

PUCRS

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

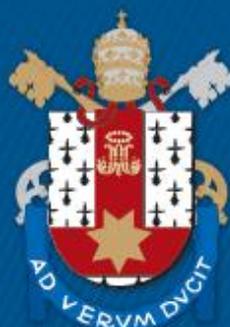
THAIS CRESTANI

**DESENVOLVIMENTO DE CÉLULAS SOLARES BIFACIAIS PERT BASE P COM JUNÇÃO
FLUTUANTE E ANÁLISE DA PASSIVAÇÃO**

Porto Alegre

2021

PÓS-GRADUAÇÃO - *STRICTO SENSU*



Pontifícia Universidade Católica
do Rio Grande do Sul



**DESENVOLVIMENTO DE CÉLULAS SOLARES BIFACIAIS PERT
BASE P COM JUNÇÃO FLUTUANTE E ANÁLISE DA PASSIVAÇÃO**

THAIS CRESTANI

BACHAREL EM QUÍMICA

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



DESENVOLVIMENTO DE CÉLULAS SOLARES BIFACIAIS PERT BASE P COM JUNÇÃO FLUTUANTE E ANÁLISE DA PASSIVAÇÃO

THAIS CRESTANI

BACHAREL EM QUÍMICA

MESTRE EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

ORIENTADOR: Profa. Dra. Izete Zanescó

CO-ORIENTADOR: Prof. Dr. Adriano Moehlecke

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

Porto Alegre

Agosto, 2021



DESENVOLVIMENTO DE CÉLULAS SOLARES BIFACIAIS PERT BASE P COM JUNÇÃO FLUTUANTE E ANÁLISE DA PASSIVAÇÃO

CANDIDATA: THAIS CRESTANI

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

DRA. IZETE ZANESCO - ORIENTADORA

DR. ADRIANO MOEHLECKE - COORIENTADOR

BANCA EXAMINADORA

DRA. LEILA ROSA DE OLIVEIRA CRUZ - SEÇÃO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS -
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

DRA. MÓNICA GLADYS MARTÍNEZ BOGADO - DEPARTAMENTO ENERGÍA SOLAR,
CENTRO ATÓMICO CONSTITUYENTES - COMISIÓN NACIONAL DE ENERGÍA
ATÓMICA, ARGENTINA

DRA. SANDRA MARA OLIVEIRA EINLOFT - PGETEMA - PUCRS

“O maior inimigo do conhecimento não é a ignorância,
é a ilusão do conhecimento.”

Stephen Hawking.

DEDICATÓRIA

Dedico esse trabalho à minha família. Principalmente meus pais, Darci e Marinez, que frente a todas as adversidades nunca me deixaram desistir. Foram meus maiores incentivadores e que estiveram sempre ao meu lado.

Dedico esse trabalho também a todas as mulheres que sonham em ingressar na área das ciências exatas. Não foi nada fácil, os preconceitos e as discriminações, na Universidade e no mercado de trabalho, mas valeu a pena. Quando se tem determinação e muita força de vontade a gente consegue trabalhar e estudar. Como diz Fernando Pessoa: “Tudo vale a pena quando a alma não é pequena”. Tenho muito orgulho do caminho que tracei até aqui.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a PUCRS e ao PGETEMA pela infraestrutura e pelos profissionais que fazem com que todos os ambientes sejam propícios para desenvolver um bom trabalho e estão sempre dispostos a ajudar.

Agradeço a CAPES, pelo auxílio financeiro e pela bolsa de estudos. Tudo só foi possível por ser bolsista integral CAPES.

Aos professores Izete Zanesco e Adriano Moehleck, pelo voto de confiança que eles tiveram comigo. Ao professor Adriano por ter acreditado naquela aluna despretensiosa, na entrevista de mestrado, que só queria desenvolver algum trabalho que ajudasse o meio ambiente, obrigada por ter acreditado no meu potencial e por ter me auxiliado em todas as etapas da pesquisa. Meu agradecimento especial a professora Izete, minha orientadora e mentora, eu não teria chegado tão longe se a senhora não estivesse ao meu lado. Nos conhecemos em uma conversa na sala de vocês e quando saí de lá tinha certeza que trabalharíamos juntas. Muito obrigada por ter acreditado em mim, obrigada por ter ouvido e discutido cada resultado, cada processo. Obrigada pela paciência e por me ensinar tanto. Vocês são exemplos de pessoas e de profissionais, são professores de verdade, que ouvem e que sempre tiram o melhor dos alunos. Obrigada pela parceria e por todo o aprendizado.

Ao grupo do NT-Solar, foram quase oito anos de convivência diária. Passaram tantas pessoas pelo grupo nesse tempo e todos deixaram algo de especial na minha formação. Todos foram fundamentais para a construção desse trabalho, mas não posso deixar de citar alguns. O Moussa Ly, foi funcionário do laboratório durante anos e se tornou um grande amigo, obrigada pela paciência, pela troca e por todos ensinamentos, meus dias de sala limpa eram sempre mais felizes contigo. A Vanessa Alves, obrigada por dividir comigo essa jornada, participamos da construção profissional uma da outra e nossos almoços sempre foram regados de muita cumplicidade e troca e nossa relação sempre foi assim, leve e cheia de fé nas pessoas e em tempos melhores. A Nadine que participou do começo dessa jornada e que foi muito importante para o meu conhecimento pessoal e profissional, mesmo de longe se faz presente na minha vida, obrigada amiga paulista. A todos os alunos da

graduação que passaram pelo laboratório, durante esses últimos anos, aprendi muito com vocês e levo muito de vocês comigo. A descoberta pelo novo, a curiosidade, a vontade de fazer diferente, cada um de vocês trouxe mais sentido a minha pesquisa. A Andrielen que chegou agora na reta final, que infelizmente não podemos conviver diariamente na sala limpa, mas que se faz presente todos os dias. Nossa troca foi muito importante, muito obrigada pelo auxílio em todas os gráficos e por me mostrar o quanto eu gosto de ensinar.

A todos os professores que fizeram parte da construção do ser humano e da profissional que sou hoje. Estou aqui graças a uma professora do ensino médio que me encantou com a química. Entrei no mestrado por inspiração de algumas professoras da graduação, que acreditavam tanto no meu potencial que me incentivaram a continuar os estudos e entrar para a pesquisa. O ingresso no doutorado teve um significado muito especial, porque desde pequena queria ser doutora e a pesquisa é algo que de fato me fascina.

A minha família que não mediram esforços para eu realizar todos os meus sonhos profissionais e pessoais. Minha mãe Marinez que sempre esteve ao meu lado, acordava comigo às seis horas da manhã e ia dormir comigo depois da meia noite, que sempre fez a melhor comida e que sempre zelou pela minha saúde, é quem eu posso ligar a hora que for, que sempre vai ter uma palavra de incentivo e de apoio. Obrigada mãe, todos esses títulos são teus também. Meu pai Darci que mesmo muitas vezes ausente, por trabalhar demais, foi meu maior incentivador, não só financeiro, mas sempre acreditou nos meus sonhos. Obrigada pai por não medir esforços e por me apoiar sempre e em tudo. Meu irmão Thiago que me deu o melhor presente da minha vida, meu afilhado Bento. Obrigada mano por ser exemplo de profissional e obrigada Bento por todo o amor e força que me dá a cada encontro, trabalho e tento construir um mundo e um futuro melhor pra ti. Meu noivo e meu melhor amigo Guilherme por acreditar mais em mim do que eu mesma. Acompanhou toda a minha construção profissional, tens parte importante nesse trabalho e fostes fundamental em vários momentos. Obrigada pela paciência e pelo companheirismo, por não me deixar desistir nunca e por ser parceiro de uma vida toda. Obrigada por entender minha ausência, mesmo morando juntos, fico fechada horas e horas no escritório pesquisando e escrevendo.

Agradeço a todos os meus amigos que sempre entenderam a minha ausência. De coração vocês sabem quão importante são e o quanto eu sonhei e trabalhei para desenvolver essa pesquisa. Todos vocês fazem parte de cada conquista da minha vida.

Agradeço muito a Deus pelo dom da vida, pelo propósito que tenho e por me trazer até aqui em um momento tão difícil que o mundo e que nosso país enfrenta. Não é fácil ser pesquisadora no Brasil, mas eu acredito que somente a pesquisa e a educação vão fazer esse país ser melhor e digno de um povo tão sofrido e tão batalhador. A educação e a pesquisa salvam vidas.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO E OBJETIVOS.....	34
1.1. Justificativa.....	34
1.2. Objetivos	38
2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA E ESTADO DA ARTE.....	40
2.1. Células Solares Monofaciais	40
2.1.1. Substrato e Princípio de Funcionamento	40
2.1.2. Processos de Produção na Indústria	43
2.1.3. Comparação de Eficiências	45
2.1.4. Células Solares Monofaciais Base p	46
2.1.5. Células Solares com Emissor e Face Posterior Passivados	49
2.2. Células Solares Bifaciais	50
2.2.1. Aplicação em Módulos Fotovoltaicos Bifaciais	50
2.2.2. Estrutura e Eficiência	53
2.2.3. Características das Células Solares Bifaciais	54
2.2.4. Células Solares Bifaciais Base p	57
2.2.5. Células Solares Bifaciais Base n	60
2.2.6. Células Bifaciais Desenvolvidas pela Equipe do NT-Solar	64
2.3. Passivação em Células Solares	67
2.3.1. Dióxido de Silício	68
2.3.2. Nitreto de Silício.....	72
2.3.3. Dióxido de Titânio	73
2.3.4. Trióxido de Alumínio	76
2.3.5. Silício Amorfo.....	77
2.3.6. Junção Flutuante	79
2.3.7. Outros Materiais.....	81
3. METODOLOGIA	83
3.1. Processos de Fabricação	83
3.2. Etapas do Processo de Fabricação	88
3.2.1. Texturação, Limpezas e Ataques Químicos	88
3.2.2. Deposição do Líquido Dopante	90

3.2.3. Difusão de Boro e Oxidação na Mesma Etapa Térmica.....	90
3.2.4. Difusão de Fósforo	91
3.2.5. Difusão de Boro e Fósforo na mesma Etapa Térmica	91
3.2.6. Oxidação para Passivação.....	92
3.2.7. Formação da Junção Flutuante	92
3.2.8. Deposição do Filme Antirreflexo	93
3.2.9. Metalização por Serigrafia.....	94
3.3. Desenvolvimento do Processo de Difusão de Boro e Oxidação na Mesma Etapa Térmica	97
3.3.1. Otimização das Regiões Altamente Dopadas e da Passivação com SiO ₂	97
3.3.2. Desenvolvimento da Junção Flutuante.....	99
3.3.3. Desenvolvimento do Campo Retrodifusor com Dois Dopantes	101
3.4. Desenvolvimento do Processo de Difusão de Boro e Fósforo na Mesma Etapa Térmica	102
3.5. Caracterização das Células Solares	104
3.5.1. Tempo de Vida dos Portadores de Carga Minoritários.....	104
3.5.2. Resistência de Folha	105
3.5.3. Perfil da Concentração de Dopante	106
3.5.4. Eficiência Quântica Interna	108
3.5.5. Curva de Corrente Elétrica em Função da Tensão Aplicada	110
4. ANÁLISE DOS RESULTADOS.....	114
4.1. Processo de Difusão de Boro e Oxidação na Mesma Etapa Térmica.....	114
4.1.1. Parâmetros de Processo	114
4.1.2. Otimização Experimental do Campo Retrodifusor	115
4.1.2.1. Comparação da Resistência de Folha e Perfil de Dopante do Campo Retrodifusor e Emissor	115
4.1.2.2. Influência da Resistência de Folha do Campo Retrodifusor nos Parâmetros Elétricos	118
4.1.2.3. Influência do Aumento da Temperatura do Processo de Crescimento de SiO ₂ para Passivação.....	122
4.1.3. Otimização Experimental do Emissor	126
4.1.4. Avaliação da Passivação com SiO ₂	130
4.1.5. Análise do Tempo de Vida dos Portadores de Carga Minoritários	139

4.1.6. Desenvolvimento da Junção Flutuante na Superfície com Campo Retrodifusor	141
4.1.6.1. Formação da Junção Flutuante a partir do POCl_3	141
4.1.6.2. Formação da Junção Flutuante com Deposição de Líquido com Menor Concentração de Fósforo	144
4.1.6.3. Comparação de Células Solares com Junção Flutuante Formada por Diferentes Métodos.....	156
4.1.6.4. Formação do Campo Retrodifusor com Difusão de Boro e de Alumínio.....	160
4.1.7. Desenvolvimento da Junção Flutuante na Superfície com Emissor	163
4.2. Processo Com Difusão de Boro e Fósforo na Mesma Etapa Térmica.....	165
4.2.1. Análise da Influência da Temperatura de Difusão na Formação do Campo Retrodifusor.....	166
4.2.2. Otimização do Tempo de Difusão Para Formar o Campo Retrodifusor	168
4.2.3. Comparação do Processo Térmico de Oxidação Para a Passivação	174
4.2.4. Avaliação do Tempo de Vida dos Portadores de Carga Minoritários	181
4.2.5. Otimização das Etapas do Processo de Metalização	182
4.2.5.1. Análise de Diferentes Pastas de Metalização	182
4.2.5.2. Influência da Temperatura de Queima das Pastas	189
4.3. Comparação das Células Solares Bifaciais Com Diferentes Processos com Redução de Etapas Térmicas	192
4.3.1. Comparação do Tempo de Vida dos Portadores de Carga Minoritários	192
4.3.2. Comparação dos Parâmetros Elétricos	194
5. CONCLUSÕES E PROPOSTA PARA TRABALHOS FUTUROS...197	
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	200

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1. Estrutura de uma célula solar monofacial com passivação em ambas as faces, adaptado de Zanesco et al (2018 ^a).....	36
Figura 1.2. Célula solar bifacial típica produzida em substrato tipo p e tipo n (Guerrero et al. 2016).	37
Figura 2.1. Estrutura básica de uma célula solar de silício, destacando: (1) região tipo n; (2) região tipo p, (3) zona de carga espacial; (4) geração de par elétron-lacuna; (5) filme antirreflexo e (6) contatos metálicos (Moehlecke e Zanesco, 2005).	42
Figura 2.2. Distribuição mundial de mercado de células solares de silício (a) PERC e (b) PERC bifaciais, Dullweber et al (2017).	50
Figura 2.3. Distribuição mundial de módulos fotovoltaicos produzidos com células solares monofaciais e bifaciais, adaptado de ITPRV (2021).	53
Figura 2.4. Célula solar bifacial típica produzida em substrato tipo p e tipo n, adaptado de Moehlecke et al. (1994).	57
Figura 2.5. Comparação de células solares PERC monofaciais e bifaciais, adaptado de Dullweber et al (2017).	60
Figura 2.6. Célula solar bifacial PERT base n (Laterne et al. 2015).....	63
Figura 2.7. Célula solar com BSF seletivo de boro e alumínio em (a) célula com passivação por SiO ₂ e em (b) célula solar sem passivação (Zanesco et al. 2018 ^a).....	69
Figura 3.1. Processos de fabricação de células solares com BSF de boro: (a) processo convencional com BBr ₃ , (b) processo α e (c) processo β	84
Figura 3.2. Etapas do processo α e métodos de caracterização utilizados nas lâminas de silício e nas células solares bifaciais desenvolvidas.	86
Figura 3.3. Superfície de uma lâmina de Si após o processo de texturação. Imagem obtida no microscópio eletrônico de varredura (MEV).....	88
Figura 3.4. Lâminas de Si com filme antirreflexo de TiO ₂ em ambas as faces.....	94
Figura 3.5. Esquema ilustrativo do processo de deposição da pasta metálica por serigrafia.....	95

Figura 3.6. Malha metálica depositada em ambas as superfícies das lâminas, por serigrafia.....	96
Figura 3.7. Zonas de aquecimento do forno de esteira durante a secagem e posterior queima/difusão das pastas metálicas.....	96
Figura 3.8. Variação da temperatura de difusão de boro no processo α	97
Figura 3.9. Variação da temperatura de difusão de fósforo no processo α	98
Figura 3.10. Variação da temperatura de oxidação para o (a) tempo de 45 minutos e (b) tempo de 30 minutos, para o processo α	99
Figura 3.11. Esquema com os diferentes processos de formação da junção flutuante sobre a região p^+ , métodos A, B e C.....	100
Figura 3.12. Esquema de formação da junção flutuante sobre a região n^+ com o método F.....	101
Figura 3.13. Esquema com o processo de formação do campo retrodifusor de boro e alumínio com os métodos D e E.....	102
Figura 3.14. Variação da temperatura e do tempo de difusão de boro para formar o BSF no processo β	103
Figura 3.15. Técnica de "quatro pontas" utilizada para a medição da resistência de folha.....	105
Figura 3.16. Distribuição das regiões de medição da resistência de folha na lâmina de silício.....	106
Figura 3.17. Equipamento Wafer Profiler CVP21, utilizado para a medição do perfil de concentração de dopante (CVP21, 2011).....	107
Figura 3.18. Curva típica da concentração em função da profundidade do campo retrodifusor de boro formado em lâmina de silício tipo p.....	107
Figura 3.19. Representação da curva de eficiência quântica externa de uma célula solar. Adaptado de Bowden e Honsberg (2019).....	109
Figura 3.20. Circuito equivalente de uma célula solar (Lorenzo, 1994).....	110
Figura 3.21. Corrente elétrica em função da diferença de potencial em uma célula solar de silício, sob condições padrão de medição (Zanescu e Moehlecke, 2003).....	111

- Figura 4.1. Comparação da largura (L) e da altura (h) das trilhas formadas com as pastas condutivas de (a) Ag no emissor de fósforo com (L = 122 μm , h = 25 μm) e (b) Ag/Al no campo retrodifusor de boro com (L = 126 μm , h = 24 μm)..... 115
- Figura 4.2. Concentração do dopante em função da profundidade da região altamente dopada em (a) das lâminas dopadas com boro e em (b) lâminas dopadas com boro e fósforo. 117
- Figura 4.3. Eficiência quântica interna das células solares bifaciais processadas com diferentes temperaturas de oxidação para passivação e com tempo de 45 minutos (a) no emissor e em (b) no BSF..... 133
- Figura 4.4. Eficiência quântica interna das células solares com T_B de 950 °C para diferentes temperaturas de oxidação com tempo de 30 minutos em (a) no emissor e (b) no BSF. 136
- Figura 4.5. Eficiência quântica interna das células solares com irradiância incidente (a) no emissor e (b) no BSF processadas com diferentes temperaturas de oxidação durante 30 minutos. A T_B foi de 970 °C..... 139
- Figura 4.6. Comparação do tempo de vida dos portadores de carga minoritários inicial e após (a) difusão de boro, difusão de fósforo, oxidação para passivação a 800 °C e deposição de TiO_2 em ambas as faces e (b) difusão de boro, difusão de fósforo, oxidação para passivação a 800 °C, deposição de TiO_2 em ambas as faces e processo de queima. 141
- Figura 4.7. Curva J-V das células solares com maior eficiência sem e com junção flutuante, método A, medida na face: (a) com emissor de fósforo e (b) com BSF de boro. 148
- Figura 4.8. Eficiência quântica externa (a) e refletância (b) das células solares, sem e com junção flutuante, método A, com maior eficiência medida na superfície do emissor de fósforo. 149
- Figura 4.9. Eficiência quântica externa (a) e refletância (b) das células solares sem e com junção flutuante, método A, com maior eficiência e irradiância incidente na face com o campo retrodifusor de boro..... 150
- Figura 4.10. Eficiência quântica externa (a) e refletância (b) das células solares com e sem ataque químico para aumentar a resistência de folha do campo retrodifusor em células solares com junção flutuante..... 152
- Figura 4.11. Comparação do perfil da concentração de dopante (a) de boro antes e após a formação da junção flutuante das células solares com o método B (b) de fósforo antes e após a formação da junção flutuante no BSF e (c) de fósforo e de boro após a formação da junção flutuante com o método B..... 155

- Figura 4.12. Eficiência quântica externa com irradiância no (a) emissor e (b) BSF e refletância no (c) emissor e (d) no BSF das células solares com maior eficiência sem e com junção flutuante formada com diferentes dopantes de fósforo e métodos B, BX e C..... 159
- Figura 4.13. Comparação do perfil da concentração de dopante (a) do emissor de fósforo e (b) e do campo retrodifusor de B e de B+Al formado nas células solares com a solução Al110 e o método D. 161
- Figura 4.14. Comparação da (a) eficiência quântica externa e (b) da refletância das células solares monofaciais com maior eficiência com BSF-B e com BSF-B+Al produzido com o método D..... 162
- Figura 4.15. Eficiência quântica externa com irradiância no (a) emissor e (b) no BSF e refletância do (c) emissor e do (d) campo retrodifusor das células solares com maior eficiência processadas sem e com junção flutuante no emissor formada com o método F. 165
- Figura 4.16. Parâmetros elétricos das células solares em função da temperatura de queima das pastas de metalização produzidas com diferentes rampas de aquecimento para a oxidação para passivação: (a) tensão de circuito aberto, (b) densidade de corrente de curto-circuito, (c) fator de forma e (d) eficiência. As células solares foram produzidas com a T_B de 960 °C e tempo de difusão 15 minutos. 177
- Figura 4.17. Parâmetros elétricos das células solares em função da temperatura de queima das pastas de metalização produzidas com diferentes rampas de aquecimento para a oxidação para passivação: (a) tensão de circuito aberto, (b) densidade de corrente de curto circuito, (c) fator de forma e (d) eficiência. As células solares foram produzidas com a T_B de 970 °C e tempo de difusão 20 minutos. 180
- Figura 4.18. Parâmetros elétricos das células solares produzidas com as pastas de metalização PV3N1 e PV3N2 na face com o BSF, em função da temperatura de queima das pastas metálicas: (a) tensão de circuito aberto, (b) densidade de corrente de curto-circuito, (c) fator de forma e (d) eficiência. As células solares foram produzidas com a T_B de 950 °C e tempo de difusão de 20 minutos. 185
- Figura 4.19. Parâmetros elétricos das células solares produzidas com as pastas PV3N1 e PV3N2 na face com o BSF, em função da temperatura de queima das pastas metálicas: (a) tensão de circuito aberto, (b) densidade de corrente de curto circuito, (c) fator de forma e (d) eficiência. As células solares foram produzidas com a T_B de 960 °C e tempo de difusão de 20 minutos..... 188

- Figura 4.20. Parâmetros elétricos das células solares com diferentes $R_{\square B}$ em função da T_Q : (a) tensão de circuito aberto, (b) densidade de corrente de curto-circuito, (c) fator de forma e (d) eficiência. 191
- Figura 4.21. Tempo de vida inicial, com regiões n^+ e p^+ e da base no (a) processo α e no (b) processo β 194
- Figura 4.22. Curva J-V das células solares com maior eficiência desenvolvidas com o processo α e com o processo β e medida com irradiância na face: (a) com o emissor de fósforo e (b) com o BSF de boro. 196

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1. Eficiências confirmadas de células terrestres medidas em condições padrão: AM1,5G, irradiância de 1000W/m ² e temperatura da célula solar de 25 °C (Green et al. 2021).	46
Tabela 4.1. Parâmetros do processo de produção de células solares utilizados para a otimização experimental do BSF.....	114
Tabela 4.2. Resistência de folha do emissor de fósforo ($R_{\square P}$) e do BSF de boro ($R_{\square B}$) obtida com processos de difusão de boro realizados com temperatura de 950 °C (BT_{B950}) e 970°C (BT_{B970}).	116
Tabela 4.3. Profundidade de junção e concentração dos dopantes em superfície para as temperaturas de difusão de boro de 950 °C e 970 °C.	117
Tabela 4.4. Resistência de folha no campo retrodifusor de boro ($R_{\square B}$) e no emissor de fósforo ($R_{\square P}$) em função da temperatura de difusão de boro. A temperatura do processo de crescimento de SiO ₂ para a passivação foi de 800 °C.	118
Tabela 4.5. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função da resistência de folha do BSF de boro ($R_{\square B}$). O processo de oxidação foi realizado com a T_{OXI} de 800 °C.....	119
Tabela 4.6. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro função da $R_{\square B}$ e processo de oxidação realizado com a T_{OXI} de 800 °C.	120
Tabela 4.7. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais em função da $R_{\square B}$ e processo de oxidação realizado com a T_{OXI} de 800 °C.....	120
Tabela 4.8. Parâmetros elétricos da célula solar que foi submetida ao ataque químico superficial no BSF de boro e de células solares sem ataque químico com T_{OXI} de 800 °C. Também se compara o valor da resistência de folha do campo retrodifusor ($R_{\square B}$) sem ataque químico e após o ataque químico.	121
Tabela 4.9. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função da $R_{\square B}$ e processo de oxidação realizado com a T_{OXI} de 860 °C.	123
Tabela 4.10. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função da $R_{\square B}$ e processo de oxidação realizado com a T_{OXI} de 860 °C.	124

