I_{SC}$ ,  $V_{OC}$  e  $FF$  como expressa a Equação 3.5:

$$\eta = \frac{I_{SC} \cdot V_{OC} \cdot FF}{G \cdot A} \cdot 100 \% \quad (3.5)$$

Os parâmetros  $A$  e  $G$  correspondem respectivamente à área da célula e à irradiância solar incidente, cujo padrão é de  $1000 \text{ W/m}^2$ , com espectro solar AM1,5G.

As incertezas nas medidas de  $I_{SC}$ ,  $V_{OC}$ ,  $FF$  e  $\eta$  utilizando o equipamento CT150AAA são de 0,6 %, 0,06 %, 0,2 % e 0,6 %, respectivamente (LY *et al.*, 2019). A maior incerteza está na medida de corrente elétrica, pois depende da irradiância do simulador. Para se ter uma ideia do valor absoluto, para uma  $J_{SC}$  de  $33 \text{ mA/cm}^2$ , a incerteza absoluta seria de  $0,2 \text{ mA/cm}^2$ ; para uma eficiência de 15 %, a incerteza absoluta seria de 0,1 %. Convém comentar que estas incertezas estão associadas ao equipamento, sendo que não está considerada a incerteza advinda da calibração com células de referência, que poderia incrementar a incerteza.

### 3.3.5. Eficiência Quântica Interna

A eficiência quântica é calculada a partir da medição da resposta espectral (RE), sendo esta definida como a corrente elétrica gerada por um dispositivo fotovoltaico em relação à irradiância solar monocromática incidente. O equipamento utilizado para a medição da resposta espectral das células solares foi o modelo PVE300, fabricado pela empresa Bentham. Este aparelho opera com duas fontes de iluminação, sendo uma lâmpada de xenônio e uma lâmpada halógena, conectadas a

um monocromador. A medição pode ser realizada no intervalo de comprimento de onda de 300 nm a 1100 nm.

A partir da resposta espectral obteve-se a eficiência quântica externa, que representa o número de pares elétron-lacuna que são produzidos e coletados na célula solar em comparação ao número de fótons incidentes. A Equação 3.6 expressa a relação entre a resposta espectral medida e a eficiência quântica externa (EQE).

$$RE = \frac{q \cdot \lambda}{h \cdot c} \cdot EQE \quad (3.6)$$

Onde  $q$  é a carga do elétron,  $\lambda$  é o comprimento de onda da radiação incidente,  $h$  é a constante de Planck e  $c$  é a velocidade da luz no vácuo. A resposta espectral é dada em A/W.

Com a utilização de uma esfera integradora é possível também realizar a medição da refletância espectral hemisférica e, deste modo, pode-se calcular a eficiência quântica interna (EQI), que representa a eficiência com que os fótons não transmitidos ou refletidos podem gerar pares elétron-lacuna coletáveis. A EQI é expressa pela Equação 3.7, na qual  $\rho_r$  é a refletância da zona não coberta por metal e  $F_s$  é o fator de sombra.

$$EQI(\lambda) = \frac{EQE(\lambda)}{(1 - \rho_r(\lambda)) \cdot (1 - F_s)} \quad (3.7)$$

Após a etapa de caracterização dos parâmetros elétricos dos dispositivos, selecionaram-se as células solares que apresentaram as maiores eficiências em cada etapa de otimização investigada nesse trabalho para medição da resposta espectral para calcular a eficiência quântica externa e, mediu-se também a refletância dessas mesmas células solares para calcular a eficiência quântica interna para posterior avaliação e comparação dos resultados obtidos.

## 4. RESULTADOS E ANÁLISE

### 4.1. Análise das Lâminas de Silício Finas por MEV

A primeira amostra analisada foi afinada após passar por ataque químico em uma solução de KOH com redução da espessura de cerca de 80  $\mu\text{m}$ , passando de 200 para 120  $\mu\text{m}$ , conforme ilustrado na Figura 4.1. Na referida imagem é possível observar a formação de estruturas de base quadrada na superfície, pois o processo de afinamento baseado em KOH, mesmo em alta concentração, é anisotrópico.

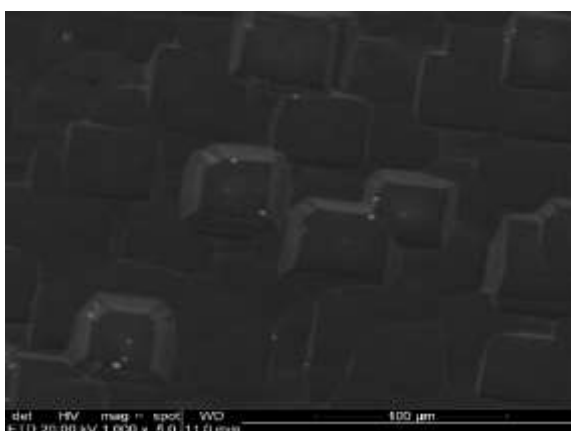


Figura 4.1. Superfície de uma lâmina de silício afinada obtida no microscópio eletrônico de varredura.

Já a outra amostra medida foi de uma lâmina de silício afinada e texturada que após passar pela solução de KOH para o afinamento foi imersa em uma solução de KOH e álcool isopropílico para formação das micropirâmides, obtendo-se assim, espessura final em torno de 100  $\mu\text{m}$ . A Figura 4.2 ilustra a imagem dessa lâmina obtida no microscópio eletrônico de varredura. A textura obtida sobre lâminas previamente afinadas é similar à obtida em lâminas com superfície “as cut” utilizadas na fabricação de células solares com espessura convencional.



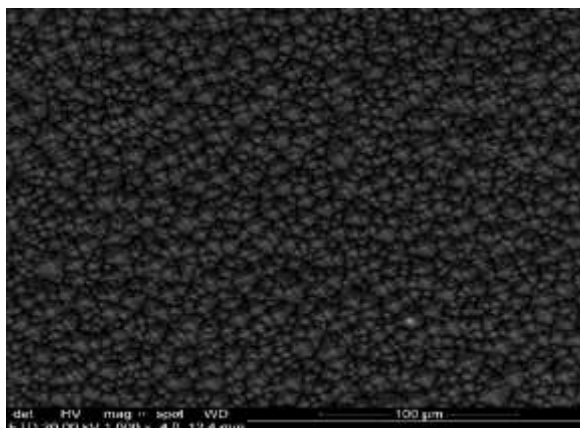


Figura 4.2. Superfície de uma lâmina de silício afinada e texturizada obtida no microscópio eletrônico de varredura.

#### 4.2. Análise da Queima das Pastas Metálicas em Células Solares Bifaciais Finas

A Tabela 4.1 apresenta os resultados médios dos parâmetros elétricos dos dispositivos obtidos com as temperaturas de queima de 820 a 890 °C, sem deposição de filme antirreflexo de TiO<sub>2</sub> na região p<sup>+</sup> e processadas com malha metálica de 38 trilhas na região p<sup>+</sup>.

Tabela 4.1. Média dos parâmetros elétricos de células solares bifaciais finas sem deposição de filme antirreflexo de TiO<sub>2</sub> na região p<sup>+</sup> processadas com temperatura de queima das pastas metálicas de 820 a 890 °C.

Estrutura / Iluminação	N° de Células	T <sub>Queima</sub> (°C)	Voc (mV)	Jsc (mA/cm <sup>2</sup> )	FF	η(%)
<b>p<sup>+</sup>nn<sup>+</sup></b> <b>Boro</b>	3	820	588,6 ± 1,7	27,4 ± 0,9	0,66 ± 0,07	10,7 ± 1,5
	2	830	585,1 ± 3,5	26,6 ± 1,2	0,73 ± 0,01	11,3 ± 0,6
	6	840	584,5 ± 5,0	27,8 ± 1,4	0,73 ± 0,03	11,7 ± 0,7
	8	850	584,4 ± 1,9	28,4 ± 1,1	0,74 ± 0,01	12,4 ± 0,5
	6	860	582,5 ± 2,8	28,5 ± 1,6	0,74 ± 0,01	12,3 ± 0,9
	6	870	575,6 ± 1,9	27,8 ± 0,7	0,72 ± 0,01	11,5 ± 0,2
	4	880	568,7 ± 2,7	27,4 ± 0,3	0,69 ± 0,01	10,7 ± 0,4
	4	890	565,0 ± 4,0	27,3 ± 0,3	0,69 ± 0,02	10,6 ± 0,4
<b>n<sup>+</sup>np<sup>+</sup></b> <b>Fósforo</b>	3	820	594,0 ± 6,1	34,1 ± 1,5	0,69 ± 0,06	14,0 ± 1,9
	2	830	587,3 ± 13,3	33,6 ± 1,8	0,68 ± 0,10	13,5 ± 2,2
	6	840	592,7 ± 4,4	34,0 ± 0,9	0,73 ± 0,02	14,8 ± 0,6
	8	850	591,2 ± 1,6	32,9 ± 1,7	0,73 ± 0,02	14,3 ± 0,9
	6	860	589,5 ± 1,3	32,2 ± 3,4	0,73 ± 0,01	14,0 ± 1,5
	6	870	583,8 ± 0,3	34,1 ± 0,6	0,73 ± 0,01	14,7 ± 0,3
	4	880	576,9 ± 2,3	33,7 ± 0,3	0,70 ± 0,02	13,6 ± 0,5
	4	890	572,6 ± 3,6	33,4 ± 0,2	0,70 ± 0,02	13,4 ± 0,3

Na Tabela 4.1, observa-se que dentre as temperaturas de queima testadas para as células solares bifaciais finas, a temperatura de 840 °C foi a temperatura em que se obteve a maior eficiência média para iluminação pela região n<sup>+</sup>, dopada com fósforo, sendo de (14,8 ± 0,6) %, e que a temperatura de 820 °C foi a temperatura na qual a tensão de circuito aberto atingiu o maior valor, de (594,0 ± 6,1) mV.

A temperatura de queima que produziu os dispositivos com maior eficiência média, com a iluminação pela face dopada com boro, foi a de 850 °C, atingindo-se a eficiência média de (12,4 ± 0,5) %. Temperaturas de queima acima de 860 °C provocaram redução em todos os parâmetros elétricos das células solares com iluminação pela região p<sup>+</sup> dopada com boro. A Tabela 4.2 apresenta os parâmetros elétricos da célula solar com maior eficiência processada para cada temperatura de queima testada.

Tabela 4.2. Parâmetros elétricos da célula solar com maior eficiência e processada com a máscara de metalização de 38 trilhas para cada temperatura de queima testada.

Estrutura / Iluminação	T <sub>Queima</sub> (°C)	Voc (mV)	Jsc (mA/cm <sup>2</sup> )	FF	η(%)
<b>p<sup>+</sup>nn<sup>+</sup></b> <b>Boro</b>	820	592,3	29,3	0,74	12,9
	830	587,7	28,8	0,75	12,7
	840	589,6	28,9	0,75	12,8
	850	583,4	29,9	0,75	13,0
	860	584,4	31,0	0,76	13,7
	870	575,3	28,1	0,73	11,8
	880	592,7	27,7	0,70	11,0
	890	569,5	27,1	0,70	10,9
<b>n<sup>+</sup>np<sup>+</sup></b> <b>Fósforo</b>	820	600,0	35,2	0,75	15,7
	830	594,6	34,3	0,75	15,3
	840	594,9	35,5	0,75	15,9
	850	593,0	35,4	0,75	15,8
	860	591,6	34,8	0,75	15,3
	870	585,3	34,6	0,73	14,9
	880	579,2	34,0	0,71	14,0
	890	576,7	33,3	0,72	13,8

A partir dos resultados apresentados na Tabela 4.2, observa-se que, assim como na Tabela 4.1, a temperatura de 840 °C foi a que apresentou o melhor resultado de eficiência para iluminação pela face dopada com fósforo, de 15,9 %, obtido principalmente a partir do maior valor de densidade de corrente de curto-circuito, de 35,5 mA/cm<sup>2</sup>. O melhor resultado de eficiência para a iluminação pela região p<sup>+</sup> foi

obtido com a temperatura de queima de 860 °C atingindo eficiência de 13,7 %. Essa mesma célula solar também apresentou o maior valor de fator de forma, de 0,76 e o maior valor de densidade de corrente de curto-circuito, de 31,0 mA/cm<sup>2</sup>.

A Figura 4.3 ilustra os resultados obtidos das Tabelas 4.1 e 4.2, de eficiência em função da temperatura de queima onde, (a) mostra os resultados com iluminação pela face dopada com fósforo e (b) com iluminação pela face dopada com boro. Ao analisar a Figura 4.3 (a) observa-se que a temperatura de queima de 840 °C mostrou-se a mais adequada para essa região onde, a eficiência média dos dispositivos e a célula solar mais eficiente atingiram os maiores valores. Já essa mesma temperatura de queima na Figura 4.3 (b) não apresentou o mesmo resultado, visto que a maior eficiência média para o emissor p<sup>+</sup> foi obtida em 850 °C e a célula solar mais eficiente foi obtida com temperatura de queima de 860 °C.

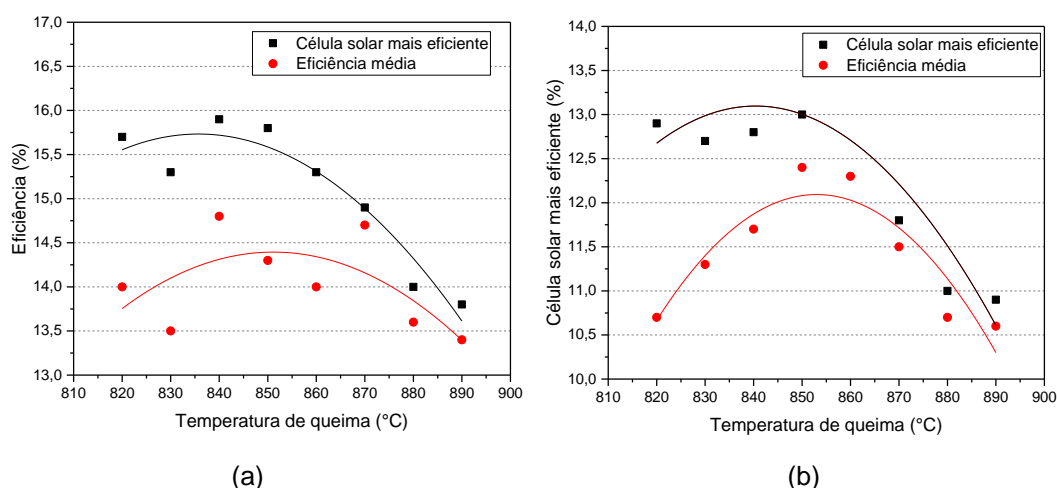


Figura 4.3. Curvas de eficiência média e célula solar mais eficiente (a) iluminada pela face dopada com fósforo e (b) iluminada pela face dopada com boro em função da temperatura de queima.

Observa-se também, em ambas as Figuras 4.3, que os valores de eficiência média e da célula solar mais eficiente apresentaram uma diferença significativa entre ambas as faces, tanto para valores médios como os das células solares com maior eficiência. Isso pode ser justificado pela ausência do filme AR na face p<sup>+</sup> e pela passivação da superfície da região p<sup>+</sup>, que é menos eficiente do que a passivação da superfície da região n<sup>+</sup>.

Pelos resultados obtidos, pode-se supor que a temperatura mais adequada para a produção de células solares bifaciais finas deve estar no intervalo entre 840 °C e 850 °C.