Tabela 4.11. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais em função da $R_{\square B}$ e processo de oxidação realizado com a T_{OXI} de 860 °C.....	124
Tabela 4.12. Parâmetros elétricos das células solares que foram submetidas ao ataque químico superficial no BSF de boro com T_{OXI} de 860 °C. Também se compara o valor da resistência de folha do campo retrodifusor ($R_{\square B}$) sem ataque químico e após o ataque químico.	125
Tabela 4.13. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função da $R_{\square P}$ com T_{OXI} de 800 °C.	127
Tabela 4.14. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função da $R_{\square P}$ com T_{OXI} de 800 °C.....	128
Tabela 4.15. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais em função da $R_{\square P}$ com T_{OXI} de 800 °C.	128
Tabela 4.16. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função da $R_{\square P}$ com T_{OXI} de 860 °C.	129
Tabela 4.17. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função da $R_{\square P}$ com T_{OXI} de 860 °C.....	129
Tabela 4.18. Eficiência média ponderada das células solares em função da $R_{\square P}$ com T_{OXI} de 860 °C.	130
Tabela 4.19. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função da variação da temperatura de oxidação para o tempo de 45 minutos.....	131
Tabela 4.20. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função da variação da temperatura de oxidação para o tempo de 45 minutos.....	132
Tabela 4.21. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais em função da variação da temperatura de oxidação para o tempo de 45 minutos.....	132
Tabela 4.22. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função da variação da temperatura de oxidação para o tempo de 30 minutos.....	134
Tabela 4.23. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função da variação da temperatura de oxidação para o tempo de 30 minutos.....	135
Tabela 4.24. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais em função da variação da temperatura de oxidação para o tempo de 30 minutos.....	135

- Tabela 4.25. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo com T_B de 970 °C em função da variação da T_{OXI} para o t_{OXI} de 30 minutos..... 137
- Tabela 4.26. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de com T_B de 970 °C em função da variação da T_{OXI} para o t_{OXI} de 30 minutos..... 137
- Tabela 4.27. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais processadas com T_B de 970 °C em função da variação da T_{OXI} para o t_{OXI} de 30 minutos. 138
- Tabela 4.28. Tempo de vida dos portadores de carga minoritários inicial, com óxido, com filme de TiO_2 e com filme de TiO_2 submetidos a queima..... 140
- Tabela 4.29. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo com e sem junção flutuante, método C..... 142
- Tabela 4.30. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro com e sem junção flutuante, método C. 142
- Tabela 4.31. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais para diferentes T_B com e sem junção flutuante, método C. 143
- Tabela 4.32. Parâmetros elétricos das células solares que foram submetidas ao ataque químico superficial no BSF de boro, antes da formação da junção flutuante com o método C. Também se compara o valor da resistência de folha do campo retrodifusor ($R_{\square B}$) sem ataque químico e após o ataque químico..... 143
- Tabela 4.33. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância incidente no emissor de fósforo com e sem junção flutuante em função da $R_{\square B}$ produzidas com o método A. 145
- Tabela 4.34. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância incidente no BSF de boro com e sem junção flutuante em função da $R_{\square B}$ produzidas com o método A..... 145
- Tabela 4.35. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais com e sem junção flutuante em função da $R_{\square B}$ produzidas com o método A..... 146
- Tabela 4.36. Parâmetros elétricos das células solares que foram submetidas ao ataque químico superficial no BSF de boro antes da formação da com junção flutuante. Também se compara o valor da resistência de folha do campo retrodifusor ($R_{\square B}$) sem ataque químico e após o ataque químico. 151

- Tabela 4.37. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo e processadas com o método B para formar a junção flutuante..... 152
- Tabela 4.38. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro para o método B de formação da junção flutuante em função da $R_{\square B}$ 153
- Tabela 4.39. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais para o método B de formação da junção flutuante em função da $R_{\square B}$ 154
- Tabela 4.40. Resistência de folha no BSF de boro ($R_{\square B}$) e no emissor ($R_{\square P}$) de fósforo em amostras sem e com junção flutuante formada com o método B... 154
- Tabela 4.41. Parâmetros elétricos das células solares que foram submetidas ao ataque químico superficial no BSF de boro com o método B. Também se compara o valor da resistência de folha do campo retrodifusor ($R_{\square B}$) sem ataque químico e após o ataque químico..... 156
- Tabela 4.42. Parâmetros usados em cada processos de formação da junção flutuante com diferentes dopantes de fósforo. 157
- Tabela 4.43. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo com variação da $R_{\square B}$ para diferentes dopantes para a formação da junção flutuante. 157
- Tabela 4.44. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF com variação da $R_{\square B}$ para diferentes dopantes para a formação da junção flutuante..... 158
- Tabela 4.45. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais com variação da $R_{\square B}$ para diferentes dopantes para a formação da junção flutuante. 158
- Tabela 4.46. Resistência de folha (R_{\square}), concentração em superfície (Cs) e profundidade da região altamente dopada (X_j) do emissor de fósforo, do campo retrodifusor de boro e do campo retrodifusor de boro e alumínio, formado com o método D..... 161
- Tabela 4.47. Parâmetros elétricos das células solares monofaciais (face com o emissor de fósforo como face frontal) com campo retrodifusor de boro e campo retrodifusor de boro + alumínio, produzido com o método D... 162
- Tabela 4.48. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo produzidas com junção flutuante no emissor com o método F. 163

Tabela 4.49. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função da $R_{\square B}$ para o método F.....	164
Tabela 4.50. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais em função da $R_{\square B}$ para o método F.....	164
Tabela 4.51. Parâmetros do processo de produção de células solares para otimização experimental do processo β	166
Tabela 4.52. Valores das resistências de folha do emissor e do BSF para o tempo de 20 minutos de difusão de boro em função da variação a temperatura de difusão.....	166
Tabela 4.53. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função da resistência de folha do BSF de boro para o tempo de difusão de 20 minutos, com T_{OXI} de 800 °C e T_Q de 850 °C.	167
Tabela 4.54. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função da resistência de folha do BSF de boro para o tempo de difusão de 20 minutos, com T_{OXI} de 800 °C e T_Q de 850 °C.	167
Tabela 4.55. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais em função da resistência de folha do BSF de boro para o tempo de difusão de 20 minutos, com T_{OXI} de 800 °C e T_Q de 850 °C.....	168
Tabela 4.56. Valores das resistências de folha do emissor e do BSF para a T_B de 950 °C e com variação no tempo de difusão de boro.	168
Tabela 4.57. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo para diferentes tempos de difusão de boro para formar o BSF, produzidas com T_B de 950 °C, T_{OXI} de 800 °C.	169
Tabela 4.58. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro para diferentes tempos de difusão de boro para formar o BSF, produzidas com T_B de 950 °C, T_{OXI} de 800 °C.	169
Tabela 4.59. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais para diferentes tempos de difusão de boro para formar o BSF, produzidas com T_B de 950 °C, T_{OXI} de 800 °C.	170
Tabela 4.60. Valores das resistências de folha do emissor e do BSF para a T_B de 960 °C com variação no tempo de difusão de boro.....	170
Tabela 4.61. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função do tempo de difusão para formar o BSF de boro, com T_B de 960 °C, T_{OXI} de 800 °C e T_Q de 850 °C.....	171

- Tabela 4.62. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função do tempo de difusão para formar o BSF de boro, com T_B de 960 °C, T_{OXI} de 800 °C e T_Q de 850 °C. 171
- Tabela 4.63. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais em função do tempo de difusão para formar o BSF de boro, com T_B de 960 °C, T_{OXI} de 800 °C e T_Q de 850 °C. 171
- Tabela 4.64. Valores das resistências de folha do emissor e do BSF para a T_B de 970 °C com variação no tempo de difusão de boro..... 172
- Tabela 4.65. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função do tempo de difusão para formar o BSF de boro, para a T_B de 970 °C, com T_{OXI} de 800 °C e T_Q de 850 °C. 173
- Tabela 4.66. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função do tempo de difusão para formar o BSF de boro, para a T_B de 970 °C, com T_{OXI} de 800 °C e T_Q de 850 °C..... 173
- Tabela 4.67. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais em função do tempo de difusão para formar o BSF de boro, para a T_B de 970 °C, com T_{OXI} de 800 °C e T_Q de 850 °C. 174
- Tabela 4.68. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo, processadas com T_B de 960 °C e tempo de 15 minutos, e em função da T_Q . A pasta de metalização usada na face posterior foi a PV3N1. 175
- Tabela 4.69. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais, com irradiância no BSF de boro, processadas com T_B de 960 °C e tempo de 15 minutos, e em função da T_Q . A pasta de metalização usada na face posterior foi a PV3N1..... 176
- Tabela 4.70. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais processadas com T_B de 960 °C e tempo de 15 minutos, e em função da T_Q . A pasta de metalização usada na face posterior foi a PV3N1..... 176
- Tabela 4.71. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância incidente no emissor de fósforo em função da T_Q , processadas com T_B de 970 °C, tempo de 20 minutos e pasta de metalização posterior PV3N1. A $R_{\square B}$ foi de $(49,2 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{\square P}$ foi de $(75 \pm 5) \Omega/\square$ 178
- Tabela 4.72. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância incidente no BSF de boro em função da T_Q , processadas com T_B de 970 °C, tempo de 20 minutos e pasta de metalização posterior PV3N1. A $R_{\square B}$ foi de $(49,2 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{\square P}$ foi de $(75 \pm 5) \Omega/\square$ 179

- Tabela 4.73. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais, em função da T_Q , processadas com T_B de 970 °C, tempo de 20 minutos e pasta de metalização posterior PV3N1. A $R_{\square B}$ foi de $(49,2 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{\square P}$ foi de $(75 \pm 5) \Omega/\square$ 180
- Tabela 4.74. Tempo de vida dos portadores de carga minoritários inicial, com silicato e com óxido. 181
- Tabela 4.75. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo, em função da T_Q . As células solares foram produzidas com T_B de 950 °C, resultando na $R_{\square B}$ de $(61,0 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{\square P}$ de $(71 \pm 4) \Omega/\square$ 183
- Tabela 4.76. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro, em função da T_Q . As células solares foram produzidas com T_B de 950 °C, resultando na $R_{\square B}$ de $(61,0 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{\square P}$ de $(71 \pm 4) \Omega/\square$. 184
- Tabela 4.77. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais, em função da T_Q . As células solares foram produzidas com T_B de 950 °C, resultando na $R_{\square B}$ de $(61,0 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{\square P}$ de $(71 \pm 4) \Omega/\square$ 184
- Tabela 4.78. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo, em função da T_Q . As células solares foram produzidas com T_B de 960 °C, resultando na $R_{\square B}$ de $(61,0 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{\square P}$ de $(71 \pm 4) \Omega/\square$ 186
- Tabela 4.79. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro, em função da T_Q . As células solares foram produzidas com T_B de 960 °C, resultando na $R_{\square B}$ de $(61,0 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{\square P}$ de $(71 \pm 4) \Omega/\square$. 187
- Tabela 4.80. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais, em função da T_Q . As células solares foram produzidas com T_B de 960 °C, resultando na $R_{\square B}$ de $(61,0 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{\square P}$ de $(71 \pm 4) \Omega/\square$ 187
- Tabela 4.81. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função da resistência de folha do campo retrodifusor ($R_{\square B}$) de boro e da T_Q 189
- Tabela 4.82. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função da resistência de folha do campo retrodifusor ($R_{\square B}$) de boro e da T_Q 190
- Tabela 4.83. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais, em função da resistência de folha do campo retrodifusor ($R_{\square B}$) de boro e da T_Q 190
- Tabela 4.84. Tempo de vida dos portadores de carga minoritários dos processos α e β , com e sem regiões n^+ e p^+ 193

Tabela 4.85. Resistência de folha do emissor ($R_{\square P}$) e no BSF ($R_{\square B}$) das células solares com maior eficiência produzidas com o processo α e com o processo β	194
Tabela 4.86. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais desenvolvidas com o processo α e com irradiância no emissor de fósforo e no BSF de boro.	195
Tabela 4.87. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo e no BSF de boro do processo β . A temperatura de oxidação foi de 800 °C.	195
Tabela 4.88. Comparação dos parâmetros elétricos das células solares bifaciais desenvolvidas no NT-Solar.	196

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Área da célula	cm ²
α	Albedo	-
$\alpha (\lambda)$	Coefficiente de absorção	cm ⁻¹
AR	Filme antirreflexo	-
Cz	Czochralski	-
EQE	Eficiência quântica externa	%
EQI	Eficiência quântica interna	%
FF	Fator de forma	-
FZ	Fusão zonal flutuante (float zone)	-
G	Irradiância solar	W/m ²
h	Constante de Planck	J.s
I	Corrente elétrica	A
I _L	Corrente elétrica fotogerada	A
I _{MP}	Corrente elétrica no ponto de máxima potência	A
I ₀	Corrente elétrica de saturação no escuro	A
I _{sc}	Corrente de curto-circuito	mA
J _{sc}	Densidade de corrente de curto-circuito	mA/cm ²
k	Constante de Boltzmann	J/K
λ	Comprimento de onda	μm
η	Eficiência	%
P _{MP}	Potência no ponto de máxima potência	W
q	Carga do elétron	C
R _□	Resistência de folha	Ω/\square
RE (λ)	Resposta espectral	%
$\rho (\lambda)$	Refletância	-

ρ_b	Resistividade de base	$\Omega \cdot \text{cm}$
T	Temperatura	$^{\circ}\text{C}$
T_B	Temperatura de difusão de boro	$^{\circ}\text{C}$
T_{OXI}	Temperatura de oxidação	$^{\circ}\text{C}$
T_P	Temperatura de difusão de fósforo	$^{\circ}\text{C}$
V	Tensão elétrica	V
V_{MP}	Tensão no ponto de máxima potência	V
V_{OC}	Tensão de circuito aberto	mV

LISTA DE SIGLAS

APCVD	Deposição por vapor químico em pressão atmosférica (<i>atmospheric pressure chemical vapor deposition</i>)
BSF	Campo retrodifusor (<i>back surface field</i>)
Célula MIS	Semicondutor - isolante – metal (<i>Metal-insulator-semiconductor</i>)
e-beam	Deposição física em fase vapor por feixe de elétrons (<i>electron beam physical vapor deposition</i>)
LBIC	Corrente induzida por feixe de luz (<i>Light beam induced current</i>)
LBSF	Campo retrodifusor localizado (<i>local back surface field</i>)
PECVD	Deposição química em fase vapor aprimorada por plasma (<i>plasma enhanced chemical vapor deposition</i>)
PERC	Célula com emissor e face posterior passivada (<i>passivated emitter and rear contacts</i>)
PERF	Célula de emissor passivado com junção flutuante posterior (<i>passivated emitter rear floating-junction</i>).
PERL	Célula com emissor passivado com difusão posterior localizada (<i>passivated emitter and rear locally diffused</i>)
PERT	Célula de emissor passivado com região posterior totalmente difundida (<i>passivated emitter rear totally difused</i>)
QSSPC	Método da fotocondutância quase-permanente (<i>quase-steady-state photoconductance</i>)
TCO	Óxido condutor transparente (<i>Transparent conductor oxide</i>)

RESUMO

CRESTANI, Thais. **Desenvolvimento de Células Solares Bifaciais PERT Base p com Junção Flutuante e Análise da Passivação**. Porto Alegre. 2021. Tese. Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL.

A célula solar bifacial converte a energia solar incidente em ambas as faces em energia elétrica. A expectativa é que nos próximos anos a tecnologia de módulos bifaciais seja mais utilizada do que a de módulos monofaciais. O objetivo deste trabalho foi desenvolver células solares bifaciais PERT, base p, com redução de etapas térmicas. No processo α , utilizou-se a patente concedida BR 10 2012 030606-9 B1 e reduziram-se duas etapas térmicas na difusão dos dopantes. No processo β , solicitação de patente BR 10 2018 0085760, reduziram-se três etapas térmicas em relação ao processo convencional e a difusão de boro e fósforo foi realizada na mesma etapa térmica. Otimizou-se o emissor, o campo retrodifusor (BSF) e o processo de queima das pastas metálicas. Também se analisou o tempo de vida dos portadores de carga minoritários e a passivação com SiO_2 e desenvolveram-se métodos para formar a junção flutuante no BSF e no emissor. Os maiores parâmetros elétricos das células solares produzidas com os processos α e β foram obtidos com a mesma temperatura e tempo tanto para formar o emissor quanto o BSF. Verificou-se que o tempo de vida dos portadores de carga minoritários final é maior que o inicial e os melhores resultados foram encontrados com o processo β . A maior eficiência (η) foi obtida com passivação com SiO_2 e a junção flutuante não aumentou os parâmetros elétricos. No processo α , as maiores eficiências foram obtidas com a temperatura de oxidação (T_{OXI}) de 800 °C e 830 °C, com tempo de 45 e 30 minutos, respectivamente. Com a T_{OXI} de 800 °C foi obtida a maior η_{emissor} , de 16,9 %. No entanto, o maior valor da tensão de circuito aberto, de 605,9 mV, foi obtido com a T_{OXI} de 830 °C. Com o processo β , os maiores valores dos parâmetros elétricos foram obtidos com a T_{OXI} de 800 °C e tempo de 45 minutos, resultando na η_{emissor} de 16,6 % e η_{BSF} de 12,7 %. A eficiência obtida é um pouco menor da eficiência de um módulo bifacial comercial ($\eta_{\text{emissor}} = 20,5$ % e $\eta_{\text{BSF}} = 14,4$ %), porém o processo de produção possui menos etapas e, conseqüentemente, há redução de custo de produção.

Palavras-Chaves: Células solares bifaciais PERT, otimização do emissor e do campo retrodifusor, passivação, junção flutuante.

ABSTRACT

CRESTANI, Thais. **Development of p-type PERT Bifacial Solar Cells with Floating Junction and Analysis of the Passivation.** Porto Alegre. 2021. Thesis. Graduation Program in Materials Engineering and Technology, PONTIFICAL CATHOLIC UNIVERSITY OF RIO GRANDE DO SUL.

The bifacial solar cell converts the solar energy incident on both sides into electrical energy. The expectation is that in the coming years the technology of bifacial modules will be used more than that of monofacial modules. The objective of this work was to develop PERT p-type bifacial solar cells, with reduction of thermal steps. In process α , the patent granted BR 10 2012 030606-9 B1 was used and two thermal steps in the diffusion of dopants were reduced. In the process β , patent application BR 10 2018 0085760, three thermal steps were reduced in relation to the standard process and the diffusion of boron and phosphorus was carried out in the same thermal step. The emitter, the back surface field (BSF) and the firing process of the metallization pastes were optimized. The minority charge carrier lifetime and the SiO₂ passivation were also analyzed and methods to form the floating junction in the BSF and in the emitter were developed. The higher electrical parameters of solar cells produced with the process α and β were obtained with the same temperature and time to form both the emitter and the BSF. The minority charge carrier lifetime after thermal steps is higher than the initial one and better results were obtained with the process β . The higher efficiency (η) was obtained with SiO₂ passivation and the floating junction did not improve the electrical parameters. In the process α , the higher efficiency was obtained with the oxidation temperature (T_{OXI}) of 800 °C and 830 °C and time of 45 and 30 minutes, respectively. With the T_{OXI} of 800 °C the efficiency of 16.9 % was obtained with irradiance in the emitter. However, high open circuit voltage value of 605.9 mV was obtained with the T_{OXI} of 830 °C. With the process β , the higher values of the electrical parameters were obtained with a T_{OXI} of 800 °C and time of 45 minutes, resulting in a $\eta_{emitter}$ of 16.6 % and η_{BSF} of 12.7 %. The efficiency obtained is a little lower than the efficiency of a commercial bifacial module ($\eta_{emitter} = 20.5$ % and $\eta_{BSF} = 14.4\%$), but the production process has fewer steps and, consequently, there is a reduction in production cost.

Keywords: PERT bifacial solar cells, emitter and back surface field optimization, passivation, floating junction.

RESUMO ESTENDIDO

Com o desenvolvimento das células solares bifaciais n^+pp^+ a partir da otimização experimental da formação do campo retrodifusor de boro e do emissor de fósforo e otimização dos métodos de passivação foram utilizados dois diferentes processos. O processo α é constituído de dez principais etapas e o processo β de oito etapas para a fabricação das células solares. Nestes processos, o objetivo foi reduzir as etapas térmicas para o processamento desses dispositivos.

Com o processo α foi realizada a otimização experimental da temperatura (T_B) e do tempo (t_B) de difusão de boro para formar o BSF. Obteve-se a maior eficiência das células processadas com a T_B de 970 °C e com t_B de 20 minutos. A formação do emissor de fósforo foi realizada em três diferentes temperaturas, mantendo todos os demais parâmetros de difusão como tempo e vazão de gases e concluiu-se que a temperatura de difusão de fósforo (T_P) de 845 °C foi a que permitiu a fabricação dos dispositivos com os maiores valores dos parâmetros elétricos.

Durante a otimização do processo α foi avaliada também a influência das etapas térmicas na concentração dos dopantes em superfície e no tempo de vida dos portadores de carga minoritários (τ) após diferentes etapas térmicas. O valor de τ inicial variou de 27 a 60 μ s. Em geral, após a difusão de boro e de fósforo e oxidação para passivação a 800 °C, observou-se que o tempo de vida dos portadores de carga minoritários aumentou. Porém, para a temperatura de oxidação (T_{OXI}) de 860 °C ocorreu uma diminuição deste parâmetro. No entanto, após o processo de queima, em forno de esteira com temperatura de 860 °C, verificou-se que o tempo de vida dos portadores de carga minoritários aumentou, mas o valor foi inferior ao obtido antes do processo de deposição do filme AR. Para a T_B de 970 °C, foi medido também o perfil da concentração de boro e de fósforo após as duas difusões. Após a difusão de boro e de fósforo, na face dopada com boro, a concentração em superfície (C_{SBSF}) foi de $3,6 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ com profundidade de junção (X_{jBSF}) de 1,2 μ m, indicando que a difusão de fósforo afeta pouco o perfil da concentração do dopante de boro e observou-se uma pequena redução da concentração em superfície de boro e aumento da profundidade do BSF. Na face com o emissor de fósforo, a $C_{S\text{emissor}}$ foi de $1,1 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3}$ e a $X_{j\text{emissor}}$ foi de aproximadamente 0,5 μ m.

A formação da junção flutuante foi realizada no processo α com a intenção de diminuir a recombinação dos portadores de carga minoritários próximo a superfície da região altamente dopada com boro, e conseqüentemente, aumentar os parâmetros elétricos, principalmente a densidade de corrente de curto-circuito (J_{sc}). Foram avaliados diferentes métodos e soluções dopantes de fósforo (n^+) depositadas sobre a região pp^+ . O método com o dopante de menor concentração, com a difusão e oxidação na mesma etapa térmica, para a formação da junção flutuante foi o que apresentou o melhor resultado, comparado aos demais métodos. A formação da junção flutuante com alumínio sobre o emissor resultou em uma maior tensão de circuito aberto (V_{oc}), porém os demais parâmetros elétricos apresentaram valores menores se comparados aos valores obtidos sem a formação da junção flutuante. A formação dessa junção flutuante sobre o emissor não aumentou nenhum parâmetro elétrico no BSF de boro e este resultado pode ter sido influenciado pela maior refletância.

Para a formação do BSF foi avaliada, no processo α , a utilização de boro e alumínio. Foi realizada a deposição do líquido dopante Al110 sobre o campo retrodifusor de boro e posteriormente foi realizada a difusão em forno convencional de tubo de quartzo (método D). Ao comparar os resultados nas lâminas com campo retrodifusor de boro (BSF-B) e de boro e alumínio (BSF-B+Al), observou-se que houve um aumento na resistência de folha no emissor ($R_{\square P}$), da $C_{semissor}$ e da $X_{j\text{emissor}}$, indicando que a difusão do alumínio influenciou o emissor de fósforo. A resistência de folha do BSF-B ($R_{\square B}$), foi um pouco menor que o valor do BSF-B+Al. No entanto, no BSF-B+Al, ao contrário do esperado, a C_{sBSF} e X_{jBSF} foram menores. Portanto, a formação do BSF-B+Al influenciou no aumento da profundidade de junção do emissor e na diminuição da profundidade de junção do BSF de boro.

No processo β , foram otimizadas experimentalmente a T_B e o t_B para a formação do BSF de boro e obtiveram-se os maiores valores dos parâmetros elétricos nas células solares processadas com a T_B de 970 °C e tempo de 20 minutos. Foi realizada a comparação da influência do processo térmico de oxidação para passivação, com a T_{oxi} foi de 800 °C e o tempo de oxidação de 45 minutos. No processo padrão (Oxi800), as lâminas entraram no forno na temperatura de 800 °C.

No outro processo (Oxi500) foi realizada uma rampa de aumento da temperatura de 500 °C até 800 °C com as lâminas dentro do forno.

Durante a realização deste trabalho ocorreu a evolução na produção das células solares e as pastas utilizadas na metalização sofreram alterações. Com isso, foi necessária a otimização da temperatura de queima (T_Q) das pastas metálicas. Variou-se de 820 °C a 900 °C a T_Q e para este tipo de processo a melhor T_Q foi de 860 °C.

A avaliação do tempo de vida dos portadores de carga minoritários foi realizada no processo β após diferentes etapas térmicas do processo. Observou-se que a difusão de fósforo produz *gettering* e aumenta o tempo de vida dos portadores de carga minoritários, bem como a difusão de boro. Foi observado que a difusão dos dois dopantes na mesma etapa térmica (processo β) resulta em um aumento do tempo de vida dos portadores de carga minoritários na base, maior do que ocorre no processo α .

Com o processo α , a maior η_{emissor} de 16,6 % e η_{BSF} de 12,8 % foram obtidas com os seguintes parâmetros de processo: $T_B = 970$ °C, $t_B = 20$ min, $T_P = 845$ °C, $T_{\text{OXI}} = 830$ °C e tempo de 30 minutos, com a $T_{\text{OXI}} = 800$ °C e tempo de 45 minutos a maior η_{emissor} de 16,9 % e η_{BSF} de 11,5 %. Com o processo β com menos etapas de processamento, a eficiência foi similar de η_{emissor} 16,6 % e η_{BSF} 12,7 % com a $T_{\text{OXI}} = 800$ °C e tempo de 45 minutos. Neste caso, os parâmetros de processo foram os mesmo do processo α . A eficiência obtida é um pouco menor da eficiência de um módulo bifacial comercial ($\eta_{\text{emissor}} = 20,5$ % e $\eta_{\text{BSF}} = 14,4$ %), porém os dois processos de produção de células solares bifaciais PERT possuem menos etapas térmica e químicas e, conseqüentemente, menor de custo de produção e resíduos.

1. INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

1.1. Justificativa

A célula solar é um dispositivo semicondutor que converte energia solar em energia elétrica. Os primeiros dispositivos denominados de células solares ou células fotovoltaicas foram fabricados em selênio e desenvolvidos por C. E. Frits em 1883 (Moehlecke e Zanesco, 2012). Nos anos 50, foram fabricadas nos Laboratórios Bell, nos Estados Unidos, as primeiras células solares com silício, baseadas nos avanços tecnológicos na área de dispositivos semicondutores. Estas células solares foram processadas em lâminas de silício cristalino e atingiram relativamente alta eficiência de conversão de energia solar em elétrica (Perlin, 1999).

As células típicas da indústria possuem uma junção pn em uma das faces e na outra face é formada uma região de BSF (*back surface field*), também denominada de campo retrodifusor, que tem a função de diminuir a recombinação em superfície na face posterior da célula solar e, conseqüentemente, aumentar a tensão de circuito aberto (V_{oc}) do dispositivo (Costa, 2009).

As principais estruturas de células solares estudadas são: n^+pp^+ e p^+nn^+ , com substrato do tipo p e do tipo n, respectivamente (ITRPV, 2017). Atualmente, o mercado mundial de células solares monofaciais é dominado pelo substrato de silício tipo p e, de acordo com os resultados apresentados em ITRPV (2020), espera-se produzir em escala industrial células com eficiência $\geq 27\%$, a partir de 2024. As células base n mostram um maior potencial de eficiência. Espera-se que as células base n com junção pn e face posterior passivada apresentem um potencial de eficiência mais alto do que as células do tipo p (ITRPV, 2020). Com lâminas de Si monocristalino tipo p foram obtidas células solares com eficiência de 26% (Green et al. 2020).

Desde meados da década de 1980, a maioria dos fabricantes utilizava um processo de fabricação de células solares de silício tipo p, com fósforo e formação do campo retrodifusor e contatos com pasta de alumínio e prata/alumínio por serigrafia. Com este método, forma-se o Al-BSF. Nas células da indústria, o filme antirreflexo é formado com nitreto de silício. Nos últimos anos, o processo padrão de Al-BSF foi responsável por mais de 90 % da produção de células solares de silício. Nos próximos anos, a predominância de produção de células solares PERC (*passivated emitter and rear contacts*) com BSF de boro aumentará constantemente na indústria (Green et al. 2017). No entanto, no desenvolvimento de células solares bifaciais base p com tecnologia PERC, que são células solares com emissor e face posterior passivados, um dos desafios é contornar a dificuldade de formar a região pp^+ , devido à alta recombinação dos portadores de carga minoritários na região altamente dopada com boro e é necessária uma excelente passivação das superfícies (Moehlecke et al. 1995).

Na última década, a eficiência de células solares e de módulos fotovoltaicos foi aumentada. A tecnologia PERC tornou-se o novo padrão para células solares de silício cristalino, devido ao aumento da eficiência com a diminuição do custo de produção. No início de 2018, a fabricante LONGi anunciou a eficiência recorde mundial de 23,6 % com células solares PERC em Si monocristalino. Espera-se que a estrutura da célula solar com BSF de alumínio seja eliminado nos próximos 5 anos. No entanto, a configuração com junção pn com passivação em ambas as faces, como a PERC, dominarão o mercado (ITRPV,2020).

Na família das células PERC estão as seguintes configurações: PERD simples (célula com emissor passivado diretamente contatado - *passivated emitter rear directly-contacted*), célula PERL (célula com emissor passivado com difusão posterior localizada - *passivated emitter and rear locally diffused*), célula PERT (célula de emissor passivado com região posterior totalmente difundida - *passivated emitter rear totally difused*), célula PERF (célula de emissor passivado com junção flutuante posterior - *passivated emitter rear floating-junction*). As configurações PERC mais amplamente implementadas são a PERL e a PERT (Green, 2015).

Até 2030, a expectativa é que sejam produzidas células solares com eficiência de 24 % e 24,5 % em silício cristalino tipo p e tipo n, respectivamente, com as configurações PERC, PERL ou PERT (ITRPV, 2020). A tecnologia das células solares bifaciais PERC vem melhorando devido a possibilidade de o dispositivo absorver radiação solar tanto na face frontal como na face posterior e com isso produzem mais energia do que as células solares monofaciais. Além disso, o custo de produção dos módulos fotovoltaicos com células solares bifaciais é semelhante ao de módulos monofaciais (Appelbaum, 2016). Espera-se que o mercado de módulos fotovoltaicos bifaciais aumente significativamente para mais de 70 % nos próximos 10 anos (ITRPV 2020).

As células solares monofaciais com estrutura n^+pp^+ , representada na Figura 1.1, possuem substrato tipo p e o emissor (n^+) é formado pela difusão de fósforo e o campo retrodifusor (p^+) é formado pela difusão de boro ou alumínio (Zanescio et al. 2018^a). O desenvolvimento do campo retrodifusor seletivo de alumínio e boro em células solares processadas em lâminas de silício tipo p possibilita obter maior eficiência, ao mesmo tempo em que evita o abaulamento (Zanescio et al. 2018^a).

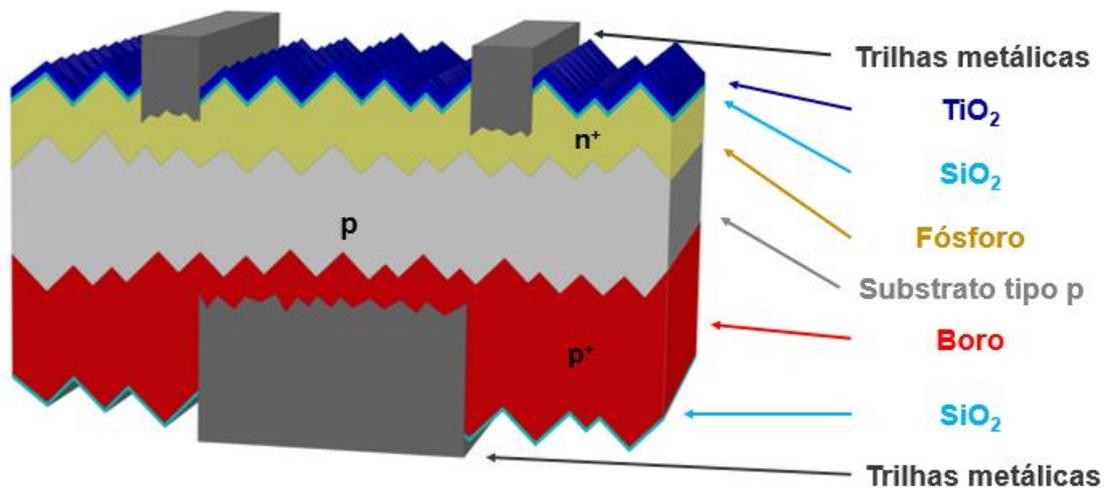


Figura 1.1. Estrutura de uma célula solar monofacial com passivação em ambas as faces, adaptado de Zanescio et al (2018^a).

A célula solar bifacial é um dispositivo especialmente projetado para a produção de energia elétrica com incidência de irradiância solar em ambas as faces do dispositivo. A célula solar bifacial é um campo ativo de pesquisa e pode tornar a

tecnologia fotovoltaica (PV) mais competitiva, conjuntamente com os esforços atuais para aumentar a eficiência e reduzir o custo de processamento (Sepeai et al. 2012). Desta forma, com a mesma quantidade de material, a célula solar pode produzir mais potência elétrica, principalmente quando associadas a concentradores fotovoltaicos (Guerrero et al. 2016).

As células solares bifaciais estão sendo estudadas desde os anos 60 (Cuevas, 2005), pois possibilitam o aumento da potência do módulo fotovoltaico, considerando a mesma área de um módulo convencional. Atualmente, as células solares bifaciais estão sendo estudadas e desenvolvidas por vários grupos de pesquisa (Guerrero et al. 2016). Este tipo de dispositivo pode ser fabricado com duas junções ou com emissor e campo retrodifusor e com camadas dielétricas para passivação (Cuevas, 2005). Atualmente, as células solares bifaciais também podem incorporar o conceito de emissor seletivo e de passivação no emissor e na face posterior. Na Figura 1.2, mostra-se uma célula solar bifacial típica produzida em substrato tipo n e tipo p, formada com um emissor, campo retrodifusor, filme antirreflexo (AR) e os contatos frontal e posterior, normalmente com a mesma malha metálica em ambas as faces.

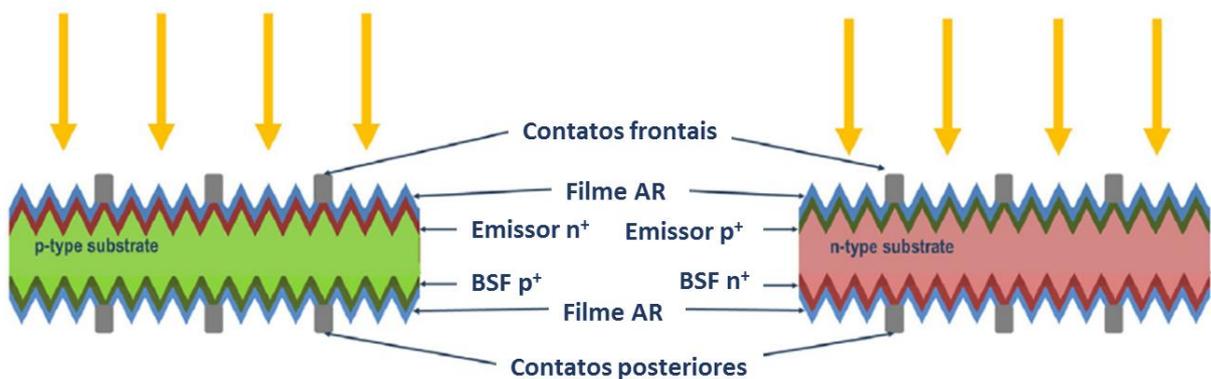


Figura 1.2. Célula solar bifacial típica produzida em substrato tipo p e tipo n (Guerrero et al. 2016).

Nas células solares bifaciais é necessário utilizar boro para formar a região altamente dopada p^+ ao invés do alumínio, porque o alumínio difundido no silício, por serigrafia, reflete e absorve a radiação solar, evitando que a mesma penetre no substrato e possa ser absorvida. Como mostrado por Untila et al. (2015), as melhores células solares bifaciais de silício tipo p produzidas pela indústria tem eficiência de 17,3 % para iluminação na face com emissor e 15 % para iluminação pela face com

campo retrodifusor. Os módulos com células solares bifaciais PERC com silício monocristalino de maiores eficiências produzidos atualmente, são com células solares com eficiência de 25,9 %, considerando a irradiância adicional incidente na face posterior do dispositivo e são fabricados pela empresa Canadian Solar (Canadian Solar, 2020).

1.2. Objetivos

Com base na tendência de crescimento do mercado de módulos fotovoltaicos bifaciais, o objetivo deste trabalho de doutorado foi desenvolver células solares bifaciais com estrutura n^+pp^+ a partir da otimização da difusão de boro, para formar o campo retrodifusor e da difusão de fósforo, para formar o emissor bem como desenvolver novos métodos para passivação. As células solares bifaciais base p foram desenvolvidas com dois tipos de processos com redução de etapas térmicas para a difusão dos dopantes: 1) com processo de difusão de boro e oxidação na mesma etapa térmica para proteger a face que foi dopada com fósforo em passo térmico específico, baseado na patente concedida BR 10 2012 030606-9 B1 para o processo de difusão dos dopantes e 2) com processo de difusão de boro e fósforo na mesma etapa térmica, baseado na solicitação de patente BR 10 2018 0085760 que visa diminuir etapas no processo de fabricação das células solares. Outro objetivo foi desenvolver e avaliar métodos para a passivação das células solares com junção flutuante na face com o campo retrodifusor e na face com o emissor. Também foi analisada a passivação com dióxido de silício. A metalização foi realizada por serigrafia, processo típico da indústria. A região altamente dopada p^+ foi formada por deposição do líquido com boro por *spin-on* e difusão em forno com tubo de quartzo. O grande desafio de trabalhar com células solares com base p para fabricação de células solares bifaciais é a formação do BSF (pp^+).

Os objetivos específicos foram:

- otimizar experimentalmente a difusão de boro (para formar o campo retrodifusor) e de fósforo (para formar o emissor) com o processo de difusão de boro e oxidação (para proteger a face em que será realizada a difusão de fósforo posteriormente) na

mesma etapa térmica, conforme a patente concedida “Processo de Difusão de Dopantes em Lâminas de Silício para a Fabricação de Células Solares”, número do registro BR 10 2012 030606-9 B1 (Zanesco e Moehlecke, 2020).

- otimizar experimentalmente a difusão de boro para formar o campo retrodifusor com o processo de difusão de boro e de fósforo na mesma etapa térmica conforme solicitação de patente intitulada “Processo de difusão de dopante tipo p e tipo n em lâminas de silício na mesma etapa térmica”, número do registro: BR 10 2018 0085760 (Zanesco e Moehlecke, 2018);
- desenvolver e avaliar novos métodos de passivação das superfícies com base no conceito da junção flutuante;
- otimizar experimentalmente e analisar a passivação com dióxido de silício no emissor e no campo retrodifusor das células solares bifaciais;
- avaliar a influência da difusão de dois dopantes na formação do campo retrodifusor;
- otimizar experimentalmente a temperatura de queima das pastas metálicas;
- comparar o tempo de vida dos portadores de carga minoritários após etapas térmicas e os parâmetros elétricos das células solares bifaciais base p desenvolvidas com os dois métodos de difusão dos dopantes com redução de etapas térmicas.

As principais inovações estão focadas no desenvolvimento de células solares bifaciais base p em Si-Cz grau solar com redução de etapas para a difusão dos dopantes boro e fósforo conforme patentes BR 10 2012 030606-9 B1 e BR 10 2018 0085760. A outra inovação é o desenvolvimento de novos métodos de passivação das superfícies com base na junção flutuante.

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA E ESTADO DA ARTE

2.1. Células Solares Monofaciais

2.1.1. Substrato e Princípio de Funcionamento

A tecnologia fotovoltaica baseada no silício tem dominado o mercado. O silício cristalino (monocristalino ou multicristalino) domina a indústria de células solares e o preço da lâmina de silício representa quase 42 % do custo de produção (ITRPV, 2017). Historicamente a redução de custos por meio da redução da espessura das lâminas de Si está sendo uma abordagem bem-sucedida (Sepeai et al. 2013). Uma das maiores vantagens dessa tecnologia é que a matéria-prima (silício) é praticamente inesgotável (Moehlecke e Zanesco 2012).

As técnicas para a produção de lâminas de silício multicristalino são mais baratas do que as utilizadas para produzir Si monocristalino. A qualidade do material multicristalino é menor do que a do material monocristalino devido à presença de contornos de grãos, que introduzem regiões de alta recombinação e localizadas. Devido à introdução destes defeitos, o tempo de vida dos portadores de carga minoritários é reduzido (Bowden e Honsberg, 2019).

Os substratos de silício monocristalino podem ser produzidos por duas técnicas: Czochralski (Si-Cz) e fusão zonal flutuante (Si-FZ). A técnica de crescimento de silício Czochralski é a mais utilizada na indústria de dispositivos fotovoltaicos. O processo de fabricação de um lingote ocorre a partir de um grão de silício monocristalino colocado em contato com Si fundido em um cadinho de quartzo. Este processo provoca a incorporação de oxigênio da ordem de 10^{18} cm^{-3} de concentração.

No crescimento do lingote de silício tipo p, o oxigênio cria complexos oxigênio-boro. Os lingotes de Si tipo n são fabricados com fósforo como dopante e tem concentrações de oxigênio semelhante que os de tipo p. Portanto, as lâminas de Si-Cz têm presença de oxigênio e esta impureza reduz o tempo de vida dos portadores de carga minoritários. Os complexos formados pelo oxigênio podem se tornar ativos em alta temperatura, o que torna as lâminas mais sensíveis nos processamentos a alta temperatura. Para superar esses problemas, as lâminas de Si-FZ podem ser utilizadas. Devido à dificuldade de produzir lingotes de Si-FZ de grande diâmetro e o custo ser maior, este tipo de lâminas é utilizado tipicamente em estudos de laboratório e são menos comuns na produção industrial (Bowden e Honsberg, 2019).

O silício cristalino é um material semicondutor de *gap* indireto e ocorrem perdas de recombinação neste material em grande parte através de níveis de defeitos na banda proibida. Estes defeitos estão localizados no interior da lâmina de silício e nas superfícies. A superfície representa a maior perturbação da simetria da rede cristalina e, portanto, devido às ligações não completas, uma grande densidade de defeitos ocorre na região superficial (Aberle, 1999).

Os átomos de silício se caracterizam por possuírem quatro elétrons de valência que se ligam aos vizinhos, formando a rede cristalina. Ao se introduzir um átomo com cinco elétrons de valência, como o fósforo, por exemplo, haverá um elétron em excesso, fracamente ligado a seu átomo de origem. Isto faz com que, com pouca energia térmica, este elétron fique livre, saltando para a banda de condução. Neste caso, o fósforo é um dopante doador de elétrons e é denominado de dopante tipo n ou impureza tipo n. Na Figura 2.1 é apresentado um diagrama bidimensional de uma célula solar. Se no silício for introduzido um átomo com apenas três elétrons de valência, como boro ou alumínio, haverá a falta de um elétron para completar as ligações com os átomos de silício da rede cristalina. Com pouca energia térmica, um elétron de uma ligação vizinha pode passar a esta posição, correspondendo ao movimento da lacuna. Portanto, o boro é um aceitador de elétrons ou um dopante tipo p, como ilustra a Figura 2.1 (Moehlecke e Zanescio, 2005).

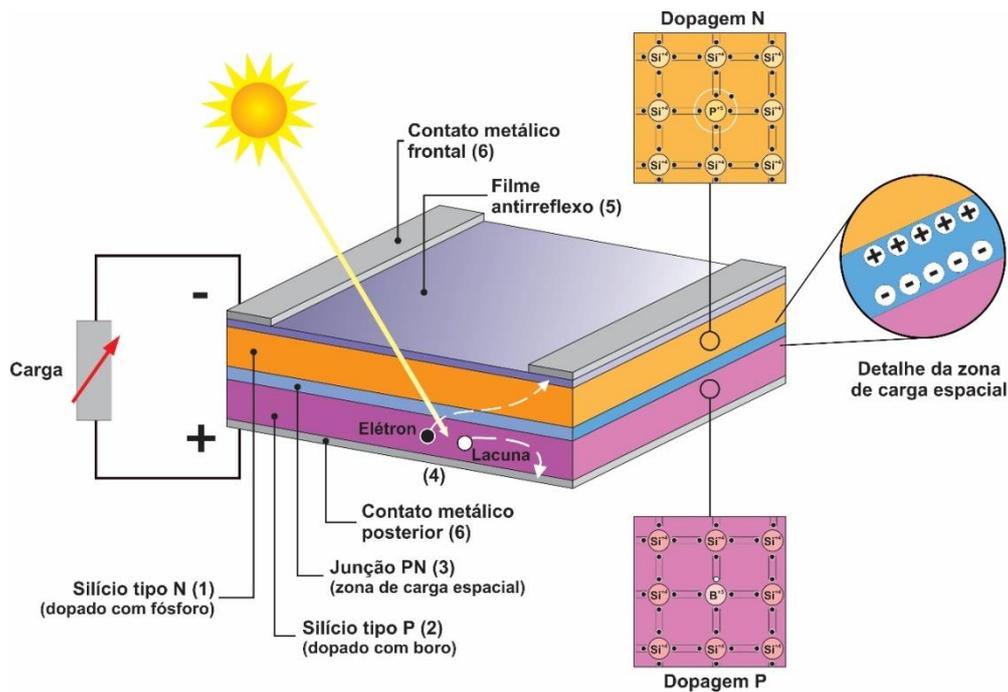


Figura 2.1. Estrutura básica de uma célula solar de silício, destacando: (1) região tipo n; (2) região tipo p, (3) zona de carga espacial; (4) geração de par elétron-lacuna; (5) filme antirreflexo e (6) contatos metálicos (Moehlecke e Zanesco, 2005).