#### **4.3. Avaliação da Redução do Fator de Recobrimento Metálico da Região p<sup>+</sup> e da Deposição do Filme Antirreflexo no Emissor p<sup>+</sup>**

A partir da análise dos resultados de eficiência para as temperaturas de queima de 820 a 890 °C optou-se em testar a máscara de metalização de 35 trilhas sob a região p<sup>+</sup> dopada com boro somente nas temperaturas de queima de 820, 830 e 840 °C. As duas primeiras temperaturas de queima foram escolhidas, não porque apresentaram a maior eficiência, mas por terem apresentado os maiores valores de  $V_{oc}$  comparado com os valores obtidos nas temperaturas de queima acima de 850 °C. Valores baixos de tensão de circuito aberto indicam maior recombinação de portadores de carga minoritários. Uma malha metálica de menor área poderá reduzir a recombinação na superfície da região p<sup>+</sup> bem como propiciar uma maior absorção de radiação solar, o que acarreta no aumento da eficiência do dispositivo solar quando iluminado pela região dopada com boro (p<sup>+</sup>).

A Tabela 4.3 mostra os resultados dos parâmetros elétricos médios das células solares processadas com deposição de filme antirreflexo de TiO<sub>2</sub> na face dopada com boro e formação dos contatos metálicos dessa mesma região com a utilização da máscara de metalização com fator de recobrimento de 7,8 % (35 trilhas) nas temperaturas de queima mencionadas anteriormente.

A partir dos resultados obtidos na Tabela 4.3 observa-se que, para a face com campo retrodifusor n<sup>+</sup>, a temperatura de queima de 840 °C foi a temperatura que permitiu a fabricação dos dispositivos com a eficiência média mais alta, de (15,6 ± 0,3) % seguida pela temperatura de queima de 830 °C, cujos valores dos parâmetros elétricos analisados obtiveram valores muito semelhantes aos parâmetros elétricos da temperatura de queima de 840 °C. Para o emissor p<sup>+</sup> (dopado com boro), a temperatura de queima de 820 °C foi a que apresentou valores de parâmetros elétricos levemente maiores dentre as três temperaturas de queima testadas. A Tabela 4.4

ilustra os parâmetros elétricos da célula solar com maior eficiência processada em cada uma das três temperaturas de queima testadas.

Tabela 4.3. Parâmetros elétricos médios de células solares processadas com malha de metalização de 35 trilhas sobre a região p<sup>+</sup> e queima nas temperaturas de 820 °C a 840 °C.

Estrutura / Iluminação	Nº de células	T <sub>Queima</sub> (°C)	Voc (mV)	Jsc (mA/cm <sup>2</sup> )	FF	η(%)
p <sup>+</sup> nn <sup>+</sup> Boro	3	820	593,5 ± 5,6	32,4 ± 1,1	0,72 ± 0,01	13,8 ± 0,5
	3	830	592,2 ± 5,1	31,1 ± 2,2	0,74 ± 0,01	13,6 ± 1,1
	3	840	592,9 ± 4,4	31,3 ± 2,2	0,74 ± 0,01	13,7 ± 1,0
n <sup>+</sup> np <sup>+</sup> Fósforo	3	820	596,3 ± 5,7	35,0 ± 0,6	0,720 ± 0,001*	15,1 ± 0,2
	3	830	596,6 ± 4,0	35,3 ± 0,1	0,74 ± 0,01	15,5 ± 0,2
	3	840	596,1 ± 5,6	35,3 ± 0,7	0,74 ± 0,01	15,6 ± 0,3

\*Para este FF médio, o desvio padrão da média foi menor que a incerteza devida a técnica de medição e colocou-se o valor relativo à técnica (0,2 % da medida).

Tabela 4.4. Tabela 4.4. Parâmetros elétricos da melhor célula solar processada para as temperaturas de queima de 820, 830 e 840 °C.

Estrutura / Iluminação	T <sub>Queima</sub> (°C)	Voc (mV)	Jsc (mA/cm <sup>2</sup> )	FF	η(%)
p <sup>+</sup> nn <sup>+</sup> Boro	820	596,9	33,5	0,74	14,6
	830	594,8	33,6	0,74	14,8
	840	595,6	33,7	0,74	14,8
n <sup>+</sup> np <sup>+</sup> Fósforo	820	600,5	35,7	0,74	15,8
	830	600,9	35,2	0,75	16,0
	840	601,8	35,4	0,75	16,1

A Tabela 4.4 indica que das três temperaturas de queima testadas, a de 840 °C foi a que produziu a célula solar com maior eficiência na face dopada com fósforo, apresentando uma Voc de 601,8 mV. Para a face dopada com boro, ambas as temperaturas de queima, de 830 °C e 840 °C produziram dispositivos de 14,8 % de eficiência.

A Figura 4.4 resume a eficiência dos dispositivos em função da temperatura de queima das pastas metálicas, sendo a Figura 4.4 (a) para iluminação pela região n<sup>+</sup> (com fósforo) e a Figura 4.4 (b) para iluminação pela região p<sup>+</sup> dopada com boro. Observa-se que os dispositivos com maior eficiência em ambas as regiões foram obtidos com a temperatura de queima de 840 °C. Com relação à eficiência média, na

face com iluminação pela região  $n^+$ , a temperatura de queima de 840 °C foi a temperatura na qual se obtiveram os dispositivos com maior eficiência, com um valor médio de 15,6 %. Para a face com iluminação pela região  $p^+$  a maior eficiência média foi de 13,8 %, obtida com a temperatura de queima de 820 °C seguida pela temperatura de queima de 840 °C, onde a média da eficiência foi de 13,7 %.

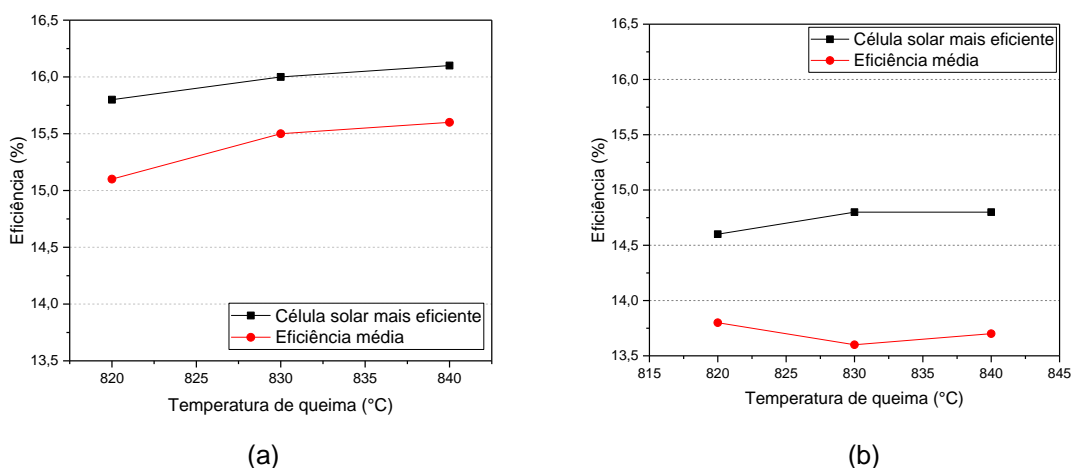


Figura 4.4. Eficiência média da célula solar com maior eficiência (a) iluminada pela região  $n^+$  e (b) iluminada pela região  $p^+$  em função da temperatura de queima de 820, 830 e 840 °C.

Ao comparar as duas malhas metálicas usadas na face posterior, uma com fator de recobrimento de 9,4 % e outra com fator de recobrimento de 7,8 %, constatou-se que a máscara com menor fator de recobrimento permitiu a obtenção dos dispositivos de maior eficiência e que a temperatura de queima de 840 °C é a mais adequada na fabricação desses dispositivos. Utilizando a máscara de metalização de 35 trilhas, a região  $p^+$  de boro atingiu 14,8 % contra 12,8 % utilizando a máscara de metalização de 38 trilhas, para a temperatura de queima de 840 °C. Cabe comentar que uma parte substancial deste aumento é devido a menor refletância da superfície  $p^+$  com filme AR.

Ocorreu também um aumento na eficiência para a iluminação pela região  $n^+$  com a redução de três trilhas metálicas na máscara de metalização do emissor de boro, atingindo-se o valor médio de 15,6 % contra 14,8 %, ambas com temperatura de queima das pastas metálicas de 840 °C. Esta diminuição na área de metalização proporcionou uma diferença de 6 mV na tensão de circuito aberto das células solares com maior eficiência, mostrando uma redução na recombinação de portadores de carga minoritários.

#### 4.4. Análise da Etapa de Passivação de SiO<sub>2</sub> em Células Solares Bifaciais Finas de 100 µm

Após a otimização da malha metálica e das temperaturas de queima, realizaram-se variações no tempo e na temperatura de oxidação com o objetivo de avaliar os resultados dos parâmetros elétricos das células solares processadas. Nessa etapa, considerou-se também a temperatura de queima das pastas metálicas de 830 e 840 °C que, conforme visto anteriormente, foram as que produziram os dispositivos de maior eficiência com a máscara de metalização de 35 trilhas.

Em trabalho anterior concluiu-se que a temperatura de 800 °C e tempo de 45 minutos permitiu a obtenção de células solares de 200 µm de espessura com maior eficiência, de 15,9 %,  $V_{oc}$  de 604,2 mV,  $J_{sc}$  de 33,4 mA/cm<sup>2</sup> e FF de 0,790. Outros valores de tempo e temperatura de oxidação foram testados e as oxidações a 800 °C durante 15 minutos e 860 °C por 7 minutos resultaram na fabricação de dispositivos de semelhante eficiência (RAZERA, 2017). Dessa forma, optou-se por trabalhar com essas mesmas temperaturas e tempos de oxidação em lâminas de silício finas de 100 µm de espessura.

A Tabela 4.5 ilustra a média dos parâmetros elétricos das células solares processadas para cada temperatura e tempo de oxidação, bem como para temperaturas de queima de 830 °C e 840 °C.

A partir dos resultados da Tabela 4.5, verificou-se que na temperatura de oxidação de 800 °C e tempo de oxidação de 15 minutos processaram-se células solares com eficiências médias inferiores às de células solares processadas com o tempo 45 minutos, para iluminação pelas faces dopadas com P e B, sendo essa diferença de eficiência média de até 3,3 % absolutos para iluminação pela face n<sup>+</sup> e de até 1,3 % para a iluminação pela face p<sup>+</sup>. Esta diferença é devida principalmente ao aumento na  $V_{oc}$  de até 37,5mV na região n<sup>+</sup> e de 32,7mV para a região p<sup>+</sup> das células solares processadas com tempo de oxidação de 45 minutos com temperatura de queima das pastas de metalização de 830 °C. Para  $T_{Queima} = 840$  °C, as diferenças

em  $V_{oc}$  foram menores segundo o tempo de oxidação: 20 mV para iluminação pela região  $n^+$  e 16 mV para iluminação pela região  $p^+$ .

Tabela 4.5. Média dos parâmetros elétricos de células solares processadas com diferentes tempos e temperaturas de oxidação e temperaturas de queima de 830 e 840 °C.

Estrut. / Ilumin.	$T_{oxidacao}$ (°C)	Tempo (min)	$T_{QUEIMA}$ (°C)	Nº de células solares	$V_{oc}$ (mV)	$J_{sc}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	FF	$\eta$ (%)
<b>p<sup>+</sup>nn<sup>+</sup></b> <b>Boro</b>	800	15	830	2	566,4 ± 3,0	31,1 ± 0,1	0,76 ± 0,01	13,3*
			840	2	581,9 ± 13,0	31,6 ± 0,3	0,75 ± 0,01	13,8 ± 0,6
		45	830	4	599,1 ± 1,6	32,8 ± 0,3	0,75 ± 0,01	14,6 ± 0,2
			840	3	598,0 ± 1,6	32,2 ± 0,3	0,75 ± 0,01	14,5 ± 0,1
	860	7	830	2	596,6 ± 5,4	32,1 ± 0,1	0,75 ± 0,01	14,4 ± 0,1
			840	2	569,7 ± 21,7	31,1 ± 0,4	0,72 ± 0,1	12,8 ± 0,3
<b>n<sup>+</sup>np<sup>+</sup></b> <b>Fósforo</b>	800	15	830	2	563,5 ± 3,4	29,0 ± 0,6	0,76 ± 0,01	12,4 ± 0,3
			840	2	581,4 ± 13,8	31,9 ± 1,3	0,76 ± 0,01	14,1 ± 1,0
		45	830	4	601,0 ± 1,2	35,1 ± 0,8	0,75 ± 0,01	15,7 ± 0,3
			840	3	601,4 ± 1,8	34,6 ± 0,7	0,75 ± 0,01	15,7 ± 0,4
	860	7	830	2	597,5 ± 5,8	34,1 ± 0,7	0,75 ± 0,01	15,3 ± 0,5
			840	2	566,6 ± 26,7	29,1 ± 5,6	0,72 ± 0,01	11,9 ± 2,0

Comparando a temperatura de queima para cada tempo de oxidação, observa-se que para o tempo de 15 minutos, a temperatura de queima de 840 °C permitiu a fabricação de dispositivos de maior eficiência média para a iluminação pela face  $n^+$ , de (14,1 ± 1,0) % e para iluminação pela face  $p^+$  de (13,8 ± 0,6) % contra (12,4 ± 0,3) % de eficiência média para a iluminação pela face  $n^+$  e 13,3 % para a iluminação pela face  $p^+$  na temperatura de queima de 830 °C. Em oxidações de 45 minutos, ambas temperaturas de queima, de 830 e 840 °C, fabricaram dispositivos de semelhante eficiência e demais parâmetros elétricos.

Para a temperatura de oxidação de 860 °C e 7 minutos, a temperatura de queima de 830 °C foi a que produziu os dispositivos solares com maior eficiência média e, com a temperatura de queima de 840 °C a eficiência média reduziu em até 3,4 % absolutos para a iluminação pela face  $n^+$  e de 1,6 % para iluminação pela face  $p^+$ .

Comparando agora as duas temperaturas de oxidação testadas, verifica-se que a temperatura de 800 °C com tempo de 45 minutos permitiu a fabricação dos dispositivos com os mais altos parâmetros elétricos médios, ficando a eficiência média para a iluminação pela face  $n^+$  com fósforo de 0,4 % e de 0,2 % absoluto para a



iluminação pela face p<sup>+</sup> com boro mais altas que para a eficiência média dos mesmos dispositivos oxidados a 860 °C.

A Tabela 4.6 ilustra os parâmetros elétricos das células solares com maior eficiência processada para cada temperatura e tempo de oxidação, bem como para temperaturas de queima de 830 e 840 °C.

Tabela 4.6. Parâmetros elétricos da célula solar com maior eficiência processada para diferentes tempos e temperaturas de oxidação, com temperaturas de queima de 830 e 840 °C.