Se em uma lâmina de silício tipo p forem introduzidos átomos de fósforo com uma concentração maior que a de átomos de boro, será formada a junção pn, representada na Figura 2.1. Na interface dos dois tipos de dopagem, o excesso de elétrons da região n se difunde para a região p, dando origem a uma região com cargas elétricas positivas fixas no lado n, pois os átomos perderam um elétron. Da mesma forma, no lado p formam-se cargas negativas fixas, pois os átomos receberam elétrons. Estabelecido o equilíbrio, forma-se uma zona com cargas positivas e negativas, denominada de zona de carga espacial, como ilustra a Figura 2.1, gerando um campo elétrico e uma barreira de potencial. Na prática, para se obter a junção pn, por exemplo, na superfície de uma lâmina de silício cristalino tipo p se introduzem átomos tipo n. Da mesma maneira, também se forma a junção pn em lâminas de silício tipo n, com a introdução de átomos tipo p (Green et al. 2016).

Se um material semiconductor com uma junção pn for exposto a fótons com energia maior que a energia da banda proibida (*gap*) ocorrerá a geração de pares elétron-lacuna. Se os portadores de carga forem gerados na região do campo elétrico, os elétrons serão acelerados para o lado n e as lacunas para o lado p, gerando uma

corrente elétrica através da junção. Porém, se os portadores de carga minoritários, forem produzidos fora da zona de carga espacial, deverão ter um tempo de vida ou comprimento de difusão mínimo para alcançarem a junção pn e serem acelerados pelo campo elétrico. Esta separação dos portadores de carga pela junção pn resulta na origem de uma corrente elétrica e uma diferença de potencial. Para completar a célula solar são colocados contatos elétricos na região n e p e se estes forem conectados por um fio metálico, haverá uma circulação de elétrons (Zanenco e Moehlecke, 2003), (Green, 2009).

2.1.2. Processos de Produção na Indústria

As células típicas da indústria possuem uma junção pn em uma das faces e na outra face é formado o campo retrodifusor, que tem a função de diminuir a recombinação em superfície na face posterior da célula solar e, conseqüentemente, aumentar a tensão de circuito aberto (V_{oc}) e a corrente de curto-circuito (I_{sc}) do dispositivo (Roos, 1978). Este efeito é conseguido por meio da difusão de boro e/ou alumínio em lâminas de silício tipo p, que forma um campo elétrico que repele os portadores de carga minoritários que se aproximam da superfície posterior, impedindo que se recombinem.

O avanço da formação da dopagem na face posterior da célula solar foi focado em dois objetivos principais: estabelecer o campo retrodifusor mais efetivo para repelir os portadores de carga minoritários e, assim, reduzir a recombinação na região posterior, e diminuir a recombinação em superfície estabelecendo uma boa passivação na face posterior (Duran et al. 2009).

No trabalho desenvolvido por Wehr (2011), foram comparadas as principais características que evidenciam as diferenças entre células com campo retrodifusor e sem campo retrodifusor e dentre essas principais características pode-se citar:

- 1) A tensão de circuito aberto é da ordem de 50 mV a 100 mV maior que as células sem BSF;
- 2) A corrente de curto-circuito, o fator de forma e a eficiência são superiores aos valores encontrados para as células sem BSF;

- 3) O coeficiente de temperatura da tensão de circuito aberto é menor comparado à célula sem BSF;
- 4) A degradação devido aos danos causados pela irradiação é menor em células com BSF e com espessura menor;
- 5) O efeito do BSF não é tão benéfico em materiais com baixa resistividade ($< 1 \Omega \cdot \text{cm}$). O aumento da V_{oc} com a implementação do BSF só se torna significativo com o aumento da resistividade (Wehr, 2011).

A simples redução da concentração do dopante poderia solucionar o problema da recombinação, porém outros parâmetros importantes afetam a escolha do melhor perfil de impurezas, tais como a recombinação em superfície, resistência em série e o fator de sombra. Estes últimos estão diretamente relacionados. Portanto, o processo de otimização do BSF consiste em encontrar o melhor perfil da concentração de dopante considerando as características de recombinação, a resistência em série e o fator de recobrimento da malha metálica (Pinto, 2008).

O processo de produção industrial nas células solares desenvolvido em lâminas de silício grau solar Si-Cz tipo p com BSF de Al por Zanesco et al. (2014), é composto das seguintes etapas: texturação, limpeza RCA, difusão de fósforo, ataque do silicato de fósforo e limpeza RCA, deposição de filme antirreflexo, serigrafia das pastas de alumínio (Al) e alumínio/prata (Al/Ag) sobre a face posterior e da pasta de Al na face frontal e isolamento das bordas.

O aumento da eficiência da célula solar é a chave para a redução do custo de produção de dispositivos fotovoltaicos. Para que isso ocorra, os fabricantes que visam dispositivos que ultrapassem os 20 % de eficiência de conversão de energia, segundo Green (2015), focam na estrutura PERC, que são células com emissor e face posterior passivada. Esta estrutura é o futuro da produção de células solares de alta eficiência. Atualmente, a célula solar PERC é a segunda tecnologia com maior capacidade de produção. As primeiras células PERC surgiram em 1989, embora a estrutura tenha sido concebida vários anos antes. As características técnicas atrativas foram a redução da recombinação dos portadores de carga minoritários na superfície da face posterior por uma combinação de passivação com materiais dielétricos, redução da

área de contato de metal/semicondutor e aumento da reflexão na superfície posterior (Green, 2015).

A difusão de boro tem vantagens, pois o boro é mais solúvel em silício do que o alumínio, por exemplo. Neste caso, a concentração em superfície de boro é mais elevada do que a obtida com alumínio e a difusão de boro resulta em junções mais uniformes. O boro tem um coeficiente de difusão da ordem de 10^{-12} cm²/s a uma temperatura de 1150 °C e a sua alta solubilidade no silício possibilita a obtenção de concentração em superfície maior que 10^{20} átomos/cm³ (Lee e Glunz, 2006).

Crestani et al. (2018), avaliaram a concentração de boro em função da profundidade e o óxido de silício crescido na mesma etapa térmica que a difusão de boro foi eficaz em evitar a difusão de fósforo na face previamente dopada com boro. Foi verificado que a concentração em superfície de boro aumentou com o aumento da temperatura de difusão de boro (T_B), variando de aproximadamente $3,0 \times 10^{19}$ a $5,0 \times 10^{19}$ átomos/cm³. Da mesma forma, a profundidade do campo retrodifusor variou de 0,6 µm a 1,3 µm, com o aumento da T_B de 930 °C a 1000 °C. Também foi observado que ocorreu uma redução da concentração de boro na superfície, devido a segregação do boro para a camada de dióxido de silício (SiO₂).

2.1.3. Comparação de Eficiências

A evolução dos processos industriais de produção de células solares tem resultado em células solares com maior eficiência a cada ano. A Tabela 2.1 mostra resultados das células solares com maior eficiência fabricadas com diferentes materiais e tecnologias até 2019 (Green et al. 2021). A máxima eficiência de 29,1 % (GaInP – filme fino) foi obtida com células solares de compostos dos grupos 13, 14 e 15 da tabela periódica e, a combinação destes materiais permite a absorção dos fótons de grande parte do espectro solar. Para o silício monocristalino as células solares apresentam maiores valores de eficiência de 26,7 % enquanto para o silício multicristalino os maiores valores de eficiência são 24,4 %.

Tabela 2.1. Eficiências confirmadas de células terrestres medidas em condições padrão: AM1,5G, irradiância de 1000W/m² e temperatura da célula solar de 25 °C (Green et al. 2021).

Tecnologia		Eficiência (%)	Área (cm ²)
Silício	Monocristalino	26,7 ± 0,5	79,0 (da)
	Multicristalino	24,4 ± 0,3	267,5 (t)
Compostos 13-15	GaInP (filme fino)	29,1 ± 0,6	0,99 (ap)
	GaAs (multicristalino)	18,4 ± 0,5	4,01 (t)
	InP (monocristalino)	24,2 ± 0,5	1,01 (ap)
Calcogênios Compostos 12-16	CIGS (Cd-free)	23,4 ± 0,5	1,04 (da)
	CdTe	21,0 ± 0,4	1,06 (ap)
Silício amorfo (a-Si)		10,2 ± 0,3	1,00 (da)
Microcristalino (μc)		11,9 ± 0,3	1,04 (da)
Orgânica		15,2 ± 0,2	1,02 (da)
Perovskita		21,6 ± 0,6	1,02 (da)

(da) = área de iluminação designada; (ap) = área de abertura; (t) = área total.

2.1.4. Células Solares Monofaciais Base p

Uma das características das lâminas de silício tipo p é que seus portadores de carga minoritários são os elétrons, que têm mobilidade três vezes maior do que as lacunas (Cotter et al. 2006).

Na célula solar com estrutura n⁺pp⁺, o emissor é formado por difusão de átomos de fósforo e o campo retrodifusor pode ser formado com alumínio ou boro. Conforme estudos realizados por Crestani et al. (2016), da análise da influência do tempo de difusão de boro para formar o campo retrodifusor seletivo de alumínio e boro para o intervalo de temperatura de 950 °C a 970 °C, constatou-se que a eficiência média e o fator de forma apresentaram uma tendência de aumentar com o aumento da temperatura de queima das pastas de metalização, para temperaturas inferiores a 880 °C. Este resultado foi atribuído à redução da resistência de contato na malha metálica posterior. Salienta-se que a temperatura de queima afeta a formação do emissor seletivo de alumínio na região das trilhas metálicas na face posterior. Também se constatou que o melhor tempo de difusão depende da temperatura de difusão de boro. Com o processo otimizado, as células solares com maior eficiência, foram obtidas com a temperatura de difusão de boro de 970 °C e tempo de difusão de 30 minutos. Neste

caso, a eficiência (η) média foi de $(15,6 \pm 0,1) \%$ e o fator de forma médio foi de $(0,780 \pm 0,004)$.

Na otimização do processo de produção de células solares em silício Cz tipo p, com estrutura n^+pp^+ , obteve-se a célula solar mais eficiente produzida no Brasil, desenvolvida pela equipe do NT-Solar (PUCRS) com eficiência de 17,3 % (Zanesco et al. 2018^a). Nesse dispositivo, com área de 4 cm², observou-se que todos os parâmetros elétricos médios melhoraram com a passivação das superfícies com SiO₂ e a eficiência média aumentou de $(16,0 \pm 0,2) \%$ para $(16,9 \pm 0,3) \%$. O fator de forma (FF) também melhorou e o valor médio foi de $(0,78 \pm 0,02)$. A densidade de corrente de curto-circuito média aumentou 0,6 mA/cm² com o crescimento da camada de SiO₂. No entanto, a tensão de circuito aberto foi o parâmetro elétrico que mais aumentou. Após a oxidação para passivação, o valor médio da V_{OC} foi de $(596,6 \pm 2,6)$ mV, ou seja, 13,4 mV maior que a V_{OC} média dos dispositivos sem passivação (Zanesco et al. 2018^a).

Ikeda et al. (2016), como tentativa de aumentar a eficiência das células solares com BSF na face posterior, realizaram uma dopagem local de boro por laser (LBSF) e após a deposição da pasta de alumínio, por serigrafia, ocorreu a queima da pasta. Após a difusão à laser de boro, a profundidade da dopagem foi superior a 6,0 μm e a concentração em superfície de boro foi de 1×10^{19} átomos/cm³. A combinação da dopagem local de boro e a difusão do alumínio influenciou na diminuição da recombinação superficial e melhorou as propriedades elétricas da célula, aumentando a tensão de circuito aberto. Como resultado, a célula LBSF teve uma eficiência de 19,5 %, que excedeu a eficiência da célula de referência em cerca de 1,1 % (Ikeda et al. 2016).

Para células solares n^+pp^+ com campo retrodifusor de Al produzidas em escala piloto, a eficiência foi de 15,4 % e o valor médio de 70 dispositivos foi de $(15,2 \pm 0,2) \%$ (Moehlecke e Zanesco 2010). Este estudo foi subvencionado pela Finep, Eletrosul, Grupo CEEE e Petrobrás (Zanesco, 2013), (Zanesco et al. 2015^b). Em outro trabalho também se avaliou a passivação com dióxido de silício e constatou-se que a maior eficiência foi obtida com temperatura de oxidação seca no intervalo de

750 °C a 800 °C, durante 7 minutos, com a melhor eficiência obtida de 15,9 % (Zanesco et al. 2015^a).

Em lâminas de silício multicristalino (Si-Mc) tipo p foram desenvolvidas células solares industriais com metalização por serigrafia de 14,1 % de eficiência, com campo retrodifusor de alumínio (Wehr et al. 2013). Neste processo, a difusão de fósforo e de alumínio, este último depositado pela técnica de canhão de elétrons, foi realizada na mesma etapa térmica, com o objetivo de reduzir o custo do processo de produção.

Um dos processos industriais de células solares de silício baseia-se no campo retrodifusor posterior de alumínio (Al-BSF) formado por serigrafia e queima em um forno de esteira. Zanesco et al. (2014) analisaram a influência da quantidade de pasta de Al nos parâmetros elétricos e no comprimento de difusão dos portadores minoritários das células solares. As células solares foram processadas em lâminas de grau solar, Cz tipo-p. A quantidade de pasta Al depositada para formar o BSF foi de 2,8 mg/cm² a 8,8 mg/cm². Os melhores resultados obtidos foram com a densidade superficial de 3,5 mg/cm² e temperatura máxima de queima de 840 °C, resultando em células solares com eficiência de (15,0 ± 0,1) %. Por outro lado, o fator de forma diminuiu com o aumento da densidade superficial da pasta Al. A tensão de circuito aberto foi levemente afetada pela quantidade de pasta Al. O tempo de vida dos portadores de carga minoritários aumentou de 30 µs para 120 µs após a difusão do fósforo. Para a densidade superficial de alumínio de 3,5 mg/cm² foi medido o maior valor do comprimento de difusão dos portadores de carga minoritários de 1280 µm, enquanto que para as densidades superficiais de 2,8 mg/cm² e de 8,8 mg/cm², o comprimento da difusão dos portadores minoritários foi de 500 µm e 780 µm, respectivamente.

A tecnologia SHJ (*silicon heterojunction solar cells* - células solares de silício com heterojunção) é conhecida por seu potencial de alta eficiência, com um processo de fabricação de células aplicável em escala industrial. Essa tecnologia anteriormente utilizada apenas para substratos tipo n foram testadas para substratos de Si-CZ tipo p. As células solares base p apresentaram eficiências na faixa de 22,5 % a 23%, maior do que os resultados relatados anteriormente em tais substratos. As maiores

eficiências em dispositivos monofaciais de grande área (220 cm²) são 23,6 % em Si-Cz tipo p e 24,4 % em si-Cz tipo n (Descoedres et al. 2019).

2.1.5. Células Solares com Emissor e Face Posterior Passivados

As células solares com emissor e face posterior passivados (PERC) tiveram a sua primeira publicação em 1989 (Blakers et al. 1989). Uma das características da configuração PERC é a redução da recombinação na superfície posterior por uma combinação de passivação e redução da área de contato metal/semicondutor. Para produzir as células com tecnologia PERC, a difusão de boro está sendo aperfeiçoada. As primeiras células PERC de alta eficiência foram fabricadas em 1988, com 21,8 % de eficiência. Desde então, esta tecnologia está sendo desenvolvida e observou-se que o trióxido de alumínio (Al₂O₃) é um excelente material para passivação do campo retrodifusor de boro. Em 2006 foi desenvolvida a célula solar PERC com eficiência de 23,4 % em substratos de Si tipo n com passivação eficiente da superfície p⁺ com Al₂O₃.

Estudos indicam que células solares base p com tecnologia PERC representam cerca de 80 % do mercado atual (ITRPV, 2021). De acordo com essa previsão, várias empresas de energia solar anunciaram novos investimentos para adequação da indústria para a fabricação de células solares PERC. Recentemente, houve uma diminuição no valor de mercado das lâminas de silício monocristalino, tornando as mais competitivas em termos de custo para a produção (Kumar et al. 2017).

De acordo com estudos realizados por Min et al. (2017) e com base nos resultados publicados, a estrutura PERC é capaz de atingir cerca de 24 % de eficiência na produção em escala industrial. Como conclusão da análise dos resultados ficou claro que alguns aspectos devem ser levados em consideração para a produção de células solares de alta eficiência com a tecnologia PERC: diferentes tipos e estruturas de formação dos emissores, como emissores seletivos, pasta de Al com adição de boro, lâminas de Si com alto tempo de vida dos portadores de carga minoritários, melhorias na serigrafia.

A produção de células solares PERC vem aumentando muito no mercado mundial. Dados apresentados no trabalho de Dullweber et al (2017) mostram um prognóstico motivador em trabalhar com a tecnologia PERC em dispositivos bifaciais. Na Figura 2.2 observa-se que o crescimento da distribuição mundial de mercado para dispositivos PERC e PERC bifaciais para 2027 é de aproximadamente 60 % e 30 %, respectivamente. Nota-se um aumento mais expressivo de produção da tecnologia PERC a partir de 2019 e o crescimento na produção de células bifaciais PERC segue a mesma tendência de aumento, com prognósticos de aumento em 2024 e 2027 também.

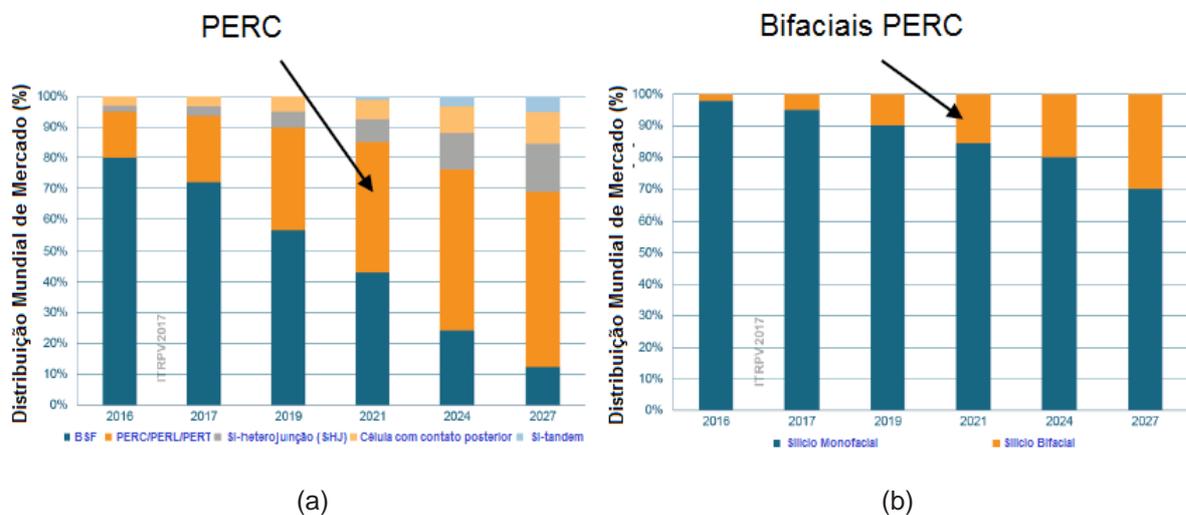


Figura 2.2. Distribuição mundial de mercado de células solares de silício (a) PERC e (b) PERC bifaciais, Dullweber et al (2017).

2.2. Células Solares Bifaciais

2.2.1. Aplicação em Módulos Fotovoltaicos Bifaciais

Como uma célula solar produz tensão elétrica baixa, em torno de 0,6 V em dispositivos de silício, para a obtenção de tensões elétricas mais elevadas, várias delas são associadas em série, formando, então, o módulo fotovoltaico. As células são soldadas e encapsuladas com EVA (co-polímero acetato de vinila), uma placa de vidro na face frontal e um polímero na face posterior, de tal forma que ficam vedadas hermeticamente. Então, o módulo é emoldurado com alumínio anodizado,

umentando a resistência mecânica (Moehlecke e Zanesco 2012). Se o módulo for produzido com células bifaciais, na face posterior é colocado, por exemplo, vidro.

Os módulos bifaciais produzem mais energia elétrica, com a mesma quantidade de material semicondutor utilizada nos módulos convencionais. A mesma técnica utilizada para fabricar módulos convencionais, com células monofaciais, pode ser usada para a montagem de módulos com células solares bifaciais. Os módulos fotovoltaicos com dispositivos bifaciais podem ser desenvolvidos com refletor difuso (Moehlecke et al. 2013) ou especular (Lo et al. 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), (Appelbaum, 2016).

Uma das grandes vantagens das células solares bifaciais é uma pequena diminuição da temperatura de funcionamento quando comparadas com as monofaciais, devido ao material de encapsulamento na parte posterior do módulo bifacial e, portanto, há um aumento correspondente na potência elétrica máxima (Yang et al. 2011). A temperatura das células solares bifaciais encapsuladas com vidro ou filme transparente na face posterior é de aproximadamente 3 °C menor que a temperatura de um módulo convencional com filme branco na face posterior, pois a transmitância do filme é maior que 80 %, enquanto que o filme branco típico utilizado nos módulos monofaciais é de aproximadamente zero. Desta forma, a eficiência dos dispositivos bifaciais é um pouco maior devido a maior tensão de circuito aberto (Yu et al., 2016).

Em locais com irradiação solar mais difusa, o desempenho de módulos bifaciais é menos influenciado por variações de instalação. Além disso, existe uma relação linear entre a produtividade anual e o albedo (α). Módulos bifaciais instalados em local com alto albedo ($\alpha = 0,5$) podem produzir até 25 % mais energia que os módulos com células solares monofaciais (Yusufoglu et al. 2015). Os módulos bifaciais têm também um grande potencial para localizações dominadas por condições de pouca radiação solar, podendo produzir 15 % a mais de energia do que os módulos convencionais, mesmo com um albedo da superfície de 0,2 (Yusufoglu et al. 2014).

Os módulos com células solares bifaciais de silício monocristalino, apresentam vantagens se comparados aos módulos de células solares monofaciais. Após um teste em condições externas com duração de seis meses, Yu et al. (2016) constataram que a produção mensal de energia de um módulo bifacial é, em média, 4,0 % maior do que a de um módulo convencional em um sistema fotovoltaico. O aumento da produção de energia é maior em dias nublados e em baixa irradiação solar. A razão principal é um maior percentual de irradiação solar refletida pelo entorno nestas condições, segundo Yu et al. (2016).

Grafulha et al. (2016) compararam um sistema fotovoltaico com módulos monofaciais convencionais com um sistema com módulos bifaciais, instalados no telhado de um edifício. Foi avaliado o perfil de consumo de energia elétrica de um condomínio residencial em Porto Alegre, foi caracterizado o local da instalação e foi analisado o sombreamento provocado pelo entorno. Para a mesma área disponível, a potência do sistema com módulos monofaciais e bifaciais foi de 4,32 kWp e de 5,49 kWp, respectivamente, considerando a incidência de irradiação solar em ambas as faces dos módulos bifaciais. O desempenho global e a produtividade do sistema fotovoltaico com módulos bifaciais foram 4,5 % maiores, representando uma maior produção de energia por potência instalada do sistema. A redução do consumo de energia elétrica da edificação, obtida para o sistema bifacial, foi de 97,5 %, enquanto que para o sistema convencional foi de 73,4 %. O desempenho da tecnologia bifacial pode viabilizar a instalação em locais com espaço físico restrito, tais como condomínios, atendendo à demanda de energia destes locais (Grafulha et al. 2016).

Atualmente, mais de 70 % dos módulos fotovoltaicos são monofaciais. A participação no mercado mundial dos módulos bifaciais tem a tendência de crescer para cerca de 55 %, nos próximos anos. A expectativa é de que a partir de 2025 seja mais utilizada a tecnologia de módulos bifaciais do que os monofaciais. A célula bifacial pode ser utilizada em módulos bifaciais, bem como em módulos monofaciais convencionais, conforme mostra a Figura 2.3. Os módulos bifaciais serão utilizados principalmente em instalações de centrais fotovoltaicas (ITRPV, 2021).

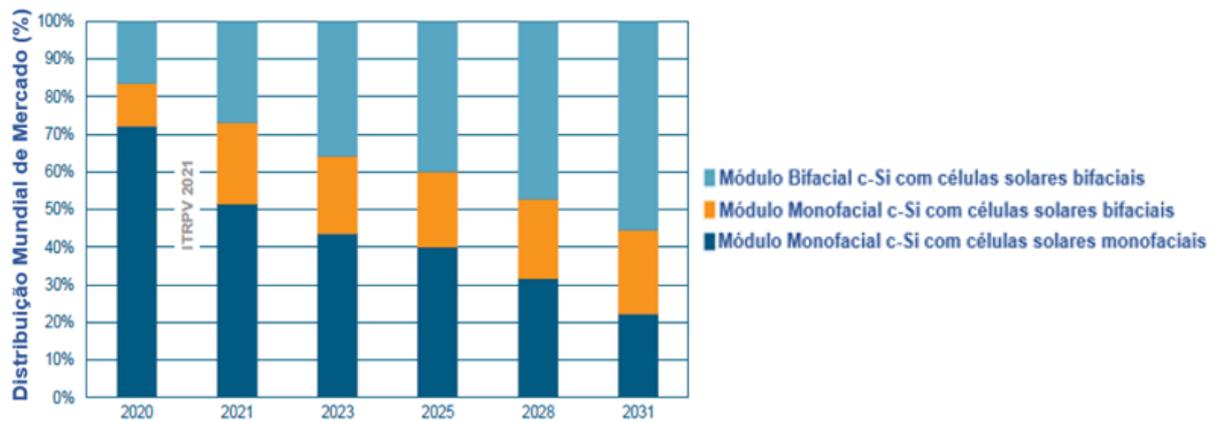


Figura 2.3. Distribuição mundial de módulos fotovoltaicos produzidos com células solares monofaciais e bifaciais, adaptado de ITRPV (2021).

2.2.2. Estrutura e Eficiência

O desenvolvimento de células solares bifaciais teve início nos anos 60. A célula solar com junção pn em ambos os lados foi publicada na Rússia, por Zaitseva e Fedoseeva (1961) e, em 1966, o pesquisador japonês Mori (1966) patenteou a célula solar bifacial com duas junções, formando a estrutura p^+np^+ . Em 1977 foi publicada por Cuevas et al. (1979) a célula solar bifacial com estrutura n^+pn^+ e eficiência de 12,7 % com área de 4 cm². Neste mesmo ano, Chambouleyron e Chevalier (1978) apresentaram a integração de células bifaciais com sistemas de concentração. A ideia inicial era aumentar a eficiência de conversão das células solares. Nesse caso, a segunda junção pn, do lado posterior da célula, melhoraria a eficiência de coleta para fótons com alto comprimento de onda. Posteriormente Mori, patenteou esse dispositivo, que de acordo com Cuevas (2005), descreve a possibilidade de incidir irradiância solar nas duas faces das células por meio de espelhos verticais e horizontais. Mais tarde, em 1978, a importância da passivação superficial foi demonstrada por Fossum e Burges (1978), aumentando consideravelmente a eficiência.

Untila et al. (2015) comparou a eficiência de células solares processadas em Si-Cz tipo p, com metalização por evaporação de metais em vácuo (ECO) e por serigrafia (SP). A maior eficiência foi de 16,0 % / 13,0 % (iluminação frontal/posterior) em dispositivos com metalização por evaporação de metais. Com metalização por

serigrafia a maior eficiência foi de 17,3 % / 15,0 %, bastante próxima à eficiência de células solares com metalização por evaporação de metais.

No trabalho desenvolvido por Richter et al (2017) foi realizada uma análise da influência da resistividade de base (ρ_b) e da espessura de lâminas de Si tipo n nos parâmetros elétricos das células solares. Em células solares tipo n, de Si-FZ, onde o emissor seletivo na face frontal foi formado por boro, na face posterior foi avaliada a influência da passivação com óxido de tunelamento (*tunnel oxide*) para diferentes resistividades de base e espessuras da lâmina de Si. A eficiência máxima alcançada foi de 25,7 %. Foi observada uma tendência de redução da eficiência com o aumento da resistividade de base (ρ_b), de um valor máximo de 25,3 % para lâminas de 1 Ω .cm para 25,0 % para lâminas de 10 Ω .cm. A V_{oc} mostrou uma tendência de aumento com o aumento de ρ_b , de 716 mV (1 Ω .cm) para 718 mV (10 Ω .cm). Constatou-se que o fator de forma tende a crescer com o aumento da espessura e decrescer com o aumento da resistividade de base.

Atualmente, a configuração mais utilizada pela indústria de células solares bifaciais é a PERC. De acordo com Zhang et al. (2020), a eficiência alcançada é superior a 22 % em dispositivos de silício monocristalino com emissor seletivo, formado por laser, e o processo pode ser produzido em escala comercial. Na face frontal foi estudada uma relação com a potência do laser em determinada velocidade e frequência de varredura. Na face posterior foram estudadas diferentes proporções de altura e largura das trilhas metálicas e a espessura da camada de nitreto de silício. As eficiências foram de 22 % e 15 %, nas faces frontal e posterior, respectivamente (Zhang et al. 2020).

2.2.3. Características das Células Solares Bifaciais

As células solares bifaciais contribuíram para o avanço do desenvolvimento de células de silício, abordando dois problemas desafiadores: 1) evitar a recombinação na superfície distante da junção pn e 2) garantir o transporte eficiente de portadores de carga em toda a espessura da lâmina de silício, que são características das células solares de alta eficiência (Cuevas, 2005).

Nos últimos anos, as células solares bifaciais têm atraído à atenção devido às suas características: (a) aplicabilidade em lâminas de Si mais finas, (b) desempenho superior a alta temperatura de operação, (c) redução do abaulamento, (d) estrutura simétrica independentemente de substrato tipo n ou tipo p, (e) aumento da produção de energia para a mesma área de material semiconductor e (f) processamento similar ao de células solares monofaciais (Sepeai et al. 2013).

Em uma célula solar bifacial, o tempo de vida dos portadores de carga minoritários deve ser suficientemente elevado para permitir que estes, gerados na região do BSF, alcancem a junção pn. Portanto, as células solares industriais de alta eficiência fabricadas com lâminas de silício com a estrutura n^+pp^+ podem ser bifaciais quando o tempo de vida dos portadores minoritários é elevado (Guerrero et al. 2016).

A estrutura usual de células solares bifaciais consiste em um substrato tipo n ou tipo p, emissor, campo retrodifusor posterior, filme antirreflexo e malhas metálicas similares em ambos os lados. No estudo desenvolvido por Sepeai et al. (2013), um novo método de combinação de emissor e BSF para formar a estrutura bifacial n^+pp^+ foi pesquisado. Essa estrutura foi escolhida devido à sua simplicidade e similaridade de processamento em relação ao de células solares monofaciais industriais. O processo baseia-se na difusão de fósforo a partir de oxiclreto de fósforo ($POCl_3$) para formar o emissor na face frontal e alumínio para formar o BSF na face posterior. Foi utilizado o processo de serigrafia para aplicar a pasta de Al nas células, seguido da etapa de queima a alta temperatura para formar o campo retrodifusor e o contato na superfície posterior com Al. As características elétricas dos dispositivos foram: na face frontal: $V_{oc} = 579$ mV, $J_{sc} = 27,7$ mA/cm², FF = 0,769 e $\eta = 12,8$ % e na face posterior de: $V_{oc} = 554$ mV, $J_{sc} = 12,7$ mA/cm², FF = 0,722 e $\eta = 5,8$ % (Sepeai et al. 2013).

A bifacialidade pode ser definida como a razão entre a eficiência com irradiância incidente no campo retrodifusor e a eficiência com irradiância na face com o emissor. Porém, a bifacialidade também pode ser definida como a razão entre a corrente elétrica de curto-circuito (ou densidade de corrente elétrica de curto-circuito) medida quando a célula solar é iluminada pelo campo retrodifusor e a corrente elétrica de curto-circuito quando a célula é iluminada no emissor. Nas células solares bifaciais, geralmente a região com o emissor é denominada de face frontal e a região com

campo retrodifusor de face posterior. A eficiência em uma face é medida sob condições padrão de medição enquanto a outra face não recebe irradiância solar, isto é, fica mantida no escuro. Neste trabalho, definiu-se a bifacialidade como a razão entre a menor eficiência medida em uma face e a maior eficiência medida na outra face. Portanto, a bifacialidade será igual ou menor que 1.

O comprimento de difusão dos portadores de carga minoritários está relacionado com o tempo de vida que é um parâmetro que afeta a bifacialidade. Jimeno et al. (2007) concluíram que as células solares bifaciais 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. Porém, para um comprimento de difusão dos portadores de carga minoritários maior que duas vezes a espessura da célula solar, a bifacialidade pode chegar a 100 %. Portanto, a redução da espessura da base, isto é, da lâmina de silício, é uma forma para aumentar a bifacialidade das células solares (Jimeno et al. 2007).

Na Figura 2.4 apresenta-se a estrutura de uma célula solar bifacial com BSF, passivação, filme AR e metalização em ambas as faces. Nesta estrutura 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), (Jimeno et al. 2007). Uma análise da influência da resistividade de base na bifacialidade da célula foi realizada por Moehlecke et al. (1994). O material utilizado foi Si-Fz, tipo n, com resistividade de 20 Ω .cm a 60 Ω .cm. A estrutura p^+nn^+ foi utilizada para produzir células solares com 4 cm² de área e com metalização por evaporação de metais. Os autores concluíram que para fabricar dispositivos bifaciais eficientes é necessário que a resistividade de base do substrato de silício cristalino seja superior a 20 Ω .cm. Também constataram que na região p^+n a corrente elétrica gerada é maior do que para a região p^+p . No entanto, para iluminação pelas regiões n^+n e n^+p , a corrente elétrica é similar.

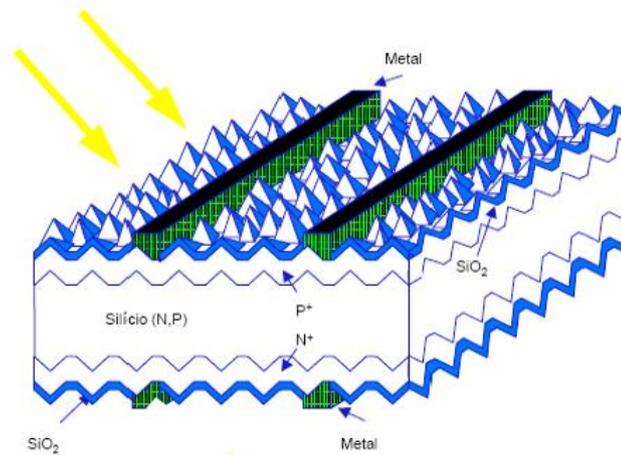


Figura 2.4. Célula solar bifacial típica produzida em substrato tipo p e tipo n, adaptado de Moehlecke et al. (1994).

2.2.4. Células Solares Bifaciais Base p

Em lâminas de Si-Cz tipo p foram desenvolvidas células solares bifaciais de 4 cm² de área com 19,2 % de eficiência na face frontal, com malha metálica 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).

Estudos de células solares bifaciais com BSF seletivo formado por radiação laser resultaram na eficiência de 15,9 % na face frontal (Duran et al. 2009). Os autores não apresentaram a eficiência na face posterior, embora comentem que a célula é bifacial. Antes da difusão com radiação laser, a face posterior das células solares foi submetida à uma difusão de boro em forno convencional. A etapa adicional no processo para formação do BSF seletivo, juntamente com a otimização da difusão aumentou a eficiência das células solares em aproximadamente 1,0 % (absoluto) em comparação com células solares bifaciais processadas em forno convencional de quartzo para a difusão dos dopantes.

Para produzir células solares bifaciais, base p, com espessura de 200 µm, de silício monocristalino, com junção pn, foi testado um método que combina os benefícios do filme antirreflexo e de uma metalização simultânea em ambas as faces da célula solar por deposição química (*electroless*) de níquel, seguida da

eletrodeposição de níquel. Na estrutura do dispositivo bifacial n^+pp^+ , o níquel foi depositado simultaneamente para formar o contato posterior e frontal. A célula solar bifacial fabricada com este processo apresentou eficiência de 12 % na face frontal e 8,7 % na face posterior. Parte da baixa eficiência da célula foi atribuída à baixa qualidade da camada de passivação e ao recozimento após deposição da malha metálica. A camada de nitreto de silício (SiN_x) foi obtida por deposição de vapor químico aprimorado por plasma (PECVD - *plasma-enhanced chemical vapor deposition*), para atuar como uma camada de passivação e como filme antirreflexo (Saha et al. 2013).

Outras tecnologias para produção de células solares bifaciais vêm sendo estudadas atualmente, como por exemplo a metalização simultânea nas duas faces por eletrodeposição de níquel e cobre sem iluminação (FIP - *field induced plating*) e com iluminação (LIP - *light induced plating*). Em substratos de silício tipo p, com área de 6 cm^2 e com difusão de dopantes por radiação laser foram desenvolvidos dispositivos com eficiência média de 19,0 %. Além disso, o processo FIP pode permitir taxas de crescimento mais rápidas. Apesar de serem necessárias mais pesquisas para entender o processo nas superfícies dopadas com radiação laser, o processo FIP pode ser usado em conjunto com o processo LIP para metalizar células solares de silício bifacial, incluindo células com heterojunção (Wang et al. 2014). Os autores não apresentaram a eficiência do dispositivo com iluminação pela face posterior, embora comentem que a célula é bifacial.

Células solares bifaciais também foram produzidas por implantação iônica e com a otimização do recozimento e passivação com SiO_2/SiN_x foi alcançada a eficiência de 20,2 % com iluminação pela face frontal (Lanterne et al. 2015). Os autores não apresentaram a eficiência da face posterior, embora comentem que a célula é bifacial.

Células solares fabricadas em substrato de silício tipo p com heterojunção com camada fina intrínseca (HIT - *heterojunction with intrinsic*) normalmente apresentam desempenho inferior aos dispositivos em substrato de tipo n. Foi verificado que a função trabalho do óxido condutor transparente é um fator chave que afeta a eficiência da célula solar (Zhao et al. 2008). A influência da espessura da camada do emissor e

dos estados de defeitos na interface (*interface defect states*) na eficiência da célula solar bifacial HIT foi simulada pelo programa AMPS-1D, desenvolvido pela *Pennsylvania State University*. Os resultados da simulação mostram que a eficiência de conversão diminui com o aumento da espessura da camada do emissor para células solares HIT bifaciais em substratos tipo n e tipo p. Os estados dos defeitos na interface podem reduzir a tensão de circuito aberto especialmente no substrato tipo p (Zhang et al. 2013).

O padrão da indústria de células solares de silício multicristalino (mc-Si) é o dispositivo monofacial com processo de produção similar ao de células solares de Si-Cz, com exceção da texturação. Uma forma de aumentar a eficiência e reduzir os custos destes dispositivos é desenvolver células solares bifaciais. No trabalho de Kränzl et al. (2006) foi desenvolvida uma célula solar bifacial em mc-Si, com difusão de boro para formar o BSF, com área de 100 mm x 100 mm e com espessura de cerca de 200 μm . A melhor célula solar apresentou eficiência para iluminação pelo emissor de 16,1% ($J_{\text{SC}} = 34,3 \text{ mA/cm}^2$, $V_{\text{OC}} = 620 \text{ mV}$ e $\text{FF} = 75,6 \%$) e pela face posterior de 12,4% ($J_{\text{SC}} = 26,9 \text{ mA/cm}^2$, $V_{\text{OC}} = 615 \text{ mV}$, $\text{FF} = 74,8 \%$).

Uma comparação entre células solares com a tecnologia PERC mono e bifaciais foi realizado por Dullweber et al (2017) onde são mostrados dados quanto a diferença na quantidade de pasta de alumínio utilizada na metalização e como se podem produzir células solares mono e bifaciais com a mesma estrutura.

Na Figura 2.5 observa-se a diferença na quantidade de pasta de alumínio utilizada na face posterior dos dispositivos em uma célula PERC monofacial que é de 1,6 g, enquanto para a célula PERC bifacial é de 0,15 g. A estrutura da célula solar apresentada tanto para monofacial quanto para bifacial é n^+pp^+ , a eficiência da célula solar bifacial é de 21,6 % na face frontal e 16,7 % na face posterior, com uma bifacialidade de 80 % e uma redução na quantidade de pasta de alumínio de 90 % (Dullweber et al 2017).

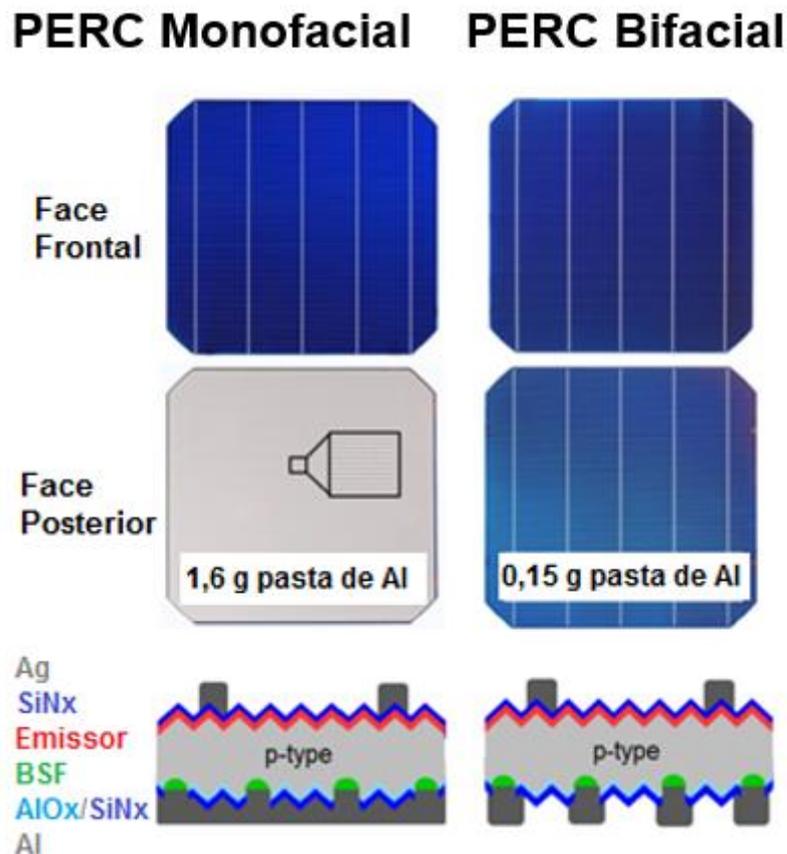


Figura 2.5. Comparação de células solares PERC monofaciais e bifaciais, adaptado de Dullweber et al (2017).

2.2.5. Células Solares Bifaciais Base n

As células solares de silício tipo n apresentam maior potencial para alcançar alta eficiência sem a degradação induzida pela radiação solar, se comparadas com as células solares tipo p (Böscke et al. 2013). Foi observado o efeito da degradação por iluminação em lâminas de silício dopadas com boro, tipo p, conhecido como LID (*light induced degradation*). A degradação das características elétricas das células solares é atribuída à formação de complexos de boro-oxigênio (B-O), acompanhada da redução do tempo de vida dos portadores de carga minoritários no volume da lâmina (Sopori et al. 2012).

O efeito LID vem sendo observado em módulos feitos a partir de substratos de silício Czochralski dopados com boro (tipo p) e pode afetar a estabilidade dos módulos. Além do LID, observou-se uma degradação do desempenho provocado pela

temperatura de operação, tanto para células solares de silício Cz com Al-BSF, quanto para células solares PERC, produzidas industrialmente com superfícies passivadas com material dielétrico. O efeito da degradação induzida por luz e temperatura elevada (LeTID), devem ser levados em consideração, porque podem reduzir a eficiência das células solares em 10 % (Joshi et al 2020).

Para produzir células solares bifaciais, base n, geralmente, o emissor p^+ é formado pela difusão de boro. De modo a minimizar as perdas no emissor, sendo um dos fatores que limitam a eficiência de células solares de silício, foram introduzidas novas estruturas de emissor. A implementação de uma técnica para produzir uma região seletiva p^+ por um ataque químico (*etch back*) na região da lâmina fortemente dopada foi otimizado por Schiele et al. (2014). Também foi formado o BSF seletivo n^+ de fósforo, que foi mais eficaz que o emissor seletivo p^+ de boro. Neste caso, a eficiência de conversão alcançada foi de 19,5 % com $V_{OC} = 661$ mV. Os autores apresentam a bifacialidade das células solares, porém não comentaram qual foi a eficiência na face posterior (Schiele et al. 2014).

Uma tecnologia de células solares bifaciais para Si-Cz com contatos produzidos por evaporação foi apresentada por Cañizo et al. (2001), onde a estrutura p^+nn^+ em material de alta resistividade proporcionou a eficiência de 17,7 % na região n^+ e 15,2 % na região p^+ . A camada p^+ limita o desempenho da célula solar, principalmente devido a uma alta velocidade de recombinação superficial. De acordo com testes realizados nesse trabalho, o seu efeito foi reduzido realizando um passo de *etch-back* na região dopada boro. Essas células solares obtiveram a corrente de curto-circuito mais elevada e houve uma redução da tensão de circuito aberto de cerca de 10 mV.

Em outro trabalho para a produção industrial de células solares bifaciais em silício cristalino tipo n, com estrutura p^+nn^+ , o emissor foi formado pela difusão de boro por meio de tricloreto de boro (BCl_3) e o campo retrodifusor de fósforo foi formado por implantação iônica, seguida de uma passivação, com oxidação seca, em ambas as faces das células solares. Nesse processo foram obtidas células solares com eficiência de 19,7 % na face frontal. Os autores não apresentam a eficiência na face posterior, embora comentem que a célula é bifacial (Chen et al. 2013).

Em células solares bifaciais produzidas em Si-Cz tipo n foi comparada a influência da difusão de boro, com dopante líquido, depositado por *spin-on* e com difusão a partir do tribrometo de boro (BBr_3) no tempo de vida dos portadores de carga minoritários nos substratos. O tempo de vida dos portadores de carga minoritários foi menor nas amostras processadas com *spin-on*, resultando numa eficiência máxima na face do emissor, de 19,4 %. Este valor é somente 0,2 % menor que a eficiência de 19,6 % obtida pela difusão de BBr_3 . Os autores não apresentaram a eficiência na face posterior (Barth et al. 2013).

O processamento de células solares base n, com emissor frontal homogêneo de boro e campo retrodifusor posterior de fósforo, com contatos formados por serigrafia em ambas as faces da célula com área de 156 mm x 156 mm, resultou na eficiência na face frontal de cerca de 20 %. Os autores não apresentaram a eficiência com iluminação pela face posterior. Os primeiros testes em campo indicaram o potencial de mais de 10 % de ganho na corrente elétrica com a estrutura bifacial (Böscke et al. 2013).

A implantação iônica tem a vantagem de ser uma técnica de dopagem unidirecional. Ao contrário da difusão em fornos de quartzo, este método pode simplificar o processo de produção de células solares. O uso de dopagem por implantação iônica para células solares bifaciais base n com emissor passivado e região posterior totalmente difundida (PERT) é um processo promissor, principalmente se for acompanhado de um único passo de recozimento para ativar ambos os dopantes e crescer uma camada de passivação de SiO_2 (Laterne et al. 2015).

A Figura 2.6 mostra uma típica célula solar PERT, com substrato tipo n, com passivação por SiN_x e SiO_2 . A eficiência média na face frontal foi de 19,7 % em células solares de Si-Cz de 239 cm^2 de área. A eficiência foi limitada pelo fator de forma de 77,3 %. Os melhores resultados foram obtidos em um processo de "recozimento separado" com temperatura mais baixa. A eficiência média na face frontal de 20,2 % foi obtida. Os autores não apresentaram a eficiência na face posterior, embora comentem que a célula é bifacial (Laterne et al. 2015).