Estrutura / Iluminação	T <sub>oxidação</sub> (°C)	Tempo (min)	T <sub>QUEIMA</sub> (°C)	Voc (mV)	Jsc (mA/cm <sup>2</sup> )	FF	η(%)
p <sup>+</sup> nn <sup>+</sup> Boro	800	15	830	568,5	31,0	0,75	13,3
			840	591,1	31,8	0,76	14,2
		45	830	598,5	32,9	0,75	14,7
			840	598,7	32,4	0,75	14,5
	860	7	830	600,4	32,0	0,76	14,5
			840	554,4	30,8	0,76	13,0
n <sup>+</sup> np <sup>+</sup> Fósforo	800	15	830	565,9	29,5	0,76	12,7
			840	591,1	32,4	0,76	14,7
		45	830	600,9	35,2	0,75	16,0
			840	601,8	35,4	0,75	16,1
	860	7	830	601,6	34,6	0,75	15,6
			840	585,4	33,1	0,69	13,3

A oxidação de 800 °C com tempo de 45 minutos produziu as células solares com maior eficiência em ambas as regiões da célula solar nas duas temperaturas de queima testadas, comparada com as outras duas oxidações realizadas. As células solares mais eficientes atingiram 16,1 % para a iluminação pela região n<sup>+</sup> e de 14,5 % para a iluminação pela região p<sup>+</sup>, com a temperatura de queima de 840 °C. Na T<sub>QUEIMA</sub> de 830 °C, as eficiências são levemente diferentes: 16,0 % para a face n<sup>+</sup> e 14,7 % para a face p<sup>+</sup>.

#### 4.5. Análise de Células Solares com Regiões n<sup>+</sup> com Diferentes Resistências de Folha

A etapa seguinte de otimização consistiu em realizar diferentes difusões de fósforo em lâminas de Si finas de 100 μm, variando a temperatura e o tempo de difusão com o propósito de aumentar a resistência de folha da região n<sup>+</sup> de 60 - 70 Ω/□ para 90-100 Ω/□.

A Tabela 4.7 resume os resultados dos parâmetros elétricos de células solares processadas com diferentes temperaturas e tempos de difusão de fósforo utilizando a pasta metálica de prata PV17A para formação dos contatos metálicos da região n<sup>+</sup>, bem como ilustra a média da resistência de folha medida para cada difusão de fósforo testada. Nessa tabela, observa-se que ao utilizar as temperaturas de difusão de fósforo de 835 °C e 855 °C com tempo de 50 min e 30 min, a R<sub>□P</sub> ficou ainda menor, ou seja, a região n<sup>+</sup> ficou com maior dopagem (maior concentração de impurezas e/ou espessura da região). Somente com a temperatura de 825 °C obteve-se uma média de R<sub>□P</sub> da ordem de 91 Ω/□ na face dopada com fósforo.

Tabela 4.7. Média dos parâmetros elétricos de células solares processadas com diferentes temperaturas e tempos de difusão de fósforo.

Estr. / Illum.	T(°C) / t (min)	Nº de células solares	R <sub>□P</sub>	R <sub>□B</sub>	Voc (mV)	Jsc (mA/cm <sup>2</sup> )	FF	η(%)
<b>p<sup>+</sup>nn<sup>+</sup></b>  <b>Boro</b>	825/50	3	91,3 ± 6,8	57,9 ± 6,7	590,4 ± 2,1	32,3 ± 0,9	0,69 ± 0,03	13,2 ± 0,8
	835/50	4	74,1 ± 4,7	59,2 ± 8,4	592,0 ± 5,2	32,4 ± 1,01	0,71 ± 0,06	13,6 ± 1,6
	855/50	4	50,6 ± 2,4	58,9 ± 4,3	595,8 ± 1,8	34,3 ± 0,2	0,75 ± 0,01	15,4 ± 0,1
	855/30	5	68,3 ± 4,0	54,9 ± 2,4	596,0 ± 1,8	34,1 ± 0,3	0,75 ± 0,01	15,2 ± 0,2
<b>n<sup>+</sup>np<sup>+</sup></b>  <b>Fósforo</b>	825/50	3	91,3 ± 6,8	57,9 ± 6,7	592,3 ± 1,6	33,2 ± 0,6	0,69 ± 0,03	13,5 ± 0,8
	835/50	4	74,1 ± 4,7	59,2 ± 8,4	592,7 ± 4,5	33,0 ± 1,6	0,70 ± 0,06	13,8 ± 1,9
	855/50	4	50,6 ± 2,4	58,9 ± 4,3	595,6 ± 2,3	34,7 ± 1,3	0,75 ± 0,01	15,6 ± 0,7
	855/30	5	68,3 ± 4,0	54,9 ± 2,4	594,7 ± 1,5	33,9 ± 0,6	0,75 ± 0,01	15,1 ± 0,3

Entretanto, nota-se também na Tabela 4.7 que os valores médios dos parâmetros elétricos das células solares processadas a 825 °C/ 835 °C diminuíram em relação aos valores dos dispositivos fabricados com difusão de fósforo a 845 °C por 50 minutos, valores presentes na Tabela 4.3. Observa-se ainda na Tabela 4.7 que a temperatura de difusão de 855 °C por 50 min foi a temperatura na qual obteve-se a maior eficiência média dos dispositivos de (15,6 ± 0,7) % para a iluminação pela região n<sup>+</sup> e de (15,4 ± 0,1) % para a iluminação na região p<sup>+</sup>. Para iluminação pela face p<sup>+</sup>, onde se encontra o emissor, observou-se que a difusão de fósforo com temperatura de 855 °C por 50 min, em relação ao processo a 845 °C por 50 min produziu um aumento da eficiência média de 13,7 % para 15,4 %, conforme pode-se comparar entre os resultados da Tabela 4.3 e 4.7.

A Tabela 4.8 ilustra os parâmetros elétricos das células solares de maior eficiência processadas com diferentes temperaturas e tempos de difusão de fósforo.

Tabela 4.8. Parâmetros elétricos da célula solar com maior eficiência, processada com diferentes temperaturas e tempos de difusão de fósforo.

Estrut. / Ilumin.	T(°C) / t (min)	R <sub>□P</sub>	R <sub>□B</sub>	Voc (mV)	Jsc (mA/cm <sup>2</sup> )	FF	η(%)
<b>p<sup>+</sup>nn<sup>+</sup></b>	825/50	91,3 ± 6,8	57,9 ± 6,7	595,8	32,0	0,72	13,7
	835/50	74,1 ± 4,7	59,2 ± 8,4	597,0	33,6	0,75	14,9
<b>Boro</b>	855/50	50,6 ± 2,4	58,9 ± 4,3	597,9	34,5	0,75	15,4
	855/30	68,3 ± 4,0	54,9 ± 2,4	597,2	34,4	0,76	15,6
<b>n<sup>+</sup>np<sup>+</sup></b>	825/50	91,3 ± 6,8	57,9 ± 6,7	594,1	33,3	0,72	14,2
	835/50	74,1 ± 4,7	59,2 ± 8,4	597,4	34,4	0,75	15,4
<b>Fósforo</b>	855/50	50,6 ± 2,4	58,9 ± 4,3	598,1	35,7	0,75	16,1
	855/30	68,3 ± 4,0	54,9 ± 2,4	596,3	35,7	0,75	16,0

Observa-se nos resultados da Tabela 4.8 que com a temperatura de difusão de fósforo de 855 °C se fabricaram os dispositivos de maior eficiência comparados com as demais temperaturas de difusão testadas, tanto com a iluminação na região n<sup>+</sup> quanto com iluminação na região p<sup>+</sup>. Essa alta eficiência foi resultado principalmente da alta corrente de curto-circuito que esses dispositivos apresentaram, de 35,7 mA/cm<sup>2</sup> para iluminação pela região n<sup>+</sup> de fósforo e acima de 34,4 mA/cm<sup>2</sup> para a iluminação pelo emissor posterior de boro.

Para uma região n<sup>+</sup> em uma lâmina tipo n, a espessura é estimada considerando o ponto da profundidade em que não há variação considerável da concentração de impurezas. Para uma região p<sup>+</sup> em uma lâmina tipo n, a espessura é estimada considerando o ponto que a mudança no tipo de impureza (p ou n) é identificada no equipamento *Wafer Profiler CVP21*.

O perfil de concentração de fósforo em função da profundidade da região n<sup>+</sup> para cada tempo e temperatura de difusão de fósforo é apresentado na Figura 4.5, sendo que na Figura 4.5 (a) são mostrados os perfis medidos em amostras após a difusão de fósforo e na Figura 4.5 (b) estão os perfis medidos em amostras após a oxidação a 800 °C por 45 minutos. Os perfis foram obtidos usando a técnica ECV.

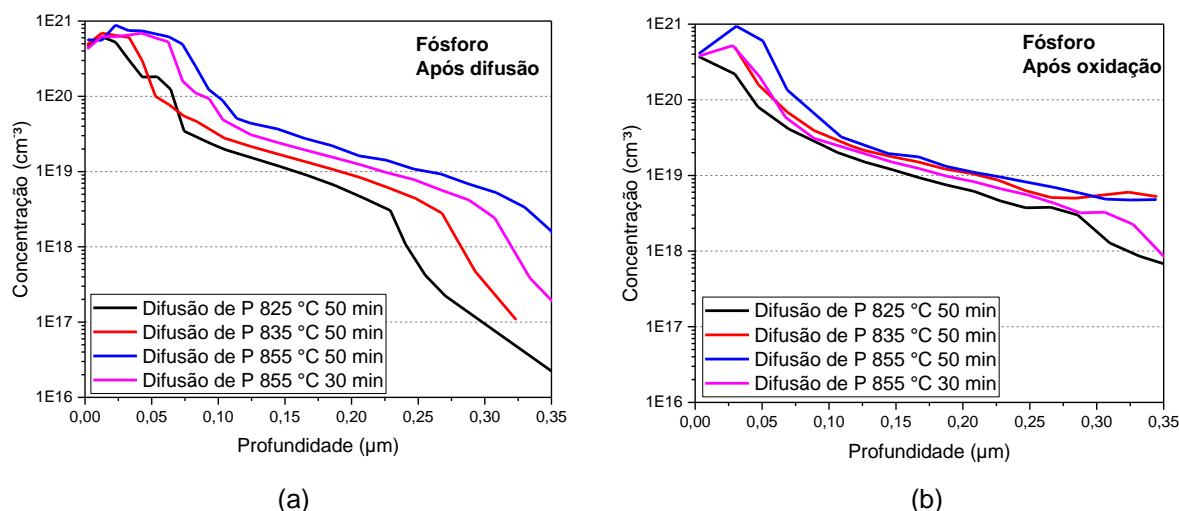


Figura 4.5. Concentração de impurezas doadoras (fósforo) na região  $n^+$  para diferentes tempos e temperaturas de difusão de fósforo medido em amostras (a) após a difusão e (b) após a oxidação a  $800\text{ }^\circ\text{C} / 45\text{ min}$ .

Conforme mostra a Figura 4.5 (a), após a difusão de fósforo em diferentes tempos e temperaturas, a concentração de átomos em superfície ( $C_s$ ) das lâminas de silício ficou no intervalo de  $3,7 \times 10^{20}\text{ cm}^{-3}$  a  $6,1 \times 10^{20}\text{ cm}^{-3}$ . Na Figura 4.5 (b), observa-se que o processo de oxidação não acarretou mudanças importantes na concentração em superfície, mantendo-se o intervalo de  $C_s$ . A espessura da camada  $n^+$  após a etapa de oxidação a  $800\text{ }^\circ\text{C}$  por 45 min, para todas as temperaturas de difusão de fósforo testadas, ficou superior a  $0,35\text{ }\mu\text{m}$ , não sendo possível com o equipamento ECV determinar a espessura de cada camada  $n^+$ .

Como o coeficiente de segregação é maior do que 1 para o fósforo no processo de oxidação, não deveria ocorrer mudança significativa na concentração de átomos em superfície após um processo de oxidação na temperatura e tempo utilizados. O coeficiente de segregação é definido como a razão entre a solubilidade de átomos da impureza no silício pela solubilidade dos átomos na camada de  $\text{SiO}_2$  (GROVE *et al.*, 1964). A maior dopagem com átomos de fósforo foi a resultante da difusão a  $855\text{ }^\circ\text{C}$  por 50 min, que produziu emissores de  $50,6\text{ }\Omega/\square$ .

Na Figura 4.6 são apresentados os perfis de átomos de boro em função da profundidade para amostras após a difusão de fósforo e após a oxidação a  $800\text{ }^\circ\text{C}$  por 45 min. A difusão de boro foi realizada na mesma temperatura de  $970\text{ }^\circ\text{C}$  e em 20 min,

mas os processos térmicos de difusão de fósforo e oxidação realizados posteriormente alteram a concentração de boro.

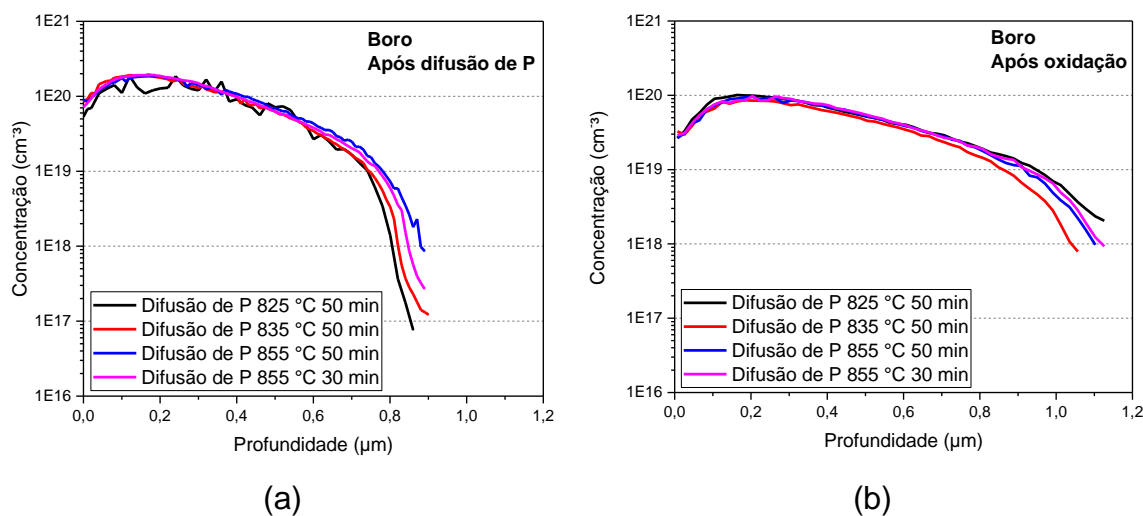


Figura 4.6. Concentração de impurezas aceitadoras (boro) na região  $p^+$  para diferentes tempos e temperaturas de difusão de fósforo, medido em amostras (a) após a difusão de fósforo e (b) após a oxidação.

A concentração de átomos de boro em superfície após o processo térmico de difusão de fósforo é da ordem de  $5 \times 10^{19}$  a  $9 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ , sendo que a máxima concentração de  $1,9 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$  ocorre na profundidade de aproximadamente  $0,17 \mu\text{m}$ . A espessura da camada  $p^+$  ficou no intervalo de  $0,86 \mu\text{m}$  a  $0,90 \mu\text{m}$ . Após a oxidação a  $800 \text{ °C}$  por  $45 \text{ min}$ , a espessura do BSF aumentou para o intervalo de  $1,0 \mu\text{m}$  a  $1,1 \mu\text{m}$  e a concentração em superfície reduziu para valores da ordem de  $3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ .

As diferenças entre os quatro perfis de concentração de boro são relativamente pequenas em concentração e espessura da região  $p^+$ , mas como se pode ver nos resultados das Tabelas 4.7 e 4.8, as células solares fabricadas com difusão de P a  $855 \text{ °C}$  foram as que produziram as células solares com maior eficiência iluminadas pelo emissor posterior de boro. Este efeito pode estar relacionado a um aumento do tempo de vida dos portadores minoritários ocasionado por efeito de *gettering* durante a difusão de fósforo e isto será avaliado na próxima seção.

#### 4.6. Análise das Células Solares com Maior Eficiência

A Figura 4.7 apresenta o comprimento de difusão dos portadores de carga minoritários para as células solares com difusão de fósforo realizada a 835 °C /50 min e 855 °C /50 min.

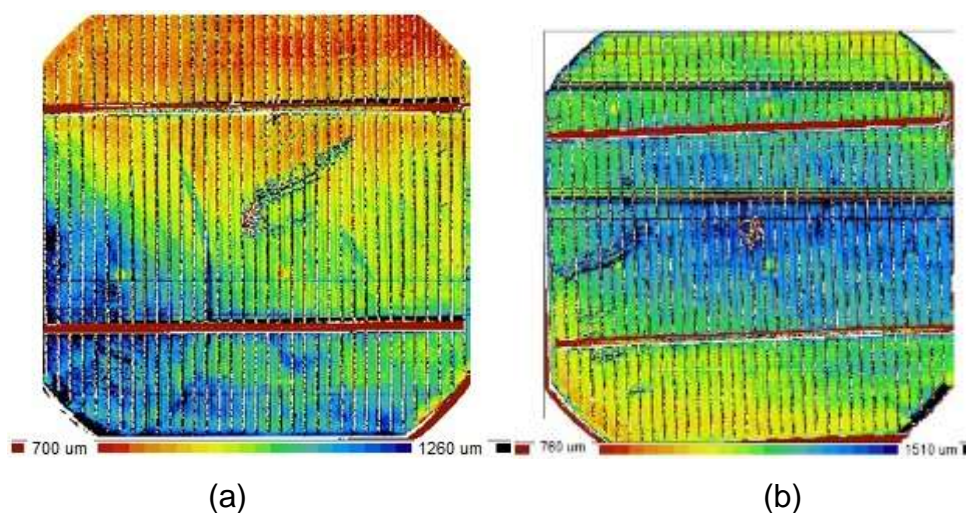


Figura 4.7. Distribuição do comprimento de difusão dos portadores de carga minoritários de células solares com temperatura e tempo de difusão de fósforo de (a) 835° C /50 min (b) 855°C/50 min.

Conforme observado na Figura 4.7 (a), o comprimento de difusão dos portadores minoritários variou entre 700 e 1260  $\mu\text{m}$  e o comprimento de difusão dos portadores minoritários médio ( $L_D$ ) foi de 966  $\mu\text{m}$ . A Figura 4.7 (b) ilustra o comprimento de difusão dos portadores minoritários para a célula solar processada com temperatura de 855 °C e 50 minutos para formação do emissor  $n^+$  onde o comprimento de difusão dos minoritários atingiu valor mínimo de 760  $\mu\text{m}$  e o máximo de 1510  $\mu\text{m}$ . O  $L_D$  médio nessa célula solar foi de 1216  $\mu\text{m}$ . Este maior comprimento de difusão de portadores de carga pode explicar em parte a maior eficiência dos dispositivos processados com temperatura de difusão de fósforo de 855 °C.

A Figura 4.8 apresenta a eficiência quântica interna das células solares com diferentes difusões de fósforo, iluminadas pela face  $n^+$  e  $p^+$ , o que possibilita comparar a eficiência de coleta dos portadores de carga, a passivação do filme de  $\text{SiO}_2$  e a recombinação na base. Na Figura 4.9 são mostradas as refletâncias espectrais das células solares.

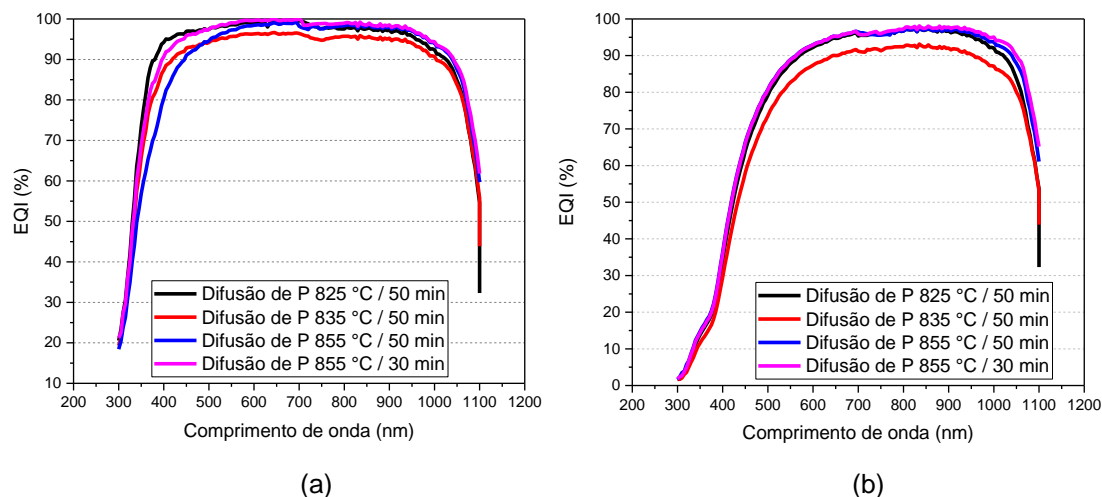


Figura 4.8. Eficiência quântica interna de células solares fabricadas com diferentes temperaturas e tempos de difusão de fósforo para (a) iluminação pela face com fósforo e (b) iluminação na face com boro.

Com relação a EQI da Figura 4.8 (a), para a iluminação pela face  $n^+$  com fósforo, para comprimentos de onda de 400 nm a 500 nm, a EQI ficou no intervalo de 80 % a 95 %, respectivamente. As regiões  $n^+$  produzidas pela difusão de P na menor temperatura ( $T = 825 \text{ }^\circ\text{C}$  e  $t = 50 \text{ min}$ ) produziram as regiões mais efetivas na coleta de portadores de carga ou de menor efeito de recombinação em superfície, pois foi que produziu a célula solar com maior EQI. Para uma mesma recombinação em superfície da ordem  $1 \times 10^5 \text{ cm/s}$ , espera-se que menores espessuras produzam maior coleta de portadores de carga. A difusão de P a  $855 \text{ }^\circ\text{C}$  por 30 min também produziu uma região  $n^+$  com EQI similar à da célula solar com difusão de P a  $825 \text{ }^\circ\text{C}$ . Nota-se que a curva de EQI do dispositivo fabricado com difusão de P a  $835 \text{ }^\circ\text{C}$  foi a de valores mais baixos a partir de comprimentos de onda da ordem de 500 nm, indicando uma maior recombinação de portadores de carga minoritários na base.

Os baixos valores de EQI apresentados na Figura 4.8 (b) no intervalo de 400 nm a 500 nm, de 30 % a 80 %, explicam os menores valores de  $J_{sc}$  observados nas células solares quando são iluminadas pela face  $p^+$ . A passivação com  $\text{SiO}_2$  da superfície  $p^+$  é menos eficiente que a de superfícies  $n^+$ .

O filme antirreflexo depositado na face  $n^+$  foi da ordem de 25 nm e na face  $p^+$  da ordem de 50 nm, mas como se pode observar na Figura 4.9 (a), a célula solar com difusão de P a  $835 \text{ }^\circ\text{C}$  apresentou o mínimo de refletância em comprimentos de onda menores que o das demais células solares, indicando uma menor espessura do

conjunto SiO<sub>2</sub>, crescido termicamente na oxidação e do TiO<sub>2</sub> depositado por evaporação com canhão de elétrons. As demais células solares apresentaram comportamentos relativamente próximos de refletância em comprimentos de onda menores que 400 nm, indicando que a espessura dos filmes de SiO<sub>2</sub> + TiO<sub>2</sub> é similar. Cabe observar que para iluminação pela face n<sup>+</sup> atingiu-se uma refletância mínima no intervalo de 1,4 % a 1,6 % e com iluminação pela face p<sup>+</sup>, como mostra a Figura 4.9 (b), a refletância mínima foi da ordem de 2 % para as células solares processadas com difusão de P a 855 °C. A maior refletância hemisférica para iluminação pela face p<sup>+</sup> para os dispositivos processados em temperaturas de difusão de P menores se deve à combinação de espessuras de SiO<sub>2</sub> e TiO<sub>2</sub> não otimizada.

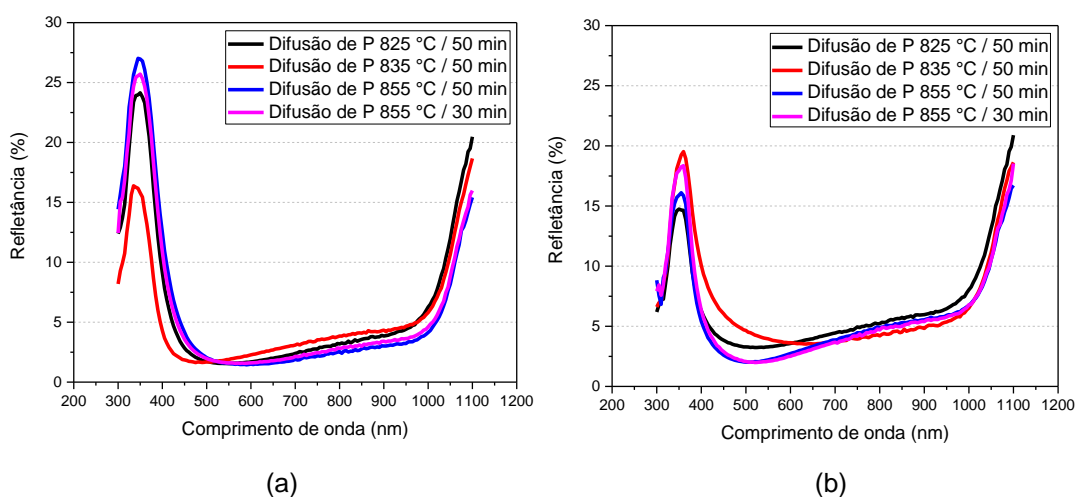


Figura 4.9. Refletância das células solares para (a) região n<sup>+</sup> e (b) região p<sup>+</sup>.

Para determinar a efetividade de um filme antirreflexo em uma célula solar, pode-se usar a refletância média ponderada ( $\rho_w$ ), que considera a resposta espectral do dispositivo e o espectro da radiação solar incidente. Conforme apresentado por Zhao e Green (1991), a  $\rho_w$  pode ser calculada por:

$$\rho_w = \frac{\int_{\lambda_1}^{\lambda_2} G(\lambda)\rho(\lambda)RE(\lambda)d\lambda}{\int_{\lambda_1}^{\lambda_2} G(\lambda)RE(\lambda)d\lambda} \quad (4.1)$$

onde  $G(\lambda)$  é a irradiância correspondente ao espectro solar,  $RE(\lambda)$  é a resposta espectral da célula solar e  $\rho(\lambda)$  é a refletância espectral. Os comprimentos de onda  $\lambda_1$  e  $\lambda_2$  definem o intervalo de comprimentos de onda para a determinação de  $\rho_w$ , que



pode ser todo o espectro solar ou o intervalo em que a célula solar responde à radiação incidente.

No intervalo de 350 nm a 1100 nm, a refletância média ponderada da face  $n^+$  ficou no intervalo de 3,1 % a 3,9 % e a refletância da face  $p^+$  ficou entre 4,5 % e 5,4 %. O menor valor de  $\rho_w$  foi da célula solar com difusão de fósforo realizada a 855 °C por 50 min, que atingiu 3,1 % para a face  $n^+$  e 4,5 % para a face  $p^+$ . Esta menor refletância média ponderada contribui para explicar a maior densidade de corrente de curto-circuito destas células solares frente às outras processadas em diferentes temperaturas de difusão de fósforo.

#### **4.7. Comparação de Células Solares com Diferentes Espessuras**

As células solares finas  $n^+np^+$  de maior eficiência processadas em duas temperaturas de difusão de fósforo foram comparadas a uma célula solar de espessura convencional e estrutura  $n^+pp^+$ , fabricada com processo similar (ZANESCO *et al.*, 2017).

Na Figura 4.10 são apresentados os perfis de concentração de fósforo para as difusões que resultaram nas células solares mais eficientes, apresentadas na Tabela 4.4 e 4.8, ou seja, temperatura de 845 °C por 50 min e de 855 °C por 50 min, respectivamente. Com estes parâmetros, se produziram células solares de 16,1 % de eficiência com iluminação pela face  $n^+$ . Como se pode ver, os perfis são similares, com uma maior profundidade da região  $n^+$  para o processo realizado a 855 °C, quando se atinge espessura da ordem de 0,4  $\mu\text{m}$ .

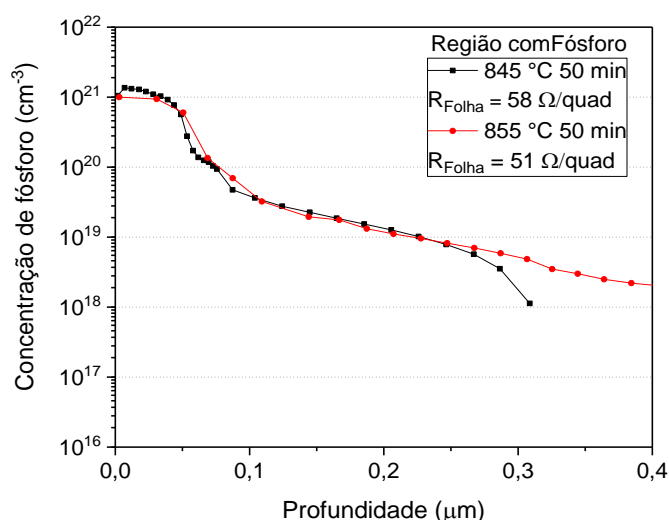


Figura 4.10. Concentração de átomos de fósforo em função da profundidade.

A Figura 4.11 mostra as características J-V dos dispositivos finos  $n^+np^+$  e de um dispositivo  $n^+pp^+$  com espessura convencional, iluminados pela face  $n^+$ . Como a célula solar  $n^+pp^+$  usada nesta comparação era monofacial, usou-se a iluminação por esta face na comparação. As lâminas de silício tipo p, dopadas com boro e crescidas pela técnica Cz tem resistividade similar a das células solares tipo n e foram produzidas pelo mesmo fabricante. Os resultados mostrados na Figura 4.11 indicam que as células finas atingiram maior  $J_{\text{SC}}$  o que se atribui a um efetivo aprisionamento da radiação solar e um elevado comprimento de difusão dos portadores de carga minoritários, o que foi visto na Figura 4.7.

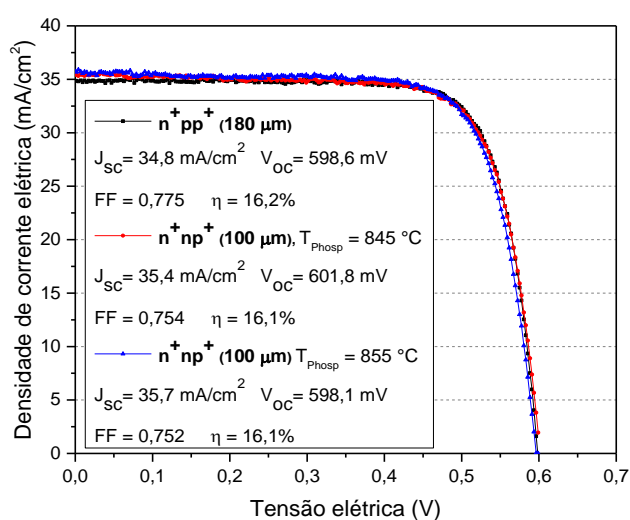


Figura 4.11. Características J-V de células solares  $n^+np^+$  finas e  $n^+pp^+$ , com iluminação pela face  $n^+$ .