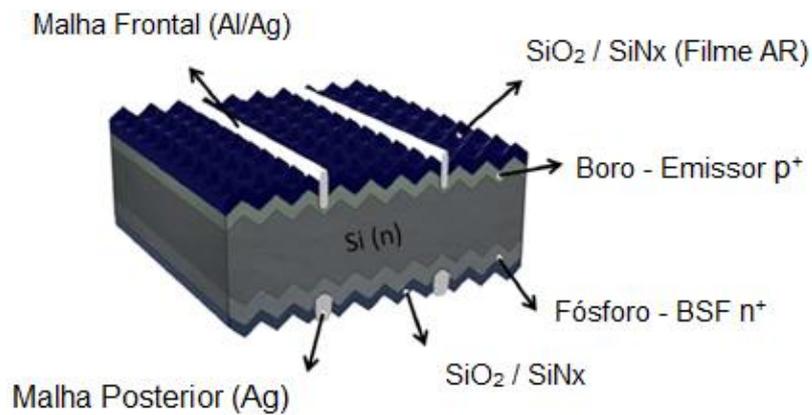


Figura 2.6. Célula solar bifacial PERT base n (Laterne et al. 2015).

Em células solares bifaciais de silício Si-Cz, tipo n, com BSF seletivo na estrutura PERT, foi obtida a eficiência na face frontal de 20,6 % em dispositivos de 156 mm x 156 mm. A passivação foi produzida por um filme de SiN_x e AlO_x . O BSF posterior foi formado por implantação iônica de átomos de fósforo. Foi utilizada a técnica de serigrafia industrial para formar o contato metálico. Os melhores dispositivos obtidos apresentaram valores médios de tensão de circuito aberto de 650 mV, densidade de corrente de curto-circuito de $40,1 \text{ mA/cm}^2$, fator de forma de 79,7 % e eficiência de 20,6 % na face frontal. A eficiência na face posterior foi de 10,9 % (Peng et al. 2016).

Para fins de comparação das tecnologias de células solares tipo PERT e células solares com contatos posteriores interdigitados (IBC - *interdigitated back contact solar cell*), foram desenvolvidas células solares em silício Cz tipo n, com área de 15,6 cm x 15,6 cm e foram obtidos dispositivos PERT com eficiência na face frontal de 20,4 % e 21,5 % para o dispositivo IBC. Foi investigado o efeito da qualidade do material e da resistividade de base na eficiência dos dois dispositivos. Observaram apenas uma pequena variação na eficiência relativa (menor que 3 %) em relação ao tempo de vida dos portadores de carga minoritários, variando de 1,2 - 6,5 μs , em resistividades de base de 2 - 9 $\Omega\cdot\text{cm}$, sem diferença significativa entre o dispositivo PERT e o conceito de IBC. Além disso, os autores comentam que ambos os conceitos de células têm um elevado desempenho bifacial, porém não apresentaram a eficiência na face posterior (Mihailetchi et al. 2015).

Células solares bifaciais de Si-Cz tipo n foram processadas com difusão simultânea para formar o BSF de fósforo e o emissor de boro em uma única etapa térmica, a chamada codifusão. A camada de silicato de boro, depositada por vapor químico em pressão atmosférica (APCVD - *atmospheric pressure chemical vapor*) antes do processo de codifusão, permite o ajuste do perfil da concentração no emissor, sem influenciar o BSF dopado com fósforo a partir de POCl_3 . Com esse processo foram obtidas células solares com eficiência de 19,6 % (na face frontal). Porém, os autores não apresentaram a eficiência para iluminação pela face posterior (Rothhardt et al. 2014).

2.2.6. Células Bifaciais Desenvolvidas pela Equipe do NT-Solar

A equipe do Núcleo de Tecnologia em Energia Solar (NT-Solar) realizou trabalhos anteriores referentes às células solares bifaciais. Moehlecke (1996) analisou a fabricação de células solares, particularmente em que a região p^+ é formada por boro. A principal limitação das células solares com estrutura p^+nn^+ é a recombinação nas superfícies da região p^+ onde a passivação tanto com óxido de silício fino como em óxido de maior espessura não é tão eficaz. Para minimizar esses efeitos foi avaliada a junção flutuante e o emissor seletivo.

A combinação das melhoras incorporadas em ambas as faces das células solares produzidas por Moehlecke (1996) permitiu a implantação de um processo de fabricação de células solares de alta eficiência com contatos formados por evaporação. Vários problemas encontrados na tecnologia da estrutura p^+nn^+ tanto monofacial quanto bifacial, foram superados e foi alcançada a eficiência entre 18 % e 19 %. As maiores eficiências foram obtidas com a estrutura bifacial. A concretização desse processo e a obtenção dessas eficiências foram uma importante contribuição para reduzir a diferença entre as estruturas monofaciais e bifaciais.

No trabalho desenvolvido por Mallmann (2006), foram processadas células solares bifaciais com metalização por serigrafia fabricadas por processos térmicos rápidos para a difusão de boro e fósforo em uma única etapa térmica. Foram desenvolvidas células solares bifaciais com área de 4 cm^2 . A melhor célula solar

apresentou a eficiência (η) de 10,2 % e densidade de corrente de curto-circuito (J_{sc}) de 30,3 mA/cm² na face n⁺ e eficiência de 2,4 % na face p⁺.

Costa (2009) desenvolveu processos para fabricar células solares bifaciais com metalização por serigrafia em Si-Cz tipo p. Foram desenvolvidos dispositivos com estruturas n⁺pn⁺ e n⁺pp⁺. Para as células sem campo retrodifusor (n⁺pn⁺), verificou-se que a deposição da malha de Al/Ag na face posterior sobre ou sob o filme AR não afeta os resultados de eficiência, de 6,1 % na face frontal. Para os processos com emissor seletivo de Al, verificou-se que a pasta de Al deve ser depositada diretamente sobre o substrato de Si, resultando em células solares com eficiência de 11,5 % e 1,2 %, para face frontal e posterior, respectivamente. Nas células com estrutura n⁺pp⁺ a região posterior foi formada com boro. A melhor célula bifacial apresentou a eficiência de 12,2 % na face frontal e 5,4 % na face posterior. Para a difusão a 900 °C, analisaram-se as concentrações de BBr₃ de 0,07 %, 0,1 % e 0,15 %. Constatou-se que as melhores eficiências de 12,8 % e 8,4 %, ocorrem para a concentração de 0,1 %. As células solares fabricadas com o mesmo processo, porém com formação da região p⁺ com o dopante líquido PBF20, depositado por *spin-on*, apresentaram eficiências de 13,4 % e de 9,4 %, similares às do processo com BBr₃. A melhor célula solar foi processada com passo térmico único para a difusão de boro e oxidação, atingindo as eficiências de 14,3 % e 10,9 %.

No trabalho realizado por Osório (2012), foram desenvolvidas células solares bifaciais finas (com espessura na ordem de 150 µm), tipo p, com campo retrodifusor localizado de alumínio e seletivo de boro e alumínio, com estrutura n⁺pp⁺, em lâmina Si-Cz. Para comparação dos parâmetros elétricos foram utilizadas lâminas de Si-FZ com espessura aproximada de (146 ± 4) µm. A análise do tempo de vida dos portadores minoritários mostrou que a difusão de fósforo produziu *gettering*, que é o mecanismo no qual impurezas indesejadas são extraídas das regiões ativas dos dispositivos e conduzidas a outras onde ficam inativas ou seu efeito fica, de certa forma, compensado. Porém, devido à contaminação no forno de esteira durante a metalização, o tempo de vida dos portadores minoritários no final do processo ficou próximo ao valor inicial. Osório et al. (2018) concluíram que o óxido de silício passivou as superfícies, proporcionando um aumento de 0,5 % (absoluto) na eficiência das células solares fabricadas em Si-FZ. As células solares produzidas em Si-Cz não

apresentaram o mesmo aumento devido a elevada resistência em série. A célula solar fina mais eficiente foi fabricada com Si-FZ e com superfícies passivadas, atingindo eficiência de 14,5 % e de 11,1 %, para iluminação pela face n^+ e p^+ , respectivamente. As células em Si-Cz, com menor tempo de vida inicial dos portadores de carga minoritários, atingiram eficiências um pouco menores que estes valores.

Costa (2013) desenvolveu processos industriais de fabricação de células solares bifaciais, e comparou o comportamento de células produzidas com Si-Cz e Si-FZ, ambas de tipo n, com metalização por serigrafia e com estrutura p^+nn^+ . Com o processo com difusão de fósforo antes da difusão de boro foram obtidas células solares bifaciais em lâminas de Si-FZ com eficiência de 14,3 % (emissor) e 13,7 % (campo retrodifusor). No processo com difusão de boro e oxidação na mesma etapa térmica antes da difusão de fósforo, a melhor eficiência foi de 13,5 % (face com fósforo) e 11,8 % (face com boro). O fator de forma de 0,61 (emissor) limitou a eficiência desse dispositivo bifacial. Em lâminas de Si-Cz e com o processo de difusão de boro antes da difusão de fósforo, a melhor eficiência média foi de $(11,3 \pm 0,7) \%$ e $(11,4 \pm 1,1) \%$ e com fator de forma médio de $(0,62 \pm 0,02)$ e $(0,66 \pm 0,01)$, na face com boro e fósforo, respectivamente.

Costa (2015) analisou a influência do tipo de substrato (tipo n e tipo p) na fabricação de células solares bifaciais finas em Si-Cz com espessura da ordem de 130 μm obtidas após processo de corte com fios e fornecidas pela empresa Meyer Burger. As células solares com maior eficiência foram as fabricadas com a região frontal dopada com fósforo e a posterior dopada com boro, isto é, as estruturas n^+np^+ e n^+pp^+ com eficiência na face frontal de 12,8 % e 13,6 %, respectivamente, e eficiência na face posterior de 10,4 % e 9,0 %, respectivamente. Ao comparar estes resultados com células solares obtidas com processos similares e fabricadas com lâminas de Si de outro fabricante, a estrutura n^+np^+ apresentou eficiência 1 % menor e a estrutura n^+pp^+ apresentou valores similares. Quanto ao tipo de substrato, as células solares fabricadas em lâminas de Si tipo n apresentaram maior bifacialidade, mas as com maior eficiência foram as fabricadas com silício tipo p.

No trabalho desenvolvido por Biazetto (2019) foi otimizada a formação das regiões altamente dopadas em células solares bifaciais base n e analisada a passivação. Para formar o campo retrodifusor (nn^+), ou seja, a face dopada com fósforo, a temperatura que resultou no dispositivo com maior eficiência foi de 835 °C, e para formar a junção pn (p^+n), face dopada com boro, a temperatura foi de 990 °C, com oxidação seca a 800 °C para passivação de ambas as superfícies. Os parâmetros elétricos na face do campo retrodifusor e no emissor foram, respectivamente: $V_{oc} = 606,9$ mV, $J_{sc} = 36,2$ mA/cm², $FF = 0,755$, $\eta = 16,6\%$ e $V_{oc} = 606,0$ mV, $J_{sc} = 34,1$ mA/cm², $FF = 0,750$ e $\eta = 15,5\%$.

2.3. Passivação em Células Solares

Para se obter uma célula solar de silício com alta eficiência (maior ou igual a 20 %) é importante passivar ambas as faces do dispositivo. A passivação tem como objetivo reduzir a recombinação dos portadores de carga minoritários nas superfícies. Atualmente, um dos desafios para a produção de células solares comerciais é baixar o custo de produção. Neste sentido, os métodos de passivação a baixas temperaturas estão sendo utilizados (Green, 2009).

A passivação de células solares de silício pela deposição de filme antirreflexo de nitreto de silício é usual na indústria. No entanto, materiais como dióxido de silício, dióxido de titânio e trióxido de alumínio podem ser uma alternativa e sua análise é de extrema importância no desenvolvimento de células solares de silício (Zanescio et al. 2015^a).

O dióxido de silício é um dielétrico eficaz para passivar a superfície de células solares de silício. Porém, o processo a alta temperatura para crescer a camada de SiO₂ pode provocar a contaminação do substrato por metais ou gerar defeitos, degradando o tempo de vida dos portadores minoritários. Uma alternativa é depositar uma fina camada de SiN_x por PECVD com temperaturas menores que 500 °C (Aberle, 1999). O SiN_x serve como filme antirreflexo em células solares, e também como material para passivar a superfície de silício do tipo n. Porém, a passivação com SiN_x é menos eficiente para a superfície de silício tipo p.

O dióxido de titânio normalmente é utilizado como filme antirreflexo e o uso como filme passivador vem sendo estudado. Estudos tem demonstrado excelentes resultados do TiO_2 como material para passivação, principalmente, da face p^+ . Thomson et al. (2010) publicaram que quando um filme de TiO_2 é depositado sobre uma fina camada de óxido de silício pode criar uma região com carga negativa, diminuindo os defeitos na interface.

Outro método é a passivação seletiva, que proporciona uma melhor passivação nas áreas sob a malha metálica. Um tipo muito promissor de camada de passivação seletiva foi baseado em camadas de silício policristalino fortemente dopadas, depositadas em uma fina camada de óxido de silício (Schmidt et al. 2018).

2.3.1. Dióxido de Silício

O efeito da passivação, em ambas as superfícies de lâminas de Si, com camadas de SiO_2 vem sendo estudado desde os anos 80 (Luque et al. 2003). A passivação superficial por dióxido de silício foi a técnica mais utilizada industrialmente durante anos. Em pesquisas recentes, desenvolvidas por Chen et al. (2017), foi aprofundada a compreensão das formas de deposição da camada passivadora de SiO_2 . A técnica testada nesse estudo foi a deposição em fase líquida (LPD - *liquid phase deposition*). Foi verificado que o processo de recozimento após a deposição poderia aumentar significativamente o efeito da passivação com o filme de SiO_2 . Além disso, foi revelado que a passivação com o filme de SiO_2 depositado por LPD é eficaz. A análise foi realizada por meio do tempo de vida dos portadores de carga minoritários e da velocidade de recombinação em superfície em lâminas de silício, tanto de tipo n quanto de tipo p. Portanto, os parâmetros de deposição devem ser cuidadosamente escolhidos e relacionados com a taxa de deposição e o custo de fabricação. Utilizando o filme de SiO_2 depositado por LPD, como camada de passivação de superfície, foram fabricadas células solares de silício de 19,5 %, com área de 156 mm x 156 mm (Chen et al. 2017).

Em outro trabalho (Kim et al. 2017) foram desenvolvidas células solares de alta eficiência com BSF e passivadas com SiO_2 com espessura da ordem de 2 nm com efeito de tunelamento (*tunnel oxide layer*). A tensão de circuito aberto foi

significativamente melhorada por meio da passivação da interface devido à inserção da camada de óxido. As características de passivação da camada de óxido dependem das propriedades físicas do óxido. Com esse estudo foram obtidos dispositivos com V_{oc} superior a 740 mV em lâminas de Si do tipo n (Kim et al. 2017).

Como se pode observar na Figura 2.7, na célula solar com BSF seletivo e estrutura n^+pp^+ , a região p^+ foi formada pela difusão de boro e de alumínio, formando assim o campo retrodifusor seletivo. A camada de SiO_2 tem a função de passivar as superfícies das células solares (Zanescio et al. 2018^a).

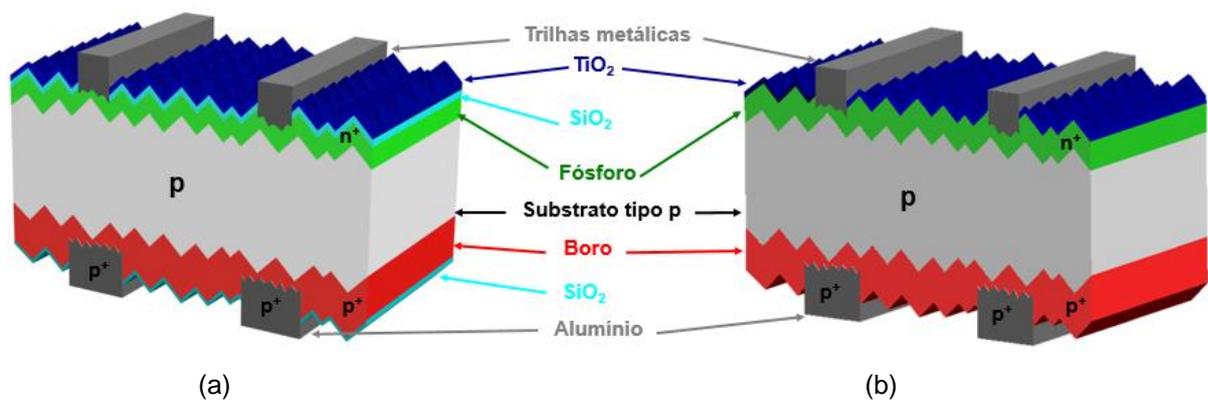


Figura 2.7. Célula solar com BSF seletivo de boro e alumínio em (a) célula com passivação por SiO_2 e em (b) célula solar sem passivação (Zanescio et al. 2018^a).

A passivação de células solares por uma fina camada de SiO_2 foi analisada por Zanescio et al. (2015^a) em dispositivos com estrutura n^+pp^+ , onde o emissor n^+ foi formado por difusão de fósforo e o BSF (região p^+) formado por pasta de alumínio. A oxidação a seco foi realizada antes da deposição do revestimento antirreflexo de dióxido de titânio e o recozimento em *forming gas* (mistura gasosa de H_2 e N_2) foi realizado no mesmo forno que a oxidação. A temperatura e o tempo da oxidação e o passo de recozimento foram otimizados experimentalmente. A eficiência de 15,9 % foi alcançada. A maior eficiência média foi encontrada na faixa de temperatura de oxidação de 750 °C a 800 °C, durante 7 minutos, causada pelo aumento da tensão de circuito aberto e do fator de forma. A tensão de circuito aberto mostra uma ligeira tendência de aumento com o tempo de oxidação. O passo de recozimento em *forming gas* não melhorou a eficiência média das células solares. As células solares processadas com oxidação e recozimento apresentaram maior eficiência quântica

interna em comprimentos de onda curtos do que as células somente com recozimento em *forming gas*.

Em estudos realizados por Razera et al. (2016) foi comparada a eficácia do SiO₂ em passivar as superfícies das células solares de silício. O aumento da eficiência das células passivadas com SiO₂ pode ser compreendido como uma consequência do aumento do tempo de vida efetivo (τ_{eff}) dos portadores de carga minoritários. Tanto a tensão de circuito aberto quanto a densidade de corrente de curto-circuito aumentam de forma significativa com o aumento de τ_{eff} . Em células solares processadas em lâminas de Si-Cz, que apresentaram um menor tempo de vida dos portadores de carga minoritários quando comparadas às células com substrato Si-FZ, foi observado que para oxidações realizadas entre 1000 e 1100 °C, ocorre o aumento do tempo de vida da base dos portadores de carga minoritários com óxidos mais espessos.

Em trabalho desenvolvido por Crestani et al. (2017^a) foi analisada a influência da passivação por SiO₂ em células solares com campo retrodifusor seletivo de alumínio e boro, para a temperatura de difusão de boro de 970 °C. Comparando os resultados de dispositivos com e sem passivação, foi observado que o aumento da eficiência ocorre devido principalmente ao aumento do fator de forma. As células solares com passivação alcançaram a eficiência de 16,0 %, ou seja, 0,7 % (absoluto) maior que a eficiência dos dispositivos sem passivação. Para a região p⁺ mais dopada com boro, constatou-se que o processo com passivação com SiO₂ promoveu um aumento da eficiência quântica interna, tanto para comprimentos de onda curtos, quanto para comprimentos de onda maiores que 900 nm, indicando que na região p⁺ com maior dopagem, a passivação com SiO₂ é eficaz.

Para uma passivação eficaz em células solares de tipo p, com estrutura n⁺pp⁺, o óxido de silício formado deve ser fino, aproximadamente 10 nm, pois a existência de um filme espesso de SiO₂ entre o substrato e o filme AR de TiO₂ pode resultar no aumento da refletância ou da resistência de contato. A análise da passivação na face posterior e frontal com diferentes espessuras de SiO₂, crescido por oxidação seca, foi realizada no trabalho desenvolvido por Zanescio et al. (2017), onde se variou a temperatura e o tempo de oxidação para formar camadas de SiO₂ com diferentes

espessuras em células solares base p. O emissor frontal foi formado por fósforo e o campo retrodifusor seletivo foi formado pela difusão de boro e alumínio. Foi observada uma relação da passivação com a espessura do óxido crescido no campo retrodifusor de boro e no emissor, que depende da temperatura e do tempo de oxidação, indicando que para cada temperatura existe um tempo adequado e vice-versa. Porém, os maiores valores da tensão de circuito aberto e, portanto, da melhor passivação, foram obtidos para espessuras de SiO₂ similares. Verificou-se que para a temperatura de oxidação de 800 °C e tempo de oxidação de 45 minutos, a espessura da camada de SiO₂ no emissor e no campo retrodifusor de boro foi de 53 nm e de 10 nm, respectivamente. Para a temperatura de oxidação de 860 °C e o tempo de processamento de 30 minutos, na face com fósforo mediu-se a espessura de SiO₂ de 58 nm e no campo retrodifusor de boro a espessura foi de 14 nm. Também se verificou que provavelmente para temperaturas de oxidação mais elevadas, isto é, acima de 860 °C, ocorre a contaminação do substrato ou criam-se defeitos no Si-Cz tipo grau solar.

A passivação de alta qualidade de células solares Si tipo p com BSF seletivo de boro e alumínio e passivação com SiO₂ em ambas as superfícies dos dispositivos foi avaliado comparando a eficiência quântica interna (EQI) e a tensão de circuito aberto (Razera et al. 2017^b). Com o aumento da temperatura de oxidação ocorre a diminuição da EQI para comprimentos de onda curtos (400 nm), enquanto que para comprimentos de onda longos (1000 nm) a EQI aumenta para temperaturas inferiores a 860 °C. Essa mesma tendência foi observada para a tensão de circuito aberto das células solares, indicando que a passivação da superfície posterior é aumentada com óxidos mais espessos. Foi observado também que a densidade de corrente de curto-circuito foi afetada pela maior refletância causada pela camada de SiO₂. No entanto, ao ajustar a espessura do filme antirreflexo de TiO₂, foi evitado esse efeito e células solares foram desenvolvidas com eficiência de até 16,8 %, com temperatura de oxidação de 800 °C durante 45 minutos (Razera et al. 2017^b).

No trabalho desenvolvido por Zhuang et al 2019, a passivação com SiO₂ na produção em escala industrial de células solares PERC base p em Si-Cz resultou em aumento da eficiência, se comparado com os dispositivos convencionais produzidos na indústria com Al-BSF. A maior eficiência foi de 21,9 %. A eficiência média foi de

21,3 %, sendo 1,3 % (absoluto) maior que aquela das células solares convencionais com Al-BSF. Foi apresentada uma maneira econômica de fabricar células solares PERC de alta eficiência com a técnica de PECVD, compatível com as linhas de produção existentes na indústria atual.

2.3.2. Nitreto de Silício

O fato de submeter as lâminas de silício a altas temperaturas durante o crescimento do óxido de silício para passivação pode causar problemas, tais como, diminuir o tempo de vida dos portadores de carga minoritários. Com a intenção de diminuir a temperatura ($< 500\text{ }^{\circ}\text{C}$), no processo de passivação de superfície tem sido utilizada a deposição de nitreto de silício por PECVD. O SiN_x depositado por PECVD tem duas vantagens importantes para as células solares: o índice de refração do SiN_x pode ser ajustado para se obter o filme antirreflexo e no plasma durante a produção de SiN_x há grande quantidade de átomos de hidrogênio, provenientes dos gases utilizados no processamento, que com o recozimento a altas temperaturas, esses átomos auxiliam na passivação da superfície (Aberle, 1999).