Na Figura 4.12 são apresentadas as eficiências quânticas internas dos dispositivos. Usou-se a mesma passivação de superfícies baseada em  $\text{SiO}_2$  crescido termicamente a  $800\text{ }^\circ\text{C}$ . Observa-se que a célula solar  $n^+pp^+$  apresentou maior EQI para menores comprimentos de onda, resultado previsto por simulações com o programa PC-1D (BASORE e CLUGSTON, 1995) quando se considera uma velocidade de recombinação em superfície da ordem de  $10^5\text{ cm/s}$  na face  $n^+$  (MOEHLECKE *et al.*, 2020). No caso da estrutura  $n^+np^+$ , os elétrons e lacunas gerados pela radiação solar na face frontal necessitam alcançar a face posterior para serem coletados pela junção pn e contribuir para a corrente elétrica do dispositivo.

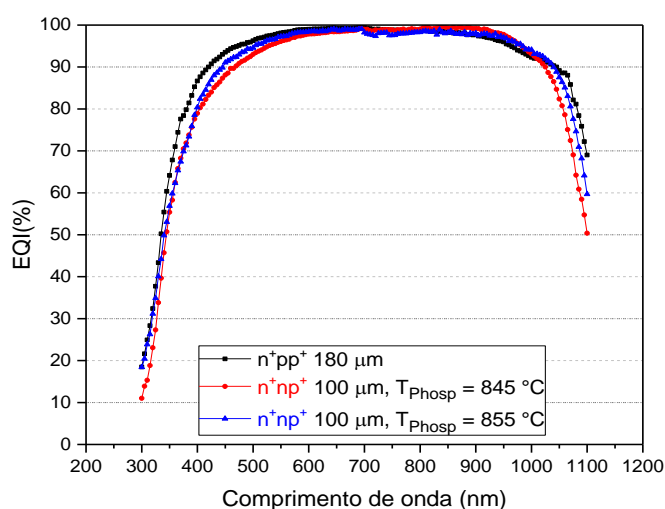


Figura 4.12. Eficiência quântica interna de células solares  $n^+np^+$  finas e  $n^+pp^+$ , com iluminação pela face  $n^+$ .

Para quantificar o aprisionamento da radiação solar nas células solares finas  $n^+np^+$ , foram estimadas a refletância interna frontal ( $\rho_{fi}$ ) e a refletância posterior ( $\rho_p$ ), simulando as células solares com o programa PC-1D e alterando estes parâmetros para que a EQI e a refletância hemisférica (de  $1000\text{ nm}$  -  $1100\text{ nm}$ ) simuladas e experimentais fossem ajustadas. A  $\rho_{fi}$  e a  $\rho_p$  são as refletâncias da superfície interior da face frontal e posterior da célula solar, respectivamente. Os dispositivos têm as superfícies recobertas com  $\text{SiO}_2/\text{TiO}_2$ .

O melhor ajuste encontrado foi para  $\rho_{fi}$  e  $\rho_r$  de  $0,95$ . Estes valores são similares aos apresentados por Tobias *et al.* (1995), em artigo que tratava do aprisionamento da radiação solar em lâminas de silício texturadas. Embora a espessura das lâminas tenha sido reduzida em  $45\%$  frente ao valor convencional, as células solares finas

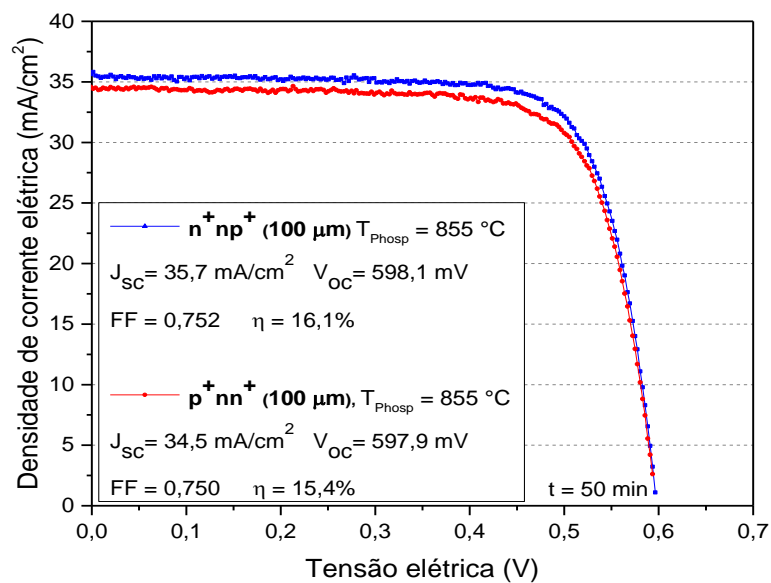
apresentaram uma EQI (a 1100 nm) de 10 % abaixo do valor da célula  $n^+pp^+$  espessa. Desta maneira, pode-se concluir que há um aprisionamento eficaz da radiação solar.

Em relação ao fator de forma das células solares  $n^+np^+$  com a malha posterior de Ag/Al, este ficou abaixo do valor dos dispositivos  $n^+pp^+$  e isto é um problema deste tipo de estrutura bifacial, que já foi observado por Singha e Solanki (2017).

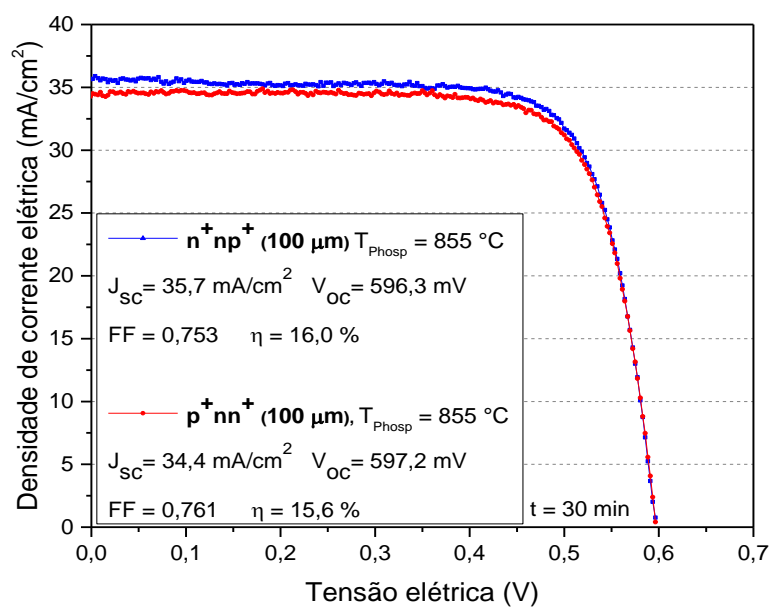
Na Figura 4.13 são apresentadas as curvas J-V das duas células solares de maior eficiência fabricadas nesse trabalho, iluminadas pela face  $n^+$  e  $p^+$ . Como se pode observar, o parâmetro que define a diferença em eficiência entre os dois modos de iluminação é a densidade de corrente de curto-circuito. A relação entre a  $J_{sc}$  para iluminação pela face  $p^+$  (posterior) e face  $n^+$  (frontal), denominada de fator de simetria de corrente elétrica ou bifacialidade, é de 0,97, valor elevado e atribuído em parte à espessura de 100  $\mu\text{m}$ .

A Tabela 4.9 compara os parâmetros elétricos das melhores células solares bifaciais finas e com espessura convencional fabricação do NT-Solar/PUCRS com tecnologia similar. A área das todas as células solares é de 61,58  $\text{cm}^2$ .

Ao analisar os parâmetros elétricos das células solares desenvolvidas no NT-Solar/PUCRS observa-se que, com o passar dos anos, tanto a eficiência dos dispositivos como os demais parâmetros elétricos aumentaram consideravelmente até o presente momento. Os parâmetros elétricos da célula solar desenvolvida por Biazetto (2019) atingiram valores maiores do que os obtidos neste trabalho. Entretanto, as células solares desenvolvidas nessa tese foram processadas com cerca de 80  $\mu\text{m}$  a menos na espessura das lâminas de Si.



(a)



(b)

Figura 4.13. Características J-V de células solares bifaciais (a) com eficiências de 16,1 %/ 15,4 % e (b) com eficiências 16,0 %/ 15,6 %.

Tabela 4.9. Comparação entre as características elétricas das melhores células solares bifaciais finas produzidas no NT-Solar, com células solares de espessura convencional processadas com tecnologia similar.

Ref.	Estrutura / Amostra	Espessura ( $\mu\text{m}$ )	Illum.	Voc (mV)	Jsc ( $\text{mA}/\text{cm}^2$ )	FF	$\eta$ (%)	Consumo de silício (g/W)
Osório, 2012	n <sup>+</sup> pp <sup>+</sup> Lâmina Silicon Quest afinada	146	n <sup>+</sup>	596,5	31,2	0,73	13,7	2,5
			p <sup>+</sup>	588,2	20,3	0,74	8,9	
Costa, 2015	n <sup>+</sup> pp <sup>+</sup> Lâmina Meyer-Burger fina	130	n <sup>+</sup>	585,7	33,1	0,72	13,7	2,2
			p <sup>+</sup>	571,7	20,2	0,72	8,1	
	n <sup>+</sup> pp <sup>+</sup> Lâmina Meyer-Burger fina	130	n <sup>+</sup>	588,1	32,4	0,73	13,6	2,2
			p <sup>+</sup>	576,1	21,5	0,73	9,0	
Campos, 2014	p <sup>+</sup> nn <sup>+</sup> Lâmina Amex afinada	135	n <sup>+</sup>	580,0	32,0	0,76	13,8	2,3
			p <sup>+</sup>	589,0	28,7	0,78	13,2	
Costa, 2015	p <sup>+</sup> nn <sup>+</sup> Lâmina Meyer-Burger fina	130	n <sup>+</sup>	567,5	27,8	0,75	12,8	2,4
			p <sup>+</sup>	562,4	24,2	0,76	10,4	
Biazetto, 2019	p <sup>+</sup> nn <sup>+</sup> Lâmina Amex	180	n <sup>+</sup>	607,0	36,2	0,76	16,6	2,5
			p <sup>+</sup>	606,0	34,1	0,75	15,5	
Este trabalho, 2021	n <sup>+</sup> np <sup>+</sup> Lâmina Amex afinada	100	n <sup>+</sup>	598,1	35,7	0,75	16,1	1,5
			p <sup>+</sup>	597,9	34,5	0,75	15,4	

#### 4.8. Análise da Estabilidade da Célula Solar n<sup>+</sup>np<sup>+</sup>

A célula solar n<sup>+</sup>np<sup>+</sup> fina, com difusão de fósforo realizada a 855 °C / 50 min e T<sub>QUEIMA</sub> = 840 °C, foi colocada em um simulador solar e foi exposta 1000 W/m<sup>2</sup> (espectro AM 1,5G), durante 330 min (5,5 h). O objetivo foi analisar a degradação ou não do dispositivo por LID. Após cada 30 min de exposição, mediu-se a curva característica J-V e a Figura 4.14 apresenta os resultados da Voc em função do tempo de exposição. Este parâmetro é afetado por efeitos de recombinação por LID e como se pode ver na Figura 4.14, a tensão de circuito aberto não demonstrou uma diminuição segundo a exposição, constatando-se que não houve degradação por LID

no dispositivo. As variações foram menores de 2 mV e estão no intervalo de incerteza da medida.

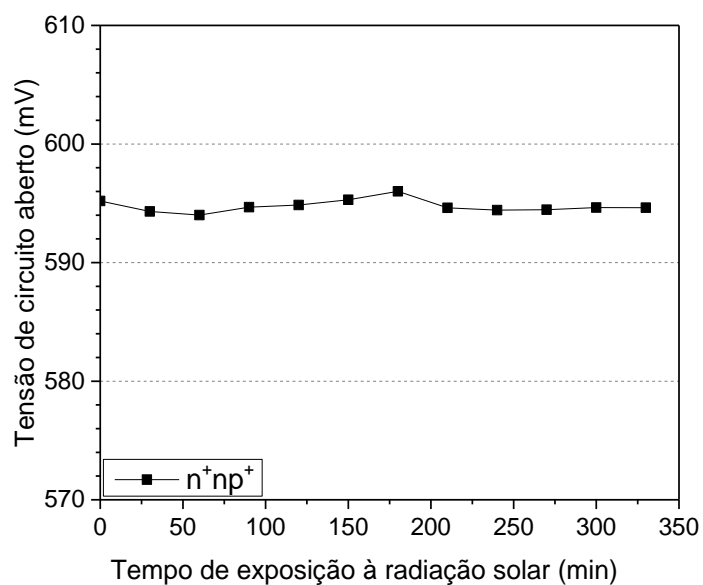


Figura 4.14. Tensão elétrica de circuito aberto em função do tempo de irradiação. O dispositivo  $n^+np^+$  foi exposto em um simulador solar ajustado em  $1000 \text{ W/m}^2$  (espectro AM1,5G).

## 5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES DE CONTINUIDADE

Neste trabalho foram desenvolvidas células solares base n, bifaciais e finas, de 100  $\mu\text{m}$  de espessura. Para tal, foram processadas mais de 250 lâminas de silício e fabricadas e caracterizadas 136 células solares de 61,58  $\text{cm}^2$ .

Pelos resultados obtidos, pode-se concluir que a temperatura de queima das pastas metálicas para a produção de células solares bifaciais finas deve estar no intervalo entre 840  $^{\circ}\text{C}$  e 850  $^{\circ}\text{C}$ .

Constatou-se que a máscara com menor fator de recobrimento e o uso de filme AR permitiu a obtenção de dispositivos com maior eficiência. A máscara de metalização de 35 trilhas, a eficiência da célula solar iluminada pelo emissor de boro aumentou em 2 % absoluto e na região do BSF de fósforo esse aumento foi de 0,2 %. Esse aumento na eficiência de ambas as faces das células solares foi obtido com temperatura de queima das pastas metálicas de 840  $^{\circ}\text{C}$ , a qual mostrou-se mais adequada na fabricação desses dispositivos.

A oxidação de 800  $^{\circ}\text{C}$  com tempo de 45 minutos produziu as células solares com maior eficiência em ambas as regiões da célula solar.

Constatou-se que com a temperatura de difusão de fósforo de 855  $^{\circ}\text{C}$  foram obtidos os dispositivos de maior eficiência tanto na iluminação pela região  $n^+$  quanto na iluminação pela região  $p^+$ . Com tempo de difusão de fósforo de 30 minutos foi atingido o valor de 16,0 % de eficiência na região  $n^+$  e 15,6 % na região  $p^+$ , e com tempo de 50 minutos foi alcançada a eficiência de 16,1 % na face  $n^+$  e de 15,4 % na face  $p^+$ .

As células solares com maior eficiência, processadas com temperatura e difusão de fósforo de 835 $^{\circ}$ / 50 min e 855 $^{\circ}$ / 50 min, apresentaram valores médios de  $L_D$  de 916  $\mu\text{m}$  e 1216  $\mu\text{m}$ , respectivamente. Este maior comprimento de difusão de portadores de carga explica parcialmente a mais alta eficiência dos dispositivos processados com temperatura de difusão de fósforo de 855  $^{\circ}\text{C}$ . Como o  $L_D$  é pelo



menos 9 vezes a espessura da lâmina, explica-se a alta densidade de corrente de curto-circuito das células solares iluminadas pela face  $n^+$ .

Constatou-se que quando o dispositivo é iluminado pela face  $n^+$ , a EQI para comprimentos de onda menores, de 400 a 500 nm, é de 80 % a 95 %, indicando uma ótima coleta de portadores de carga minoritários. Por outro lado, para iluminação pela face  $p^+$ , observaram-se valores de EQI, para o mesmo intervalo de comprimentos de onda, de 30 % a 80 %, indicando uma alta recombinação na superfície  $p^+$ . Esta diferença em EQI mostra porque as células solares iluminadas pela face  $p^+$  apresentam  $J_{sc}$  da ordem de 1,5 mA/cm<sup>2</sup> menores.

A comparação dos resultados obtidos nesse trabalho, da célula solar fina  $n^+np^+$ , com os de uma célula solar  $n^+pp^+$  fabricada com processo semelhante e espessura convencional, a célula solar fina base  $n$  atingiu maior  $J_{sc}$  do que a célula solar com espessura convencional, o que se atribui a um efetivo aprisionamento da radiação solar e um elevado comprimento de difusão dos portadores de carga minoritários. Embora a espessura das lâminas tenha sido reduzida em 45 % frente ao valor convencional (180  $\mu$ m), as células solares finas apresentaram uma EQI (a 1100 nm) de 10 % abaixo do valor de uma célula  $n^+pp^+$  com espessura convencional. O uso da texturação combinado com filmes de  $SiO_2$  e  $TiO_2$  proporcionaram refletâncias internas de 0,95, proporcionando um aprisionamento eficaz da radiação solar.

Da análise comparativa de diferentes estruturas desenvolvidas no NT-Solar, a célula solar bifacial  $n^+np^+$  de 100  $\mu$ m de espessura desenvolvida neste trabalho apresentou eficiência levemente menor em ambas as faces da célula solar, de 0,5 % na região  $n^+$  e de 0,1 % na região  $p^+$  quando comparada ao resultado obtido no trabalho de Biazetto (2019). No entanto, cabe ressaltar que a diferença entre a espessura da célula solar desenvolvida no trabalho de Biazetto (2019) e a celular solar desenvolvida neste trabalho foi de cerca de 80  $\mu$ m.

Em relação ao consumo de silício para produzir cada watt, a célula solar desenvolvida neste trabalho atingiu o valor de 1,5 g /W, da ordem de 40 % menor que o necessário para produzir as células solares de espessura convencional e com processo similar. Nas células solares PERC mais eficientes produzidas nas indústrias

atuais, que atingem 22 % de eficiência, usando lâminas de silício de 158,75 mm x 158,75 mm e com espessura de 180  $\mu\text{m}$ , o consumo de silício é da ordem de 2,1 g/W (ITRPV, 2021).

Concluiu-se que a estabilidade da célula solar  $n^+np^+$  frente à irradiação solar não apresentou degradação por LID após 5,5 h de exposição à radiação solar.

No decorrer do desenvolvimento dessa tese, foram publicados os seguintes artigos científicos, sendo um diretamente ligado aos resultados alcançados nesse trabalho:

CRESTANI, T. ; ZANESCO, I. ; MOEHLECKE, A. ; RAZERA, R. A. Z. ; **AQUINO, J.** ; MODEL, J. C. M. ; LY, M. . Desenvolvimento do campo retrodifusor seletivo de alumínio e boro em células solares de silício. **Revista Brasileira de Energia Solar**, v. VIII, p. 59-66, 2017.

ZANESCO, I. ; CRESTANI, T.; MOEHLECKE, A. ; **AQUINO, J.** ; RAZERA, R. A. Z. ; MODEL, J. C. M. ; LY, M. ; GONÇALVES, V. A. . Desenvolvimento da célula solar com maior eficiência no Brasil com processo industrial. **Revista Brasileira de Energia Solar**, v. IX, p. 41-48, 2018.

MOEHLECKE, A.; MARCONDES, T. L.; **AQUINO, J.**; ZANESCO, I. ; LY, M. . Cost-effective thin n-type silicon solar cells with rear emitter. **Materials Research-Ibero-american Journal of Materials**, v. 23, p. 1/e20190536-6, 2020.

Os principais esforços para aumentar a eficiência dos dispositivos bifaciais  $n^+np^+$  de 100  $\mu\text{m}$  de espessura desenvolvidos neste trabalho, foram voltados na redução da recombinação nas superfícies das células solares e da resistência em série dos dispositivos. Menor recombinação proporcionará maiores valores de  $J_{sc}$  e  $V_{oc}$ ; menor resistência em série proporcionará o aumento do FF. Ambas as reduções em perdas acarretarão em maiores eficiências de conversão de energia solar em elétrica.

Como sugestão de continuidade pretende-se utilizar pastas de serigrafia que proporcionem menores resistências de contato quando a região  $n^+$  tenha resistência

de folha de cerca de  $100 \Omega/\square$ , produzindo dispositivos com maior EQI para radiação de menores comprimentos  $\lambda$ , desta maneira, de maior  $J_{sc}$ . Da mesma forma, o uso de pastas de Ag/Al de menor resistividade permitirá a obtenção de menores valores de resistência em série devido à malha depositada sobre a face  $p^+$ .

Outra sugestão de continuidade consiste na implementação da passivação por junção flutuante, como uma alternativa para melhorar a passivação da superfície tipo  $p^+$ . Isto pode ser realizado por meio da difusão de fósforo na superfície, transformando a mesma em tipo  $n$ , podendo ser realizada por meio da difusão de fósforo em forno convencional com tubo de quartzo.

## 6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABERLE, A. G. Surface passivation of crystalline silicon solar cells: a review. **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**, v. 8, p. 473-487, 2000.

ABERLE, A. G. Overview on SiN surface passivation of crystalline silicon solar cells. **Solar Energy Materials & Solar Cells**. vol. 65, p. 239-248, 2001.

AHSAN, A. K. M., Schroder, D. K. Impact of channel carrier displacement and barrier height lowering on the low-frequency noise characteristics of surface-channel n-MOSFETs. *Solid-State Electronics*. vol. 49, p. 654-662, 2005.

ALTERMATT, P.P.; Heiser, G.; Dai, X.; Jürgens, J.; Aberle, A.G.; Robinson, S.J.; Young, T.; Wenham, S.R.; Green, M.A. Rear surface passivation of high-efficiency silicon solar cells by a floating junction. **Journal Applied Physics**, vol. 80, n. 6, p. 3574-3586, 1996.

APPELBAUM, J. Bifacial photovoltaic panels field. **Renewable Energy**, v. 85, p. 338-343, 2016.

AQUINO, J. **Células Solares com Campo Retrodifusor Seletivo: Passivação Frontal e Posterior com Nitreto de Silício**. Porto Alegre. 2017. 105p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais). PGETEMA. Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

AUGUSTO, A.; Looney, E.; del Canizõ, C.; Bowden, S. G.; Buonassisi, T. Thin silicon solar cells: Pathway to cost-effective and defect tolerant cell design. **Energy Procedia**. vol. 124, p. 706–711, 2017.

AVRUTIN, V.; Izyumskaya, N.; Morkoç, H. Semiconductor solar cells: Recent progress interrestrial applications. *Superlattices and Microstructures*. vol. 49, p. 337-364, 2011.

BARANÃNO, F. R. **Evaluación de la Serigrafia como Técnica de Metalización para Células Solares Eficientes**. Tese de Doutorado, Bilbao, Escuela Superior de Ingenieros de Bilbao, Universidad Del País Vasco, Espanha, 2001.

BARBATO, A. M.; Barbato, A.; Meneghini, M.; Tavernaro, G.; Rossetto, M.; Meneghesso, G. Potential induced degradation of n-type bifacial silicon solar cells: an investigation based on electrical and optical measurements. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, vol. 168, p. 51 – 61, 2017.

BASHER, M. K.; Hossain, M. K.; Afaz, R.;Tayyabac, S.; Akanda, M.A.R.; Rahmand, M.T.; Emanb, N.M. Study and investigation of phosphorus doping time on emitter region for contact resistance optimization of monocrystalline silicon solar cell. **Results in Physics**, vol. 10, p. 205-211, September 2018.

BENICK, J.; Wittmann, O. S.; Schön, J.; Glunz, S. passivation of boron emitters by local overcompensation with phosphorus. In: **23<sup>th</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference**. Valência, p. 1550-1552, 2008.

BIAZETTO, F. A. **Otimização das Regiões Altamente Dopadas de Células Solares Bifaciais Base n e Análise da Passivação**. Porto Alegre. 2019. 117p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais). PGETEMA. Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

BLECH, M.; *et al.* Detailed study of PECVD silicon nitride and correlation of various characterization techniques. In: **24<sup>th</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference**: Hamburg: EU PVSEC, 2009, p. 21-25. 2009.

BONILLA, R.S.; Hoex, B.; Hamer, P.; Wilshaw, P.R. Dielectric surface passivation for silicon solar cells: a review. **Physica Status Solidi A**, v. 214, n. 7, 2017.

BUCHHOLZ, F.; Preis, P.; Chu, H.; Lossen, J.; Wefringhaus, E. Progress in the development of industrial nPERT cells. **Energy Procedia**, vol. 124, p. 649-656, 2017.

CAMPOS, R. C. **Desenvolvimento e Comparação de Células Solares Finas com Estruturas  $p^{+}nn^{+}$  e  $n^{+}np^{+}$** . Porto Alegre. 2014. 65p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais). PGETEMA. Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

CAÑIZO, C. **Procesos de Extracción de Impurezas Contaminantes y Aplicación a Estructuras de Células Solares**. Madrid. 2000. p. 199. Doctorado. Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Telecomunicación, Universidad Politécnica de Madrid, Espanha.

CAPPELLETTI, M. A.; Casas, G. A.; Cédola, A. P.; Peltzer y Blancá, E. L. Theoretical study of the maximum power point of n-type and p-type crystalline silicon space solar cells. **Semiconductor Science and Technology**, v. 28, p. 045010 (1-7), 2013.

CENTROTHERM PHOTOVOLTAICS. Selective Emitter Technology. Disponível em: <<http://p195894.mittwaldserver.info/en/products-services/solarcellmodule/technology/selective-emitter-technology.html>>. 1997-2016. Acesso em: 15 de maio de 2017.

CHANG, H.-C.; Huang, C.-J.; Hsieh, P.-T.; Moa, W.-C.; Yua, S.-H.; Lia, C.-C. Improvement on industrial n-type bifacial solar cell with >20.6% efficiency. 4th International Conference on Silicon Photovoltaics, Silicon PV. **Energy Procedia**. vol. 55, p. 643 – 648, 2014.

CHEN, C.-C.; Lin, C.-L.; Chien, J.-W.; Chen, Y.-T.; Lin, Y.-J.; Huang, F.-M.; Wu, H.-C. High efficiency on boron emitter n-type Cz silicon bifacial cells with industrial process. **Energy Procedia**, vol. 38, p. 416 – 422, 2013.

CHEN, N.; Ebong, A. Towards 20% efficient industrial Al-BSF silicon solar cell with multiple busbars and fine gridlines. **Solar Energy Materials & Solar Cells**, v. 146, p. 107 – 113, 2016.

CHOI, J.; Lee, H.; Jung, B. *et al.* Co-diffusion of boron and phosphorus for ultra-thin crystalline silicon solar cells. **Journal of Physics D: Applied Physics**. vol. 51, 2018.

CORNAGLIOTTI, E.; Uruena, A.; Hallam, B.; Tous, L.; Russell, R.; Duerinckx, F.; Szlufcik, J. Large area p-type PERL cells featuring local p BSF formed by laser processing of ALD Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> layers. **Solar Energy Materials & Solar Cells**, vol. 138, p. 72 – 79, 2015.

COSTA, R. C. **Desenvolvimento de Processos Industriais de Fabricação de Células Solares Bifaciais em Silício Cz**. Porto Alegre. 2009. 100p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais). PGETEMA. Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

COSTA, G. F. N. **Análise do Tipo de Substrato na Fabricação de Células Solares Bifaciais Finas**. Porto Alegre. 2015. 70p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais). PGETEMA. Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

COUSINS, P. J.; Smith, D. D.; Luan, H. C.; Manning, J.; Dennis, T. D.; Waldhauer, A.; Wilson, K. E.; Harley, G.; Mulligan, G. P. 36th **IEEE Photovoltaic Specialist Conference**, p.823, 2010.

CRUZ-CAMPA, J. L.; Okandan, M.; Resnick, P. J.; Clews, P.; Pluym, T.; Grubbs, R. K.; Gupta, V. P.; Zubia, D.; Nielson, G. N. Microsystems enabled photovoltaics: 14.9% efficient 14 mm thick crystalline silicon solar cell. **Solar Energy Materials & Solar Cells**. vol. 95, p. 551–558, 2011.

CUEVAS, A.; Basore, P. A.; Giroult-Matlakowski. Surface recombination velocity of highly doped n-type silicon. **Journal Applied Physics**, v. 80, n. 6, p. 3370-3375, jun. 1996.

CUEVAS, A. The early history of bifacial solar cells. In: **20th European Photovoltaic Solar Energy Conference**: 2005, Barcelona. Proceedings... Munique: WIP, p. 802-805, 2005.

DAO, V. A.; Jongkyu, H.; Youngkuk, K.; Kyunghae, K.; Lakshminarayan, N.; Yi, J. Optimized surface passivation of n and p type silicon wafers using hydrogenated SiNx layers. **Journal of Non-Crystalline Solids**, v. 356, p. 2880-2883, 2010.

DEDAVID, B. A.; Gomes, C. I.; Machado, G. Microscopia Eletrônica de Varredura: Aplicações e Preparação de Amostras: Materiais Poliméricos, Metálicos e Semicondutores [recurso eletrônico] Porto Alegre: **EDIPUCRS**, 2007.

DING, D.; Lu, G.; Li, Z.; Zhang, Y.; Shen, W. High-efficiency n-type silicon PERT bifacial solar cells with selective emitters and poly-Si based passivating contacts. **Solar Energy**. vol. 193. p. 494-501, 2019.

DUERINCKX, F.; Choulat, P.; Beaucarne, G.; Young, R.J.S.; Rose, M.; Raby, J.A. Improved screen printing process for very thin multicrystalline silicon solar cells. **19th EPVSEC**, Paris, 2004.

DUPONT, Solamet® PV17A. Technical Data Sheet.

DURAN, C.; Eisele, S. J.; Buck, T.; Kopecek, R.; Köhler, J. R.; Werner, J. H. Bifacial solar cells with selective B-BSF by laser doping. In: **24th European Photovoltaic Solar Energy Conference**. Hamburg. p. 1-4, 2009.

DURAN, C.; Buck, T.; Kopecek, R.; J. Libal; Traverso, T. Bifacial solar cells with boron back surface field. In: **25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition**. Valencia. p. 2248-2352, 2010.

EDWARDS, M. Efficiencies of 22% at low cost: the future of mass-produced laser doped selective emitter solar cells. In: **Manufacturing The Solar Future – The 2012 Production Annual**. United Kingdom, p. 163-168, 2012.

ELSCHNER, A.; Kirchmeyer, S.; Lövenich, W.; Merker, U.; Reuter, K. *Pedot: Principles and Applications of an Intrinsically Conductive Polymer*, CRC Press, Boca Raton, FL, 2011.



FAGUNDES, R. S. **Análise de Filmes Antirreflexo de Dióxido de Titânio e Nitreto de Silício em Células Solares p<sup>+</sup>nn<sup>+</sup>**. Porto Alegre. 2012. 61p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais). PGETEMA. Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

FELDMANN, F.; Bivour, M.; Reichel, C.; Hermle, M.; Glunz, S. W. Passivated rear contacts for high-efficiency n-type Si solar cells providing high interface passivation quality and excellent transport characteristics. **Solar Energy Materials & Solar Cells**, v. 120, p. 270 – 274, 2014.