O nitreto de silício pode ser utilizado tanto como filme antirreflexo como material de passivação, principalmente, nas superfícies n^+ dos dispositivos pelo efeito de campo elétrico. Vários tipos de filmes a base de nitrogênio foram testados, tais como, filmes de nitreto de silício hidrogenado ($\text{SiN}_x\text{:H}$), nitreto de silício (SiN_x) e oxinitreto de silício (SiO_xN_y). Filmes de camadas múltiplas também foram avaliados em lâminas de silício texturadas. O filme formado por camadas de SiN_x e SiO_xN_y atuou como filme antirreflexo com valor mínimo de refletância de 4,0 %. A célula solar com filme de $\text{SiN}_x\text{:H} / \text{SiN}_x / \text{SiO}_x\text{N}_y$ apresentou tensão de circuito aberto de 575 mV, superior à célula passivada com SiO_2 (569 mV) e com filme $\text{SiN}_x / \text{SiO}_x\text{N}_y$ (561 mV). Os filmes de $\text{SiN}_x\text{:H} / \text{SiN}_x / \text{SiO}_x\text{N}_y$ foram depositados em células solares industriais convencionais e foi obtida a eficiência de 17,3 % (Li et al. 2017).

Em células solares com emissor passivado e difusão posterior localizada (PERL - *passivated emitter and rear locally diffused*), a passivação na face posterior foi produzida por camadas sobrepostas de a-Si:H/ $\text{SiN}_x\text{:H}$ depositadas por PECVD. O recozimento a $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ durante 90 min produziu o processo de hidrogenação que

melhorou o τ_{eff} na lâmina de silício. A técnica de produção dos contatos posteriores por radiação laser (*laser-doping*) resultou na célula solar PERL de 20,3 % de eficiência, com valores de V_{oc} de 670 mV (Li et al. 2013).

Lelièvre et al (2019) demonstraram as propriedades ópticas e de passivação que ocorreram em filmes de nitreto de silício hidrogenado ($\text{SiN}_x\text{:H}$) depositados por PECVD em escala de laboratório. Os filmes finos de $\text{SiN}_x\text{:H}$ foram testados em células solares PERC, onde foi demonstrado o potencial de aplicar essas camadas para passivar a face posterior e formar o filme antirreflexo na face frontal. As primeiras células solares PERC em escala de laboratório com área de 40 mm x 40 mm com camadas $\text{SiN}_x\text{:H}$ alcançaram a eficiência de 20,6 %.

Quando comparados com filme de TiO_2 , Fagundes (2011) observou que os filmes de SiN_x , obtidos pelas técnicas de PECVD e *sputtering* reativo, foram os que apresentaram o menor desvio padrão nas médias da refletância média ponderada, da ordem de 4 % (relativo). Para os filmes de TiO_2 , este parâmetro variou de 6 % a 10 % (relativo), demonstrando uma menor uniformidade dos filmes. Esta diferença na uniformidade deve-se a forma de processamento: os filmes de nitreto são depositados lâmina por lâmina e os de TiO_2 foram processados em grupos (Fagundes, 2012).

2.3.3. Dióxido de Titânio

Richards et al. (2002) observaram algumas vantagens do uso de $\text{TiO}_2/\text{SiO}_2$. Por exemplo: 1) a elevada resistência química do TiO_2 ; 2) ele pode atuar como barreira de difusão de contaminantes em fornos durante a oxidação; 3) a estequiometria dos filmes é assegurada com a difusão de oxigênio através da camada de TiO_2 , removendo qualquer vacância de oxigênio; 4) a contaminação com carbono resultante do precursor do TiO_2 , que é uma substância organometálica, é reduzida depois da alta temperatura de processo (como por exemplo a oxidação), devido a decomposição das espécies de carbonatos; 5) o índice de refração do filme pode ser ajustado segundo as temperaturas de deposição e recozimento; 6) as propriedades de passivação do $\text{TiO}_2/\text{SiO}_2$ não se degradam quando expostos à radiação solar entre outras.

Em estudos realizados por Zanesco et al (2019), foram demonstradas as possibilidades do uso combinado de filme AR de TiO_2 em células solares PERT passivadas com SiO_2 . Nas células solares PERC fabricadas pela indústria a passivação e o filme antirreflexo geralmente são realizados com nitreto de silício. No entanto, o SiO_2 pode produzir uma boa passivação no emissor e no BSF de boro. Com base em estudos anteriores, a oxidação a seco foi realizada a 800 °C e 860 °C, formando uma camada de SiO_2 no emissor de fósforo de 50 nm e 60 nm, respectivamente. A espessura do filme AR de TiO_2 foi otimizada e as camadas duplas de $\text{SiO}_2/\text{TiO}_2$ foram analisadas pela comparação dos parâmetros elétricos, da eficiência quântica interna das células solares PERT e da refletância da camada dupla. A eficiência de 16,8 % foi alcançada com filme de TiO_2 de 37 nm e camada de SiO_2 de 50 nm.

Em trabalho desenvolvido por Fagundes (2012), foram comparados os filmes antirreflexo de dióxido de titânio e de nitreto de silício para fabricação de células solares p^+nn^+ . Os filmes de TiO_2 foram produzidos por evaporação com a técnica de canhão de elétrons (E-beam) e por APCVD. A camada de SiN_x foi obtida por *sputtering* reativo e por PECVD. As células solares p^+nn^+ dopadas com boro e fósforo e metalizadas por serigrafia que atingiram as maiores eficiências foram as fabricadas com nitreto de silício depositado por PECVD. Estas células solares atingiram a eficiência máxima de 13,7 % e média de $(13,5 \pm 0,2)$ %, principalmente porque apresentaram uma J_{sc} maior, da ordem de 1 mA/cm^2 . Esta diferença foi atribuída não somente a uma menor refletância, mas também a passivação de superfície mais eficaz do filme de $\text{SiN}_x\text{:H}$.

Em células solares finas de silício tipo n e tipo p, foi formada uma estrutura superficial nanoporosa no emissor produzida por ataque químico assistido por metal (MACE - *metal-assisted chemical etching*) antes do mesmo ser revestido com uma camada dielétrica para passivação. A aplicação do MACE por mais de 5 s reduziu significativamente a refletância. A recombinação superficial dos portadores de carga minoritários no emissor com rugosidade foi reduzida pela aplicação de um filme de TiO_2 (para passivação) depositado pela técnica de feixe de elétrons. A célula solar de silício fina submetida ao MACE entre 5 e 15 s e com uma camada de passivação de TiO_2 com espessura de 15 nm apresentou um aumento de 51 % (relativo) na eficiência

(de 6,3 % para 9,6 %), em comparação com células solares de referência fabricadas sem processamento MACE ou passivação dielétrica (Ho et al. 2015).

Model (2017) apresentou os resultados de filmes de TiO_2 depositados utilizando duas técnicas a fim de comparar o quão eficiente as camadas são para passivar as superfícies de células solares de Si-Cz tipo p. As técnicas de deposição dos filmes de TiO_2 foram APCVD e E-beam. Para os filmes depositados por E-beam, foi verificado que a espessura de 80 nm resultou na célula solar mais eficiente. Com isso, foi observado que quanto maior a espessura do filme, mais elevada foi a eficiência quântica interna (EQI) para comprimentos de onda curtos, indicando uma passivação de superfície variável com a espessura. As células em que a deposição na face frontal foi realizada com APCVD apresentaram resultados tão eficientes na redução da reflexão quanto as depositadas por E-beam. Contudo a primeira técnica não produziu filmes com espessura uniforme. Ao comparar as duas técnicas para deposição de TiO_2 na face posterior, foram obtidos melhores resultados nos dispositivos em que o filme foi depositado por APCVD. A célula solar mais eficiente produzida nesse trabalho utilizou filme de TiO_2 por APCVD em ambas as faces e apresentou $\eta = 15,6\%$ e $J_{sc} = 34,9 \text{ mA/cm}^2$.

Em células solares de silício ultrafinas, o efeito da recombinação em superfície dos portadores de carga minoritários é mais importante do que para células solares com maior espessura, devido a menor espessura e maior concentração de portadores minoritários na superfície nos dispositivos finos. No trabalho apresentado por Kang et al. (2017), foi proposto um novo *design* de contato para lâminas tipo n. Este contato foi formado depositando uma fina camada de dióxido de titânio para formar o contato isolante – metal – semicondutor (MIS – *metal-insulator-semiconductor*). Este dispositivo resultou na V_{oc} de 645 mV, que é 10 mV maior do que aquela obtida na célula ultrafina com contato de metal. Este contato MIS demonstra um novo método em células solares ultrafinas de Si cristalino, permitindo a obtenção de eficiências similares às daquelas de células convencionais com maiores espessuras, com a fabricação de células solares de alta eficiência a um custo menor.

Filmes antirreflexo de óxido de titânio foram depositados em nanofios de silício por deposição em fase líquida (Huang et al., 2017). Foram usadas soluções de

$(\text{NH}_4)_2\text{TiF}_6$ e de H_3BO_3 . Os autores demonstraram que a concentração da solução pode tanto diminuir quanto aumentar a refletância e o tempo de vida efetivo dos portadores de carga minoritários, podendo assim ser utilizados tanto para passivação, quanto para filme antirreflexo. Sob condições ideais, a refletância e o tempo de vida efetivo de amostras com filmes depositados em fase líquida de titânio foram de 3,6 % e 1,29 μs , respectivamente. Os resultados obtidos comprovaram que o filme de TiO_2 pode ser utilizado para passivação e filme AR.

2.3.4. Trióxido de Alumínio

A utilização de Al_2O_3 para passivação de células solares vem sendo profundamente analisada devido à deposição em baixas temperaturas e à formação de camadas finas. De acordo com estudos desenvolvidos por Seguini et al. (2013), que utilizou um filme de 10 nm de espessura em substratos de tipo p e tipo n, depositado a 100 °C seguido de recozimento em atmosfera de N_2 por 5 minutos a 200 °C, o tempo de vida dos portadores de carga minoritários alcançou o valor de 1 ms, indicando que a passivação foi eficiente. A deposição de Al_2O_3 por PECVD em que a fonte de oxidação é O_2 , demonstra um grau elevado de passivação da superfície depois do recozimento à temperatura de 425 °C durante 30 minutos.

A qualidade da passivação com Al_2O_3 é frequentemente atribuída ao forte efeito de campo elétrico. Contudo a passivação também estaria relacionada com uma camada de SiO_2 interfacial, entre o silício e a camada de Al_2O_3 , e uma possível saturação das ligações com hidrogênio, devido a etapa de recozimento que ocorre a uma temperatura de 400 °C em *forming gas*. O efeito de campo é fornecido por uma elevada densidade de cargas negativas nas camadas de Al_2O_3 (Kühnhold et al. 2014).

A utilização de deposição em camadas atômicas (ALD - *atomic-layer-deposition*) de um filme fino de Al_2O_3 tem se mostrado mais eficiente em lâminas de silício tipo p (Lei et al. 2011). Dispositivos com área de 156 mm x 156 mm foram desenvolvidos com deposição por ALD de Al_2O_3 em células solares com emissor e face posterior passivados do tipo PERC e foi obtido um aumento na eficiência de 0,7 % (absoluto) (Cho et al. 2014).

Suh (2019) analisou a combinação de $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2$ na passivação do emissor de boro em células solares de silício base n. A deposição do Al_2O_3 foi realizada por ALD com temperatura de 200 °C e a deposição do filme de TiO_2 foi realizada na mesma temperatura. Após as deposições, foi realizado um recozimento a 400 °C durante 30 minutos em *forming gás*. Os filmes de Al_2O_3 e TiO_2 tinham uma espessura de 10 nm e 50 nm, respectivamente. A passivação com $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2$ foi otimizada para diferentes condições de oxidação e de recozimento, e verificaram que as superfícies p^+ de boro podem ser passivadas de maneira eficaz com $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2$. No recozimento em uma única etapa, a qualidade da passivação foi mantida após o recozimento a 300 °C, mas houve deterioração após o recozimento em *forming gás* a 400 °C. No recozimento sucessivo em duas etapas, a primeira temperatura de recozimento é importante para obter os menores valores de corrente de saturação, porque quanto menor a temperatura de recozimento, melhor a passivação e uma tendência semelhante também foi obtida para a segunda temperatura de recozimento.

2.3.5. Silício Amorfo

A utilização do silício amorfo (a-Si) como alternativa de passivação é atrativa devido a possibilidade da deposição ocorrer em baixas temperaturas e resultar em uma boa qualidade de passivação. As camadas de silício amorfo hidrogenado (a-Si:H) depositadas pela técnica de deposição de vapor químico fornecem uma rota atrativa para células solares de silício cristalino (c-Si) de alto desempenho. Um recozimento após a deposição permite uma maior redução de defeitos na interface a-Si:H / c-Si, devido à saturação de ligações pendentes por hidrogênio (Meddeb et al. 2014).

A passivação superficial proporcionada por uma camada intrínseca de silício amorfo aumenta a tensão de circuito aberto, permitindo a produção de células solares de heterojunção industriais com eficiência maior que 23 %, como demonstrado pela empresa japonesa Sanyo. O ponto-chave dessas estruturas é a passivação dos contatos altamente recombinantes na superfície cristalina, pela inserção de um filme fino de material com alto valor da energia da banda proibida. A densidade de defeitos na interface da heterojunção deve ser minimizada. Os filmes de silício amorfo hidrogenado comumente usados com espessura na escala de nanômetros têm sido testados para passivação da interface (Mueller et al. 2012).

Com o estudo detalhado desenvolvido por Yan et al. (2016) foi demonstrada a passivação proporcionada por uma camada de a-Si em superfícies dopadas com boro. Foi analisada também a formação de uma camada de óxido de silício ultrafino crescido quimicamente ou termicamente e nitreto de silício. Em primeiro lugar, o efeito da espessura do a-Si foi investigado para três temperaturas de difusão de 920 °C, 960 °C e 980 °C. Em segundo lugar, diferentes filmes para passivação foram investigados: um único óxido químico, um único óxido de silício térmico fino e dois filmes finos compostos por SiNx e óxido crescido quimicamente com índice de refração do SiNx de 2,5 e 3,0. A influência da espessura do a-Si, as condições da camada na interface, a temperatura de difusão de boro e o recozimento em baixa temperatura em *forming gas* mostraram um caminho claro para formar contatos passivados e os melhores valores foram obtidos com uma camada de a-Si de 36 a 46 nm.

A evolução do tempo de vida efetivo dos portadores de carga minoritários durante o recozimento em diferentes temperaturas foi analisada e descobriu-se que a 200 °C ocorre uma melhora estrutural de curto alcance na camada a-Si:H. Combinando uma camada de 30 nm de espessura a depositada a 200 °C com um recozimento otimizado após a deposição, obteve-se em um tempo de vida efetivo de 10 ms em lâminas de silício tipo n (Meddeb et al. 2014).

No trabalho desenvolvido por Chen et al. (2016) foram estudados dois tipos de materiais à base de silício hidrogenado: óxido de silício amorfo hidrogenado e óxido de silício microcristalino hidrogenado. Os resultados foram comparados com o silício amorfo hidrogenado e concluiu-se que, quando aplicada em células solares de silício cristalino, o filme fino de óxido de silício microcristalino hidrogenado permite uma boa passivação.

As camadas finas de óxido de silício amorfo intrínseco (a-SiOx:H) demonstraram uma excelente passivação superficial em lâminas de Si-FZ tipo n, resultando em uma baixa recombinação em superfície e um alto tempo de vida efetivo dos minoritários de 5 ms, demonstrando a qualidade da passivação superficial. As camadas do filme foram depositadas a baixa temperatura pela técnica PECVD e foram fabricados

dispositivos de heterojunção com tensão de circuito aberto superior a 700 mV e eficiência de até 21,1 % (Mueller et al. 2012).

Em células solares com heterojunção de silício (SHJ) foram testadas maneiras diferentes de passivar as superfícies com a utilização de a-Si: H. De acordo com o trabalho desenvolvido por Morales-Vilches et al. (2020), a passivação com silício amorfo demonstrou melhora nos parâmetros elétricos, principalmente na tensão de circuito aberto. O filme de passivação de a-Si:H foi depositado pela técnica de PECVD. As células solares com 215,3 cm² de área apresentaram a tensão de circuito aberto de 738 mV, o fator de forma de 81,4 % e a eficiência de 23,2 %.

2.3.6. Junção Flutuante

Pesquisas vêm sendo realizadas para o desenvolvimento e fabricação de células solares em lâminas de silício tipo n e a passivação do emissor dopado com boro (p⁺) tem sido uma questão chave para reduzir a recombinação em superfície. Com isso, a junção flutuante pode ser uma alternativa para passivar as células com estrutura p⁺nn⁺. A junção flutuante é uma junção não contatada, que se comporta como uma junção iluminada em condições de circuito aberto. Pode ser uma alternativa para melhorar a passivação da superfície p⁺ transformando esta superfície em tipo n. Quando a região p⁺ é iluminada, os portadores de carga minoritários (elétrons) são repelidos pela camada n (Moehlecke et al.1998^a). Em teoria, a junção flutuante é uma forma eficiente de reduzir a velocidade de recombinação na face p⁺. Contudo, na prática após fabricar células solares p⁺nn⁺ com diferentes processos de formação da junção flutuante e concentrações do dopante, foi verificada uma piora nos parâmetros elétricos, principalmente no FF, quando comparados com os de células solares produzidas pelo processo padrão. Uma baixa resistência em paralelo foi o que diminuiu as características elétricas das células solares p⁺nn⁺ (Lopes et al. 2014).

No trabalho desenvolvido por Lopes (2013) foi avaliado um método simplificado para formação de regiões tipo n⁺ pouco dopadas sobre a superfície frontal p⁺, formando a estrutura (n⁺)p⁺nn⁺. Para produzir a região flutuante n⁺, foram utilizados líquidos dopantes e 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 a região n^+ flutuante entre as trilhas metálicas. A melhor célula solar fabricada com junção flutuante apresentou as seguintes características elétricas: $V_{oc} = 573$ mV, $J_{sc} = 33,4$ mA/cm², $FF = 0,51$ e $\eta = 9,6$ %. Utilizando simulações uni e bidimensionais da estrutura $(n^+)p^+nn^+$ foi confirmado que as células solares produzidas obtiveram baixa resistência em paralelo devido a correntes de fuga na região n^+ depositada sobre o emissor e que diminuiu a eficiência das células quando comparadas com aquelas de estrutura p^+nn^+ .

Moehlecke (1996), com o uso da junção flutuante obteve melhora na passivação da superfície p^+ resultando no aumento de parâmetros elétricos (V_{oc} e J_{sc}) e alcançou a eficiência de 18 % em células solares p^+nn^+ . Células solares monofaciais p^+nn^+ foram processadas com e sem junção flutuante para comparação e os resultados obtidos a partir da estrutura $(n)p^+nn^+$ foram melhores do que aqueles obtidos com células p^+nn^+ convencionais. A junção flutuante aumenta a sensibilidade dos dispositivos em comprimentos de onda curtos, alterando a J_{sc} e a V_{oc} das células solares iluminadas na região p^+ . A eficiência das células solares com junção flutuante foi 2 % superior, se comparada com as convencionais com malha metálica formada pela evaporação de Al-Ag na face n^+ e Al-Ti-Pd-Ag na face p^+ (Moehlecke et al. 1998^a).

Células solares bifaciais foram fabricadas com junção flutuante e resultaram em eficiência similar nas duas faces, indicando que a passivação de superfície $(n)p^+$ foi equivalente àquela encontrada em superfícies n^+ e demonstrando a vantagem da junção flutuante para reduzir a recombinação em superfície (Moehlecke et al. 1998^a). Porém após dois anos das células solares estarem guardadas no escuro, na face $(n)p^+$ foi observado que ocorreu uma redução da J_{sc} e da V_{oc} , enquanto que nenhuma degradação aparente foi observada na corrente de curto-circuito quando iluminados pela face n^+ (Moehlecke et al. 1998^b).

A junção flutuante pode ser realizada por meio de uma difusão leve de fósforo na superfície p^+ . Para analisar a influência da formação da junção flutuante em células solares bifaciais PERT, foi formada uma fina camada dopada com fósforo na superfície p^+ por meio da difusão com $POCl_3$ em forno com tubo de quartzo na temperatura de 845 °C durante 10 minutos. Após o ataque do silicato de fósforo e

limpeza RCA, a oxidação seca foi realizada na temperatura de 800 °C durante 45 minutos, a fim de passivar as superfícies. Não foi constatada uma melhora na eficiência das células solares com a formação da junção flutuante (Crestani et al. 2020).

Spinelli et al. (2015) apresentaram células solares IBC com emissor flutuante frontal (FFE – *front floating emitter*), sendo este método uma alternativa da junção flutuante. A célula solar foi analisada com o equipamento CoreScan para mapear localmente a tensão elétrica, com a célula em condição de curto-circuito. A célula solar com área de 239 cm², atingiu a eficiência de 20,7 %, com um alto valor de V_{oc} , de 651 mV, e de J_{sc} , de 41,4 mA/cm² (Spinelli et al. 2015).

A utilização da junção flutuante em dispositivos IBC em substrato de Si do tipo n vem sendo investigada por Müller et al. (2014). Como o Al₂O₃ fornece uma passivação muito boa em superfícies p, a formação do emissor flutuante frontal de baixa dopagem foi comparada com aquela formada pelo campo retrodifusor frontal (FSF) passivado por SiO₂. A densidade de corrente de saturação foi medida nos dois casos, para dispositivos com FSF e passivação com SiO₂ os valores obtidos foram entre 10 e 15 fA/cm², enquanto para as amostras com FFE e passivação com Al₂O₃ a densidade de corrente de saturação foi de 5 fA/cm². As células IBC com FSF degradaram fortemente com radiação ultravioleta devido à passivação instável de SiO₂ na face frontal, enquanto as células FFE com passivação com Al₂O₃ foram menos afetadas (Müller et al. 2014).

2.3.7. Outros Materiais

O efeito de tunelamento com uma camada de óxido (*tunnel oxide layer*) também é um meio para alcançar a passivação de alta qualidade. No trabalho de Jeon et al. (2017), a camada de óxido ultra-fina foi depositada por PECVD a partir de N₂O em ambas as superfícies das amostras. Na face posterior, sobre o SiO_x ultrafino foi formada uma camada de poli-Si que constituiu o BSF. A célula solar fabricada em substrato tipo n apresentou J_{sc} de 41,0 mA/cm², V_{oc} de 644 mV e eficiência de 19,2 %.

A passivação por hidrogênio foi estudada por Parida et al. (2015), com a implantação de íons de hidrogênio de baixa energia no processo de fabricação das células solares. As células solares de Si foram tratadas com hidrogênio com doses de 10^{15} e 10^{16} H^+/cm^2 e com energias de 4,7 e 13 keV. A eficiência quântica nos comprimentos de onda curtos aumentou indicando melhora da passivação superficial. No entanto, a eficiência quântica diminuiu quando a dose e a energia de implantação foram aumentadas. As células com íons de hidrogênio implantados com uma baixa dose e energia na presença de SiN_x mostraram excelente passivação superficial, melhora na eficiência, no tempo de vida dos portadores de carga minoritários e na densidade de corrente de curto-circuito.

Alternativamente às tecnologias mostradas anteriormente, a utilização de um filme fino de um material semicondutor transparente (TCO) para passivação das superfícies de células solares de silício cristalino com homojunção foi avaliada. O ZnO:Al foi testado para a passivação das regiões altamente dopadas n^+ e p^+ antes e após o processamento térmico em forno de esteira com diferentes temperaturas (Zanesco et al., 2018^b). Para avaliar a passivação das superfícies foi medido o tempo de vida efetivo dos portadores de carga minoritários com as amostras submersas em ácido fluorídrico e com o filme de TCO sem e com processamento térmico em forno de esteira. Foi comprovado que o ZnO:Al é um material que passiva a região altamente dopada p^+ de células solares de silício cristalino com homojunção de forma eficaz. Foi verificado um aumento no tempo de vida efetivo dos portadores de carga minoritários de 300 % para a temperatura do processamento térmico otimizada experimentalmente de 500 °C. Por outro lado, foi constatado que o material TCO avaliado não resulta em passivação eficaz na região altamente dopada n^+ . Portanto, foi concluído que na célula solar de silício com campo retrodifusor seletivo de boro e alumínio, o ZnO:Al pode ser utilizado para passivar a superfície posterior dopada com boro de forma eficaz. Este material também pode ser utilizado para passivar a face frontal de células solares monofaciais p^+nn^+ ou bifaciais (Zanesco et al. 2018^b).