GHANNAM, M.Y. A new n<sup>+</sup>pn<sup>+</sup> structure with back side floating junction for high efficiency silicon solar cells. **22<sup>nd</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference**, Las Vegas, EUA, p. 284-289, 1991.

GLUNZ, S. W.; Feldmann, F. SiO<sub>2</sub> surface passivation layers – a key technology for silicon solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**. vol. 185. p. 260-269, 2018.

GOETZBERGER, A.; Knobloch, J. Crystalline silicon solar cells. **John Wiley & Sons**, New York, p. 238, 1998.

GREEN, M. A. **Solar Cells: Operating Principles, Technology and System Applications**. Sydney: UNSW, 1992.

GREEN, M.A. **Silicon solar cells: Advanced Principles & Practice**. University of New South Wales, Sydney, 1995.

GU, W.; Ma, T.; Ahmed, S.; Zhang, Y.; Peng, J. A Comprehensive review and outlook of bifacial photovoltaic (bPV) technology. **Energy Conversion and Management**. vol. 223, 2020.

GUERRERO-LEMUS, R.; Vega, R.; Kim, T.; Kim, A. Shephard, L. E. Bifacial solar photovoltaics - A technology review. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 60, p. 1533-1549, 2016.

GU, X.; Yu, X.; Xu, J.; Fan, R.; Yang, D. Towards thinner and low bowing silicon solar cells: form the boron and aluminum co-doped back surface field with thinner metallization film. **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**. v. 21, p. 456-461, 2011.

HENLEY,F; Lamm, A.; Kang, S.; Liu, Z.; Tian, L. Direct film transfer (DFT) technology for kerf—free silicon wafering, in: **Proceedings of the 23rd EU PVSEC**, Valencia, Spain, p. 1090–1093, 2008.

HEZEL, R.; Jaeger, K. J. Low-temperature surface passivation of silicon for solar cells. **Journal of Electrochem Soc**. vol.136, p. 518-523, 1989.

HILALI, M. M.; Gee, J. M.; Hacke, P. Bow in screen-printed back-contact industrial silicon solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**. v. 91, p.1228 –1233, 2007.

HONSBURG, C.; Ghozati, S. B.; Ebong, A. U.; Tang, Y-H.; Wenham, S. R. Elimination of parasitic effects in floating junction rear surface passivation for solar cells. In: **IEEE Photovoltaic Specialists Conference**. Conference Record of the Twenty-fifth IEEE, p. 401-404,1996.

HONSBURG, C.; Mcintosh, K. R.; Boonprakaikaew, G.; Ghozati, S.; Wenham, S. R. Characterization and measurement of silicon solar cells with floating junction passivation. In: **IEEE Photovoltaic Specialists Conference**. Conference Record of the Twenty-sixth IEEE, p. 247-250, 1997.

HSIEH, P. T.; Huang, C. J.; Chang, H. C.; Chiu,S. W.; Li, C. C. 20.2% efficiency n-type bifacial solar cell by industrial fabrication processes **28th European Photovoltaic Solar Energy Conference**, pp. 1174-1176, 2013.

ITRPV- International Technology Roadmap for Photovoltaics, 2019 Results, 2020. 11thedition. Disponível em: <<http://www.itrpv.net/Reports/Downloads>>. Acessado em 6 de junho de 2020.

ITRPV- International Technology Roadmap for Photovoltaics, 2020 Results, 2021. 12th edition. Disponível em: <<http://www.itrpv.net/Reports/Downloads>>. Acessado em 4 de junho de 2021.

JANßEN, L.; Windgassen, H.; Bätzner, D.L.; Bitnar, B.; Neuhaus, H. Silicon nitride passivated bifacial Cz–silicon solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, vol. 93, p.1435–1439, 2009.

JIA, G.; Gawlik, A.; Plentz, J.; Andrä, G. Bifacial multicrystalline silicon thin film solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, vol. 167, p. 102 – 108, 2017.

JIMENO, J. C.; Bueno, G.; Lago, R.; Freire, I.; *et al.* Low cost using ultra-thin bifacial cells. In: **22nd European Photovoltaic Solar Energy Conference**. Milan, p. 1-4, 2007.

JOGE, T.; Eguchi, Y.; Imazu, Y.; Araki, I.; Uematsu, T.; Matsukuma, K. Basic application technologies of bifacial photovoltaic solar modules. **Electrical Engineering in Japan**, vol.149, No. 3, p. 32-42, 2004.

KAMINSKI, A.; Vandelle, B.; Fave, A. *et al.* Aluminium BSF in silicon solar cells. **Solar Energy Materials & Solar Cells**, v. 72, p. 373-379, 2002.

KANIA, D.; Böske, T.S.; Braun, M.; Sadler, P.; Schöllhorn, C.; Dupke, M.; Stichtenoth, D.; Helbig, A.; Carl, R.; Meyer, K.; Grohe, A.; Lossen, J.; Krokoszinski, H.-J. Pilot line production of industrial high-efficient bifacial n-type silicon solar cells with efficiencies exceeding 20.6%. **28th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition**. Paris, 2013.

KIEFER, F.; Krügener, J.; Heinemeye, F.; Jestremski, M.; .Osten, H. J.; .Brendelac, R.; Peibst, R. Bifacial, fully screen-printed n-pert solar cells with BF<sub>2</sub> and B implanted emitters. **Solar Energy Materials and Solar Cells**. vol. 157, p. 326-330, 2016.

KINOSHITA, T.; Fujishima, D.; Yano, A.; Ogane, A.; Tohoda, S.; Matsuyama, K.; Nakamura, Y.; Tokuoka, N.; Kanno, H.; Sakata, H.; Taguchi, M.; Maruyama, E. **26th European Photovoltaic Solar Energy Conference**, p.871, 2011.

KOMATSU, Y.; Galbiati, G.; Lamers, M.; Venema, P.; Harris, M.; Stassen, A. F.; Meyer, C.; Donker, M. V. D.; Weeber, A.. Innovative Diffusion Processes for Improved Efficiency on Industrial Solar Cells by Doping Profile Manipulation. Proceedings of the **24th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition**, Hamburg, September, p. 1063-1067, 2009.

KOMATSU, Y.; Vlooswijkb, A. H. G.; Venemab, P.R.; Romijna, I. G. The potential advantage of industrially processed boron emitters compared to phosphorus emitters. **Energy Procedia**. vol. 55, p.241 – 246, 2014.

KWON, T.; Kim,S.; Kyung, D. *et. al.* The effect of firing temperature profiles for the high efficiency of crystalline Si solar cells. **Solar Energy Materials & Solar Cells**, v. 94, p. 823-829, 2010.

LANTERNE, A.; Gall, S.; Veschetti, Y.; Cabal, R.; Coig, M.; Milési, F.; Tauzin, A. High efficiency fully implanted and co-annealed bifacial n-type solar cells. **Energy Procedia**, vol. 38, p. 25 – 27, 2013.

LANTERNE, A.; Le Perchec, J.; Gall, S.; Manuel, S.; Coig, M.; Tauzin, A.; Veschetti, Y. Understanding of the annealing temperature impact on ion implanted bifacial n-type solar cells to reach 20.3% efficiency. **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**, v. 23, p. 1458-1465, 2015.

LIAO, B.; Hoex, B.; Aberle, A. G.; Chi, D.; Bhatia, C. S. Excellent c-Si surface passivation by low temperature atomic layer deposited titanium oxide. **Applied Physics Letters**. 104, 253903 1-4. DOI: 10.1063/1.4885096. 2014.

LINDROOS, J.; Savin, H. Review of light-induced degradation in crystalline silicon solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**. vol 147. p.115–126, 2016.

LO, C. K.; Lim, Y. S.; Kee, S. Y. Improvement of bifacial solar panel efficiency using passive concentrator and reflector system. In: **International Conference on Renewable Energy Research and Applications (ICRERA) IEEE**: Madri, p. 42-45, 2013.

LOPES, N. F. **Implementação e Análise de Junção Flutuante em Células Solares de Silício tipo n**. Porto Alegre. 2013. 99p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais). PGETEMA. Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

LOPES, N. F.; Moehlecke, A.; Zanesco, I. Análise da implementação de junção flutuante frontal em células solares  $p^+nn^+$  industriais. **Revista Brasileira de Energia Solar**. vol. V, n. 1, julho, p. 62-72, 2014.

LORENZO, E. **Electricidad Solar: Ingeniería de los Sistemas Fotovoltaicos**. Progensa, Espanha. p. 338, 1994.

LOUWEN, A.; Sark, W.; Schropp, R.; Faaij, A. A cost road map for silicone heterojunction solar cells. **Solar Energy Materials & Solar Cells**. v. 147, p. 295–314. 2016.

LUQUE, A.; Cuevas, A.; Eguren, J. Solar cell behaviour under variable surface recombination velocity and proposal of a novel structure. **Solid-State Electronics**, vol. 21, p. 793-794, 1978.

LY, M.; Zanesco, I.; Moehlecke, A. Incerteza na medida de características elétricas de células solares com simulador solar. **Relatório Interno NT-Solar/PUCRS**, 01/2019, 2019.

MACDONALD, D.; Geerligs, L. J. Recombination activity of interstitial iron and other transition metal point defects in p and n-type crystalline silicon. **Applied Physics Letters**, vol. 85, no. 18, pp. 4061–4063, 2004.

MACDONALD, D.; Rougieux, F.; Cuevas, A.; Lim, B.; Schmidt, J.; Di Sabatino, M.; Geerligs, L. J. Light-induced boron-oxygen defect. Generation in compensated p-type Czochralske silicon. **Journal of Applied Physics**, v. 105, p. 093704 (1-7), 2009.

MACHADO, T.C.P.A. **Implementação de Emissores p<sup>+</sup> com Diferentes Dopantes para Células Solares n<sup>+</sup>np<sup>+</sup> Finas**. Porto Alegre. 2018. 86p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais). PGETEMA. Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

MARKVART, T.; Castañer, L. Chapter 2: Low cost industrial technologies of crystalline. **Solar Cells: Materials, Manufacture and Operation**. ELSEVIER, Oxford, p. 503, 2005.

MCINTOSH, K. R., Honsberg, C.B. A new technique for characterizing floating junction passivated solar cells from their dark IV curves. **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**, vol. 7, p. 363-378, 1999.

MCINTOSH, K. R., Boonprakaikaew, G., Honsberg, C.B. An experimental technique to measure the shunt resistance across a local region of a floating junction. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, vol. 64, p.353-361, 2000.

MEYER, J.; Hamwi, S.; Kröger, M.; Kowalsky, W.; Riedl, T.; Kahn, A. Transition metal oxides for organic electronics: energetics. **Device Physics and Applications**, Adv. Mater. vol. 24. p. 5408–5427, 2012.

MIHAILETCHI, V. D.; Chu, H.; Galbiati, G.; Comparroto, C.; Halm, A.; Kopecek, R. A Comparison Study of n-type PERT and IBC Cell Concepts with Screen Printed Contacts. **Energy Procedia**. vol. 77, p. 534-539, 2015.

MODEL, J. C. M. **Desenvolvimento e Análise de Passivação com Dióxido de Titânio em Células Solares com Campo Retrodifusor Seletivo**. Porto Alegre. 2017. 79p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais). PGETEMA. Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

MOEHLECKE, A.; Zanesco, I.; Cañizo, C.; Luque, A. Experimental comparison between p and n bases for bifacial solar cells. In: **Proceedings of the 13th European Photovoltaic Solar Energy Conference**; Nice, France. Nice: WIP; 1995. p. 967-970, 1995.

MOEHLECKE, A. **Conceptos Avanzados de Tecnología para Células Solares com Emisores p<sup>+</sup> Dopados con Boro**. Madrid. 1996. 202 p. Tese (Doutorado em Engenharia) Escola Técnica Superior de Engenheiros de Telecomunicação, Universidade Politécnica de Madri, Espanha.

MOEHLECKE, A.; Cañizo, C.; Zanesco, I.; Luque, A. Floating junction passivation of p<sup>+</sup> emitters. In: **2<sup>nd</sup> World Conference and Exhibition on Photovoltaic Solar Energy Conversion**, Austria. Proceedings of the Second World Conference on Photovoltaic Energy Conversion. Austria: Vienna, p. 1551-1554, 1998.

MOEHLECKE, A.; Febras, A. F. S.; Zanesco, I. Electrical performance analysis of PV modules with bifacial silicon solar cells and white diffuse reflector. **Solar Energy**, v. 96, p. 253-262, 2013.

MOEHLECKE, A.; Osório, V. C.; Zanesco, I. Analysis of thin bifacial silicon solar cells with locally diffused and selective back surface field. **Materials Research**, vol. 17, nº 5. 2014.

MOEHLECKE, A.; Zanesco, I.; Marcondes, T. L.; Machado, T. C. P. A. Desenvolvimento de Células Solares n<sup>+</sup>np<sup>+</sup> em Lâminas de Silício de 100 µm de Espessura. **Simpósio Matéria**. Resumo. Rio de Janeiro, p. 4183, 2016.

MOON, I.; Kim, K.; Thamilselvan, M. *et al.* Selective emitter using porous silicone for crystalline silicon solar cells. **Solar Energy Materials & Solar Cells**, n. 93, p. 846–850, 2009.

NARASIMHA, S.; Rohatgi, A. An optimized rapid aluminum back surface Field technique for silicon solar cells. **IEEE Transactions on Electron Devices**, v. 46, n.7, p. 1363-1370, julho 1999.

NHITRANTHI, T.; Dubois, S.; Baruchel, J.; Enjalbert, N.; Fernandez, B.; Schüllli, T.; Lafford, T. A. Czochralski and mono-like p-type and n-type silicon solar cells: Relationship between strain and stress induced by the back contact, and photovoltaic performance. **Solar Energy Materials & Solar Cells**, v. 135, p. 17 – 21, 2015.

OATES, A.; Reehal, H.S. Effect of diffusion parameters on emitter formation in silicon solar cells by proximity rapid thermal diffusion. **Materials Science in Semiconductor Processing**. vol. 77, p. 83–87, 2018.

OSÓRIO, V. C. **Células Solares Bifaciais Finas com Campo Retrodifusor Localizado de Alumínio e Seletivo de Boro e Alumínio**. Porto Alegre. 2012. 155p. Tese (Doutorado em Engenharia e Tecnologia de Materiais). PGETEMA. Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

PAN, A.C.; del Cañizo, C.; Luque, A. Effect of thickness on bifacial silicon solar cells **Electron Devices**. Spanish Conference on, p. 234-237, 2007.

PATEL, M.T; Khan M. R; Sun, X; Alam, M.A. A worldwide cost-based design and optimization of tilted bifacial solar farms. **Appl. Energy**. vol. 247. p.467–79, 2019.

PÉREZ, L.; Coello, J.; Freire, I.; Varner, K.; Lago, R.; Bueno, G.; Del Cãnizo, C.; Luque, A. Global processes for the fabrication of low cost bifacial solar cells. **20<sup>th</sup>European Photovoltaic Solar Energy Conference**. Barcelona. p. 6-10, 2005.

PÉREZ-SÁNCHEZ, G. F.; Pérez, M.; Morales-Acevedo, A. Silicon Solar Cells using low cost TiO<sub>2</sub> thin layers prepared by Chemical Spray Pyrolysis. In: **2nd International Conference on Electrical and Electronics Engineering (ICEEE) and XI Conference on Electrical Engineering (CIE 2005)**. Cidade do México. Anais. p. 444-446. 2005.

PHAM, T.; Zhang, W. Improvingsolar cell performance by full aluminum back surface field. In: 35th, **IEEE Photovoltaic Specialists Conference PVSC**:p. 1019 – 1022, 2010.



PREU, R. *et al.* Sputtering – A key technology for thin film deposition in crystalline silicon solar cell production? **16th European Photovoltaic Solar Energy Conference**, p. 1467-1470, 2000.

POWELL, D.M.; Winkler, M.T.; Choi, H.J.; Simmons, C.B.; Berney Needleman, D.; Buonassisi, T. Crystalline silicon photovoltaics: a cost analysis framework for determining technology pathways to reach baseload electricity costs. **Energy Environ Sci**, vol. 5, p. 5874-5883, 2012.

<sup>a</sup>RAHMAN, M. Z., Khan, S. I. Advances in surface passivation of c-Si solar cells. **Mater Renew Sustain Energy**. 1:1, 1-11. DOI 10.1007/s40243-012-0001-y. 2012.

<sup>b</sup>RAHMAN, M. Z. Status of selective emitters for p-type c-Si solar cells. **Optics and Photonics Journal**. v. 2, p. 129-134, 2012.

RAHMAN, M. Z. Advances in surface passivation and emitter optimization techniques of c-Si solar cells. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 30, p. 734 – 742, 2014.

RAZERA, R. A. Z. **Desenvolvimento e Análise da Passivação com Dióxido de Silício de Células Solares com Campo Retrodifusor Seletivo**. Porto Alegre. 2017. 102p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais). PGETEMA. Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

REHMAN, A.; Lee, S. H. Advancements in n-type base crystalline silicon solar cells and their emergence in the photovoltaic industry. Hindawi Publishing Corporation. **The Scientific World Journal**. Article ID 470347, p.13, 2013.

RICHARDS, B. S.; Cotter, J. E.; Honsberg, C. B. Enhancing the surface passivation of TiO<sub>2</sub> coated silicon wafers. **Applied Physics Letters**. v. 80, n. 7, p.1123-1125, 2002.

RICHARDS, B. S. Comparison of TiO<sub>2</sub> and other dielectric coatings for buried contact solar cells: a review. **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**. v. 12, p. 253-281, 2004.

RODRIGUEZ, J.; Wang, E.; Chen, N. *et al.* Towards 22% efficient screen-printed bifacial n-type silicon solar cells. **Solar Energy Materials & Solar Cells**, v. 187, p. 91-96, 2018.

RODRÍGUEZ-GALLEGOS, C.D; Bieri, M; Gandhi, O; Singh, J.P; Reindl, T; Panda, S.K. Monofacial vs bifacial Si-based PV modules: which one is more cost-effective? **Solar Energy**. vol. 176. p. 412–38, 2018.

ROHATGI, A. *et. al.* Rapid processing of low-cost, high-cells. **Bull Mater Sci**, v. 22, n. 3, p. 383-390, 1990.

ROHATGI, A.; Meiera, D. L.; McPherson, B.; Okb, Y.-W.; Upadhyayab, A. D.; Laib J.-H.; Zimbardib, F. High-throughput ion-implantation for low-cost high-efficiency silicon solar cells. **Energy Procedia**, vol. 15, p.10 – 19, 2012.

RYU, K.; Madani, K.; Rohatgi, A.; Ok, Y.-W. High efficiency screen-printed n-type silicon solar cell using codiffusion of APCVD boron emitter and  $\text{POCl}_3$  back surface field. **Current Applied Physics**. vol.18, p. 231-235, 2018.

SAFIEI, A.; Windgassen, H.; Wolter, K.; Kurz, H. Emitter profile tailoring to contact homogeneous high sheet resistance emitter. **Energy Procedia**, vol. 27, p. 432 – 437, 2012.

SAGA, T. Advances in crystalline silicon solar cell technology for industrial mass production. **NPG Asia Mater**. vol.2, p. 96–102, 2010.

SAHA, S.; Rao, R. A.; Mathew, L.; Ainom, M.; Banerjee, S. K. A novel low-cost method for fabricating bifacial solar cells. **IEEE 39<sup>th</sup> Photovoltaic Specialists Conference (PVSC)**, p. 2268 – 2271, 2013.

SANYO Energy. HIT Photovoltaic Module Power 205, USA. 2009. Disponível em: <[http://solar.ypsi.com/repository/documents/cityhall/Sanyo\\_HIT\\_Power\\_205\\_Data\\_Sheet.pdf](http://solar.ypsi.com/repository/documents/cityhall/Sanyo_HIT_Power_205_Data_Sheet.pdf)> Acesso em: 04 de maio de 2017.

SCHIELE, Y.; Book, F.; Seren, S.; Hahn, G.; Terheiden, B. Screen-printed Al-alloyed rear junction solar cell concept applied to very thin (100  $\mu\text{m}$ ) large-area n-type Si wafers. **Energy Procedia**, vol. 27, 460 – 466, 2012.

SCHMIDT, J.; Werner, F.; Veith, B.; Zielke, D.; Steingrube, S.; Altermatt, P. P.; Gatz, S.; Dullweber, T.; Brendel, R. Advances in the surface passivation of silicon solar cells. **Energy Procedia**, v. 15, p. 30 – 39, 2012.

SCHMIDT, J.; Peibsta, R.; Brendel, R. Surface passivation of crystalline silicon solar cells: Present and future. **Solar Energy Materials and Solar Cells**. vol. 187, p. 39-54, 2018.

SCHRODER, D.K. **Semiconductor Material and Device Characterization**. Wiley-Inter science: New Jersey, p. 778, 1998.

SHEORAN, M., Upadhyaya, V., Upadhyaya, A., Rohatgi, A. High-efficiency screen-printed thin silicon solar cells. **22nd European Photovoltaic Solar Energy Conference**, Milão, Itália, p. 1738-1741, 2007.

SINGHA, B.; Solanki, C. S. N-type solar cells: advantages, issues, and current scenarios. **Materials Research Express**. vol. 4, 2017.

SINKE, W.C.; Van Hooff, W.; Coletti, G.; Ehlen, B.; Hahn, G.; Reber, S. *et al.* Wafer-based crystalline silicon modules at 1 €/WP: final results from the Crystal clear integrated project. **Proc 24th EU PVSEC**, Hamburg, Germany, p. 845-856, 2009.

SMIRNOV, V.; Lambertz, A.; Finger, F. Electronic and structural properties of n-type microcrystalline silicon oxide ( $\mu\text{c-SiO}_x\text{:H}$ ) films for applications in thin film silicon solar cells. **Energy Procedia**, v. 84, p. 71 – 77, 2015.

SONG, D.; Xiong, J.; Hu, Z.; Li, G.; Wang, H.; An, H.; Yu, B.; Grenko, B.; Borden, K.; Sauer, K.; Roessler, T.; Cui, J.; Wang, H.; Bultman, J.; Vlooswijk, A.H.G.; Venema P.R. Progress in n-type si solar cell and module technology for high efficiency and low cost.

**IEEE 38th Photovoltaic Specialist Conference (PVSC):** Austin, p. 3004 – 3008, 2012.

STECKEMETZ, S.; Metz, A.; Hezel, R. Thin Cz-silicon solar cells with rear silicon nitride passivation and screen-printed contacts. **In: 17th European Photovoltaic Solar Energy Conference:** Munique, Alemanha. Proceedings... Munique: WIP, 2001, p. 1902-1906, 2001.

SUN, X.; Khan, M. R.; Deline, C.; Alam, M.A. Optimization and performance of bifacial solar modules: a global perspective. **Appl Energy**, vol.212. p.1601–10, 2018.

TAO, Y.; Ok, Y.-W.; Zimbardi, F.; Upadhyaya, A. D.; Lai, J.-H.; Ning, S.; Upadhyaya, V. D.; Rohatgi, A. Fully ion-implanted and screen-printed 20.2 % efficient front junction silicon cells on 239 cm<sup>2</sup> n-type CZ substrate. **IEEE Journal of Photovoltaics**, vol. 4, n. 1, Janeiro, 2014.

THICKNESS, Shape and Flatness Measurement of Semiconductor Wafers. Disponível em: [http://opsemi.com/index.php?\\_m=mod\\_article&\\_a=article\\_content&article\\_id=169](http://opsemi.com/index.php?_m=mod_article&_a=article_content&article_id=169). 2009-2012. Acesso em: 05 de março 2017.

THOMSON, A. F.; McIntosh, K. R.; Richards, B. S. Surface recombination in oxide-passivated Si after the deposition of APCVD TiO<sub>2</sub>. **22<sup>nd</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference**, Milan, Italy, 3-7 September 2007.

THOMSON, A.; McIntosh, K. Light-enhanced surface passivation of TiO<sub>2</sub>-coated silicon. **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**. v. 20, p. 343-349, 2012.

TOMIZAWA, Y.; Ikeda, Y.; Shiro, T. Development of n-type selective emitter silicon solar cells by laser doping using boron-doped silicon paste. **Energy Procedia**. vol. 92, p. 419 – 426, 2016.

UNTILA, G. G.; Kost, T. N.; Chebotareva, A. B.; Zaks, M. B.; Sitnikov, A. M.; Solodukha, O. I.; Shvarts, M. Z. Bifacial concentrator Ag-free crystalline n-type Si solar cell. **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**, v. 23, p. 600-610, 2015.

URUENA, A. et al. Rear contact and BSF formation for local Al-BSF solar cells. **Energy Procedia**, Leuven, v. 27, p. 561 – 566, 2012.

VEITH, B.; Dullwebera, T.; Sieberta, M.; Kranza, C.; Wenera, F.; Hardera N. P.; Schmidta, J.; Roosd, B.F.P.; Dippelld, T.; Brendel, R. Comparison of ICP-AlO<sub>x</sub> and ALD-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> layers for the rear surface passivation of c-Si Solar cells. **Energy Procedia**. vol. 27, p.379 – 384, 2012.

WANG, A.; Zhao, J.; Wenham, S. R.; Green, M. A. 21.5 % Efficient thin silicon solar cell. **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**. vol. 4, p. 55-58, 1996.

WANG, X.; Allen, V.; Vais, V.; Zhao, Y.; Tjahjono, B.; Yao, Y.; Wenham, S.; Lennon, A. Laser-doped metal-plated bifacial silicon solar cells. **Solar Energy Materials & Solar Cells**, v. 131, p. 37-45, 2014.

WANG, W.; Sheng, J.; Yuan, S.; Sheng, Y.; Cai, W.; Chen, Y.; Zhang, C.; Feng, Z.; Verlinden, P. J. Industrial screen-printed n-type rear-junction solar cells with 20.6% Efficiency. **IEEE Journal of Photovoltaics**, vol. 5, n. 4, julho, 2015.

XI, X.; Chen, X.; Zhang, S.; Li, W.; Shi, Z.; Li, G. The investigation on the front surface field of aluminum rear emitter N-type silicon solar cells. **Solar Energy**, v. 114, p. 198 – 205, 2015.

YANG, L., Ye, Q.H., Ebong, A., Song, W.T., Zhang, G.J., Wang, J.X., Ma, Y. High efficiency screen printed bifacial solar cells on monocrystalline Cz silicon. **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**, vol. 19, p. 275–279, 2011.

YIN, H.P.; Tang, K.; Zhang, J.B.; Shan, W.; Huang, X.M.; Shen, X.D. Bifacial n-type silicon solar cells with selective front surface field and rear emitter. **Solar Energy Materials and Solar Cells**. vol. 208. 2020.

YU, L.-S.; Chang, I.-H.; Cheng, H.-E. .; Lin, Y.-S. Surface passivation of c-Si by atomic layer deposition  $\text{TiO}_2$  thin films deposited at low temperature. **IEEE 40th Photovoltaic Specialist Conference (PVSC)**: Denver, p. 1271 – 1274, 2014.

YU, B.; Song, D.; Sun, Z.; Liu, K.; Zhang, Y.; Rong, D.; Liu, L. A study on electrical performance of N-type bifacial PV modules. **Solar Energy**, v. 137, p. 129-133, 2016.

YUSUFOGLU, U. A.; Pletzer, T. M.; Koduvelikulathu, L. J.; Comparotto, C.; Kopecek, R.; Kurz, H. Analysis of the annual performance of bifacial modules and optimization methods. **IEEE Journal of Photovoltaics**, v. 5, n. 1, p. 320-328, 2015.

YUZURU, U.; Kosuke, K.; Kiyoyuki, K.; Masaharu, Y.; Katsumi, A.; Hiroyuki, S. Performance analysis of various system configurations on grid-connected residential PV systems. **Solar Energy Materials & Solar Cells**, v. 93, p. 945-949, 2009.

ZANESCO, I.; Moehlecke, A. Processo de Difusão de Dopantes em Lâminas de Silício para a Fabricação de Células Solares. **Patente**: Privilégio de Inovação. Número do registro: PI12030606, BR 10 2012 030606 9. Data da Concessão: 09/02/2021. Instituição de registro: INPI - Instituto Nacional da Propriedade Industrial.

<sup>b</sup>ZANESCO, I.; Moehlecke, A. Desenvolvimento de tecnologias industriais de fabricação de células solares e módulos fotovoltaicos. **Relatório Final de Projeto FINEP**. Convênio FINEP 01.080635.00, ref 1359/08, p. 837, 2012.

ZANESCO, I.; Gonçalves, V. A.; Moehlecke, A. Influence of the aluminum paste surface density on the electrical parameters of silicon solar cells. **Energy Procedia**, vol. 57, p. 47-55, 2014.

ZANESCO, I.; Moehlecke, A. Analysis of the silicon dioxide passivation and forming gas annealing in silicon solar cells. **Conference Proceedings Solar World Congress**. Daegu, Korea. p. 08 – 12. 2015.

ZANESCO, I.; Moehlecke, A.; Razera, R. A. Z.; Aquino, J.; Crestani, T.; Model, J. C. M.; Ly, M. Análise da passivação com SiO<sub>2</sub> na face posterior e frontal de células solares com campo retrodifusor seletivo. **Simpósio Matéria**. Rio de Janeiro, 2016.

ZANESCO, I.; Moehlecke, A. Desenvolvimento de Processos Industriais para Fabricação de Células Solares com pasta de Al e Passivação, **Relatório de Projeto de P&D**, Convênio ELETROSUL nº 1110140010, 379 p. 2016.

ZANESCO, I.; Razera, R. A. Z.; Moehlecke, A. Análise da passivação com SiO<sub>2</sub> na face posterior e frontal de células solares com campo retrodifusor seletivo. **Revista Matéria**. Rio de Janeiro, v. 22, p. 11924-9. 2017.

ZENZEN, E. A.; Zanesco, I.; Moehlecke, A.; Santos, S. L. R. Jr. Formação de emissores seletivos em células solares por radiação laser. In: **II Congresso Brasileiro de Energia Solar e III Conferência Regional Latino-Americana da ISES**: Florianópolis. Anais... p. 1-6, 2008.

ZHUANG, Y. F.; Zhong, S. H.; Liang, X. J.; Kang, H. J.; Li, Z. P.; Shen W. Z. Application of SiO<sub>2</sub> passivation technique in mass production of silicon solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**. vol. 193. p. 379-386, 2019.



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](mailto:prograd@pucrs.br)  
Site: [www.pucrs.br](http://www.pucrs.br)