3. METODOLOGIA

3.1. Processos de Fabricação

Para desenvolver experimentalmente as células solares bifaciais, base p, foram utilizadas lâminas de silício crescido pela técnica Czochralski, grau solar, orientação dos planos $\langle 100 \rangle$, espessura de $(200 \pm 30) \mu\text{m}$, diâmetro de $(100 \pm 0,5) \text{mm}$ e resistividade de base variando de $1 \Omega.\text{cm}$ a $20 \Omega.\text{cm}$. As células solares processadas foram pseudoquadradas com área de $61,58 \text{cm}^2$.

As células solares bifaciais foram desenvolvidas a partir dos resultados obtidos para dispositivos monofaciais otimizados em trabalhos anteriores (Zanescio e Moehlecke, 2016). Para produzir células solares bifaciais, a área coberta pela malha metálica na face posterior deve ser similar a malha metálica na face frontal e parâmetros de processos devem ser otimizados considerando a eficiência nas duas faces. Dois diferentes processos de difusão foram avaliados para produzir as células solares bifaciais, com estrutura n^+pp^+ : 1) o processo com difusão de boro e oxidação na mesma etapa térmica e difusão de fósforo em um segundo passo térmico (processo α) e 2) o processo com difusão de boro e fósforo na mesma etapa térmica (processo β).

Na Figura 3.1 comparam-se as etapas relativas ao processo convencional com BBr_3 , o processo α e o processo β . Da Figura 3.1 (a) nota-se que com o processo convencional com BBr_3 são necessárias doze etapas, sendo cinco processos a alta temperatura: duas oxidações, duas difusões e passivação. No entanto, com a técnica de *spin-on* e o processo α (Figura 3.1-b) as etapas são reduzidas para dez. A difusão de boro em uma face e de fósforo na outra face é obtida com somente dois processos térmicos: 1) a difusão de boro e oxidação e 2) a difusão de fósforo. Além disso, com este método, um ataque de óxido e uma limpeza química são evitados, conforme

mostra a Figura 3.1 (b). Com o processo β , as etapas necessárias para a produção das células foram reduzidas para oito, conforme mostra a Figura 3.1 (c). Neste caso, a difusão de boro e fósforo ocorrem na mesma etapa térmica, evitando dois ataques de óxidos e duas limpezas químicas. Ocorre apenas uma etapa em alta temperatura: a difusão de boro e fósforo. Nos processos α e β foi realizado o crescimento de uma camada de SiO_2 para a passivação.

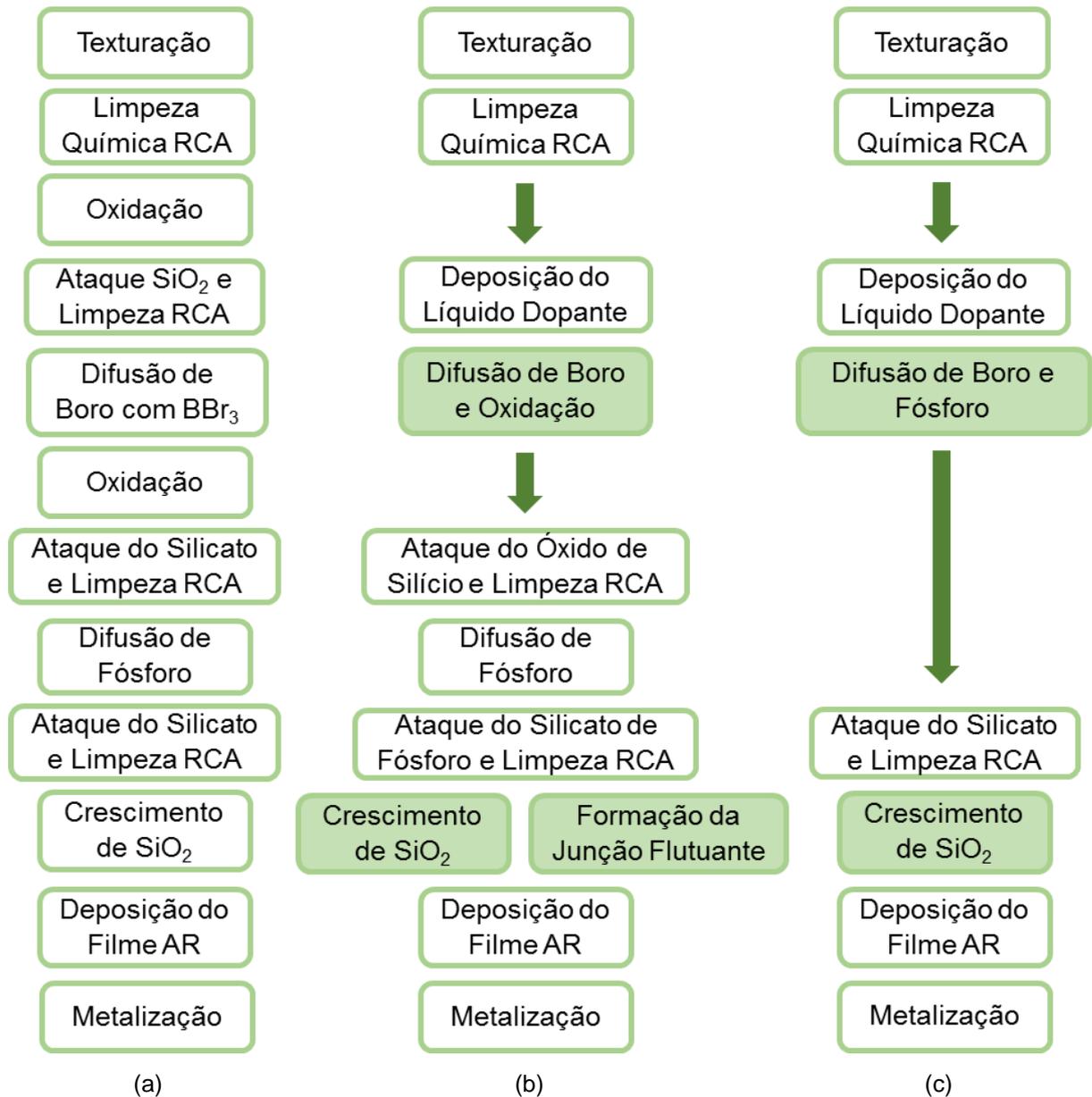


Figura 3.1. Processos de fabricação de células solares com BSF de boro: (a) processo convencional com BBr_3 , (b) processo α e (c) processo β .

O processo α , otimizado para células solares monofaciais, é constituído das seguintes etapas: texturação, limpezas químicas com HF e RCA2, deposição do líquido com boro PBF20 por *spin-on*, difusão de boro e oxidação, difusão de fósforo a partir de POCl_3 , crescimento de uma camada de óxido de silício para passivação em ambas as superfícies, deposição do filme antirreflexo (AR), deposição das pastas metálicas por serigrafia, queima das pastas de metalização e isolamento nas bordas, com corte a laser. Neste processo, a etapa de difusão e oxidação na mesma etapa térmica estão vinculados a patente intitulada “Processo de Difusão de Dopantes em Lâminas de Silício para a Fabricação de Células Solares”, com número do registro BR 10 2012 030606-9 B1, concedida em dezembro de 2020 (Zanesco e Moehlecke, 2020).

A fonte mais comumente utilizada para formar a região altamente dopada p^+ é o BBr_3 . O uso de BBr_3 necessita de requisitos de segurança e, conseqüentemente, aumenta o custo de produção (Nursman et al. 2010). Para a utilização do BBr_3 como fonte de boro são necessárias etapas térmicas de oxidação a alta temperatura ($\sim 1000\text{ }^\circ\text{C}$) para formar uma camada de dióxido de silício para proteger a outra face da difusão de boro. Em outra etapa térmica, é necessário crescer uma camada de dióxido de silício para proteger a face dopada com boro da difusão de fósforo. Porém, diferentes técnicas podem ser utilizadas para implementar a difusão de boro em lâminas de silício visando a redução do custo do processo. Neste trabalho utilizou-se o método denominado de *spin-on*, que consiste na deposição de líquido dopante com boro na superfície da lâmina e difusão em forno de quartzo convencional (Zanesco et al. 2012), (Crestani et al. 2017^a), (Singha e Solanki, 2017). Este método produz uma dopagem uniforme (Taon, 1999) e consiste em depositar o líquido com o dopante na lâmina de silício e imediatamente colocá-la em rotação para formar uma fina camada uniforme na superfície que, posteriormente, é secada em estufa para evaporação dos solventes e, então, realiza-se a difusão.

No processo α , foi realizada a difusão de boro e oxidação na mesma etapa térmica a fim de diminuir as etapas do processo de fabricação das células solares. Essa oxidação ocorre para proteger a superfície das lâminas dopadas com boro, na etapa de difusão de fósforo. Na Figura 3.2 apresentam-se as etapas do processo α e

os métodos de caracterização das lâminas de silício e das células solares utilizados. No processo β foram realizadas as mesmas caracterizações.

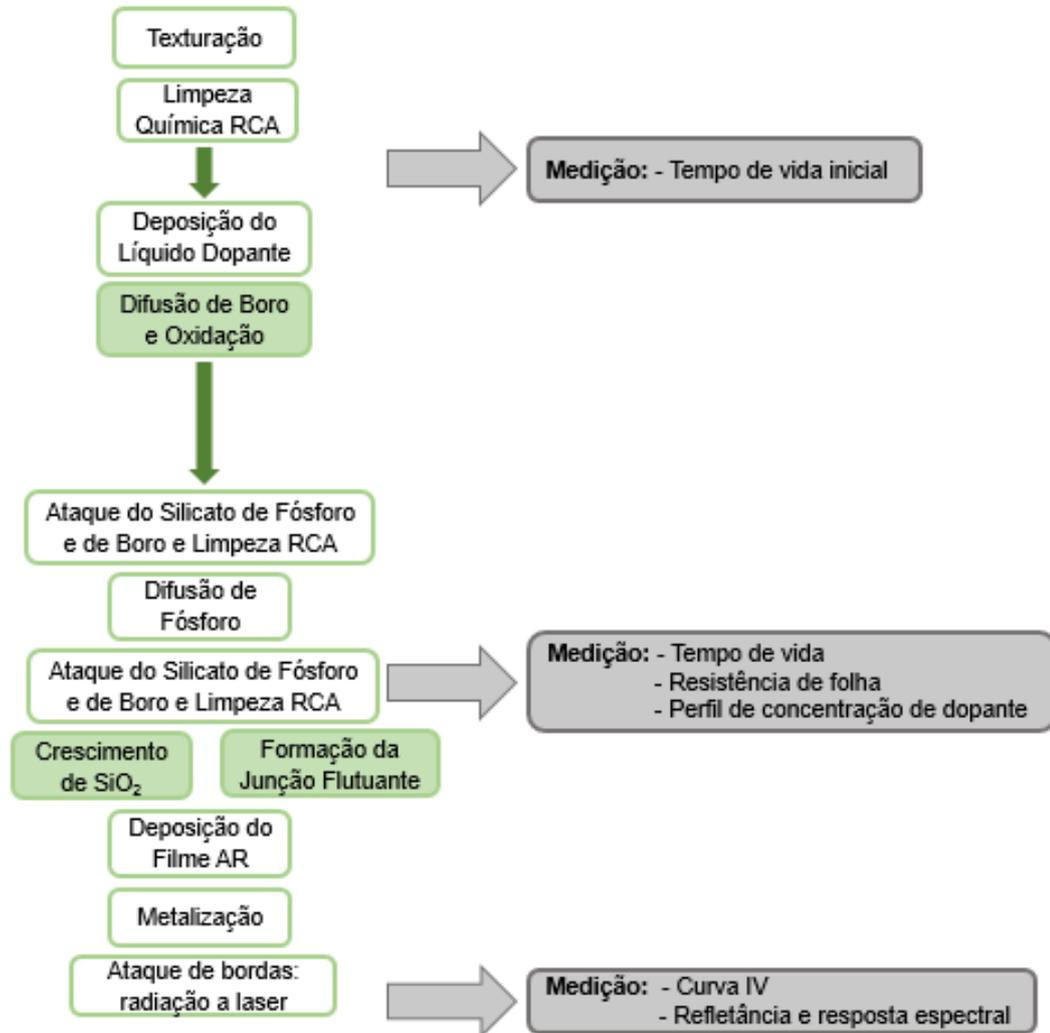


Figura 3.2. Etapas do processo α e métodos de caracterização utilizados nas lâminas de silício e nas células solares bifaciais desenvolvidas.

O processo β foi realizado a fim de diminuir mais etapas do processo de fabricação das células solares bifaciais. Na mesma etapa térmica foi realizada a difusão de boro e de fósforo em um forno com tubo de quartzo, que pode evitar danos que a variação de temperatura pode causar nas lâminas de Si grau solar. Após a deposição do líquido dopante, foi realizada a difusão de boro e na mesma etapa térmica foi implementada a difusão de fósforo a partir da solução de POCl₃. O processo de fabricação de células solares com difusão de boro e fósforo na mesma etapa térmica (processo β) está vinculado a solicitação de patente intitulada "Processo

de difusão de dopante tipo p e tipo n em lâminas de silício na mesma etapa térmica”, com o número do registro: BR 10 20180085760 (Zanesco e Moehlecke, 2018).

A caracterização das lâminas de silício foi realizada durante o processo de fabricação das células solares, com a medição do tempo de vida dos portadores de carga minoritários antes e depois das difusões e passivação, a fim de analisar a degradação ou melhora do substrato. As regiões n^+ e p^+ nas lâminas de silício foram caracterizadas pela medição da resistência de folha com a técnica denominada de “quatro pontas”. Para caracterizar a dopagem de boro e fósforo foi medida a concentração do dopante em função da profundidade. A técnica utilizada foi a ECV (*electrochemical capacitance voltage*) (Peiner et al. 1995).

Todas as células solares bifaciais fabricadas foram caracterizadas por meio da medição da corrente elétrica em função da tensão aplicada (curva I-V). Para contribuir na comparação dos parâmetros elétricos, foram avaliadas as trilhas metálicas com a utilização de um microscópio óptico, com medição da altura e da largura das trilhas metálicas da face do emissor (pasta de Ag) e na face do BSF (pasta de Ag/Al).

Para comparar as células solares bifaciais, determinou-se a eficiência média ponderada, na qual se considera que a incidência de irradiância solar na face posterior é 20 % do valor que chega na face frontal (Yusufoglu et al. 2015). Considerou-se como face frontal, o lado da célula solar com maior eficiência, que neste caso, foi a face com o emissor de fósforo n^+ .

Também foi realizada a medida da refletância e da resposta espectral para calcular a eficiência quântica externa (EQE) e a eficiência quântica interna (EQI). A partir da eficiência quântica externa e da refletância pode-se obter a EQI. A EQE inclui efeitos de perdas ópticas como transmissão e reflexão. A EQI é a razão entre o número de portadores de carga gerados pelo número de fótons incidentes, excluídos os fótons refletidos ou transmitidos. Não considera as perdas ópticas, somente os fótons que interagiram com o cristal. A EQI leva em consideração apenas os fótons que foram absorvidos.

3.2. Etapas do Processo de Fabricação

3.2.1. Texturação, Limpezas e Ataques Químicos

O processo de texturação foi realizado com a intenção de reduzir a refletância das lâminas de silício. As amostras de silício devem ter orientação <100>, pois o ataque é mais rápido sobre esse plano que sobre os planos <111>. A refletância de uma lâmina normalmente é em torno de 33 % e com a texturação passa a ser em média de 11 %. Os ângulos das micro pirâmides são definidos pelas orientações dos planos cristalinos. Estes são, de tal modo, que os raios solares incidentes têm pelo menos duas possibilidades de serem absorvidos (Green, 1992).

O ataque anisotrópico, isto é, a texturação, é um ataque químico exotérmico em solução de álcool isopropílico, água deionizada e hidróxido de potássio na temperatura de $(80 \pm 2) ^\circ\text{C}$, que forma as micro pirâmides de base quadrada, como ilustra a Figura 3.3. Durante o ataque químico ocorrem reações químicas e estas reações resultam na reação global demonstrada na Equação 3.1 (Neuhaus e Münzer, 2007):

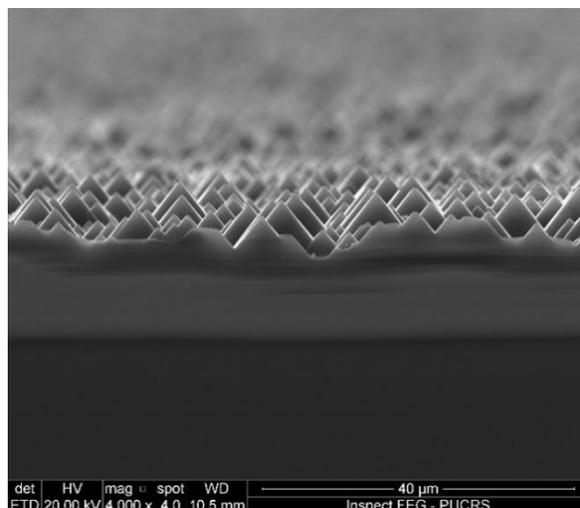
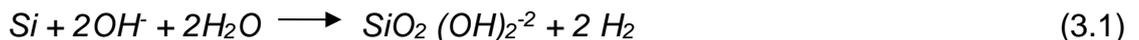


Figura 3.3. Superfície de uma lâmina de Si após o processo de texturação. Imagem obtida no microscópio eletrônico de varredura (MEV).

As superfícies texturadas são muito mais eficazes no aprisionamento da radiação solar em todos os comprimentos de onda incluindo a radiação infravermelha (Green, 2009).

As limpezas químicas são etapas do processo que têm a função de remover impurezas da superfície das lâminas de silício. Essas impurezas são indesejáveis, porque podem ser difundidas nas lâminas, como também, podem contaminar os equipamentos que são utilizados nas etapas de todo processo. As limpezas iniciais também servem para reduzir resíduos resultantes da etapa de texturação, bem como remover compostos orgânicos.

Para a remoção dos resíduos utilizou-se a solução química denominada RCA2, que é um padrão utilizado na fabricação de dispositivos semicondutores (Kern, 1993). A solução RCA2 é constituída por: ácido clorídrico, peróxido de hidrogênio e água deionizada. A proporção padronizada é de 1:1:5 e para que ocorra a reação de limpeza, a solução deve atingir e permanecer na temperatura entre 70 °C e 80 °C por um período de 10 minutos.

Foram também realizadas limpezas químicas após a difusão de boro e a difusão de fósforo. Durante as difusões de boro e de fósforo formam-se o silicato de boro e o silicato de fósforo, respectivamente. Para a remoção desses silicatos, que são indesejáveis para o processo de fabricação de células solares, as lâminas foram imersas em um banho com ácido fluorídrico. Em seguida as lâminas foram limpas com água deionizada e imersas na solução química RCA2.

Em alguns processos, para aumentar a resistência de folha do BSF de boro, foi realizado o ataque denominado *etch-back*. Esse ataque foi realizado somente na face com o BSF, onde a solução foi depositada de forma isolada pelo tempo de 1 minuto. A solução do ataque é composta por: 300 mL de ácido nítrico (HNO₃), 30 mL de água e 8,5 mL de ácido fluorídrico (HF). Após o ataque foi realizada novamente a limpeza química em RCA2.

3.2.2. Deposição do Líquido Dopante

A difusão de boro em lâminas de silício tipo p ocorre para formar o BSF de boro. Neste trabalho, a região p⁺ dopada com boro foi formada pela deposição do líquido dopante com boro PBF20 da *Filmtronics*. O PBF20 é uma solução usada para difundir boro em alta concentração em silício com o mínimo de danos à superfície. A solução é composta por boro que reage com um composto orgânico de alto peso molecular para produzir um polímero que é dissolvido em solvente. A relação de concentração (massa/volume) é de 8 % (Filmtronics, 2004).

A deposição do líquido dopante com boro PBF20 foi realizada por *spin-on* no equipamento chamado *spinner*. A seguir, as lâminas foram levadas a uma estufa, mantida à temperatura de 200 °C, por 20 minutos, a fim de evaporar o solvente. Assim, forma-se uma camada uniforme com boro sobre a face posterior da lâmina. Em seguida, as amostras foram levadas ao forno com tubo de quartzo para a difusão.

3.2.3. Difusão de Boro e Oxidação na Mesma Etapa Térmica

Para a difusão de boro em silício são necessárias altas temperaturas e longo tempo, a fim de se obter concentrações em superfície e profundidade de junção adequadas para o processamento de células solares (Moon et al. 2009). O processo de difusão de boro e oxidação foi realizado em uma única etapa térmica (processo α). Essa oxidação foi realizada para proteger a superfície em que o boro foi difundido da difusão de fósforo. A redução de rampas de temperatura, e de diversas etapas do processo, fazem com que ocorra a redução do custo do processo de fabricação e da degradação das lâminas de Si (Zanesco e Moehlecke, 2016).

As difusões dos dopantes boro (para formação do campo retrodifusor) e fósforo (para formação do emissor) no processo α foram realizadas com base na patente homologada com o número do registro: BR 10 2012 030606-9 B1 (Zanesco e Moehlecke, 2020).

3.2.4. Difusão de Fósforo

Com a difusão de fósforo em um forno convencional com tubo de quartzo formou-se a junção pn. No forno de difusão são introduzidos gases como nitrogênio e oxigênio e há um recipiente com uma solução líquida de oxicloreto de fósforo (POCl_3). A combinação dos gases deve manter a estequiometria da reação química e fornecer a quantidade de átomos de fósforo no processamento (Garcia et al. 2012).

O fluxo de oxigênio e nitrogênio foi ajustado para proporcionar a troca dos gases em um intervalo de tempo determinado. A mistura de nitrogênio e oxigênio promove a oxidação na superfície e, também, a reação química para a obtenção do P_2O_5 , que fica na superfície da lâmina de silício. As reações químicas que ocorrem com o POCl_3 e as lâminas de silício são apresentadas nas Equações 3.2 e 3.3 (Cenci, 2006):



O nitrogênio passa pelo recipiente com POCl_3 e as moléculas são levadas para o interior do tubo de quartzo onde se encontram as lâminas de silício. A vazão dos gases para manter a estequiometria da reação química e fornecer a quantidade de átomos de fósforo no processamento é controlada bem como a temperatura. Após a difusão de fósforo, o silicato de fósforo formado nas lâminas de silício foi removido com limpeza química em HF (Garcia et al., 2012).

3.2.5. Difusão de Boro e Fósforo na mesma Etapa Térmica

Com a intenção de reduzir os custos da produção das células solares bifaciais, foi otimizada a difusão de boro e fósforo na mesma etapa térmica. Este processo, denominado de processo β , foi realizado com base na solicitação de patente com o número do registro: BR 10 2018 0085760 (Zanesco e Moehlecke, 2018).

Para esse processo foi otimizada experimentalmente a temperatura e o tempo de difusão de boro e foi avaliada a influência da temperatura que as lâminas são colocadas no forno no processo de oxidação para passivação.

3.2.6. Oxidação para Passivação

Após a difusão de boro e de fósforo e limpezas químicas foi realizada a oxidação para passivar as superfícies das lâminas de Si com SiO₂. A oxidação térmica clássica é a técnica mais utilizada em escala laboratorial, para a passivação da superfície frontal e posterior (Leinkeit et al., 2000).

Após a difusão de boro e de fósforo em forno convencional, as lâminas foram limpas em solução de HF e RCA2 para realizar a oxidação. Para esse tipo de lâmina de silício, em trabalhos anteriores foi otimizada experimentalmente a espessura de óxido de silício para uma passivação eficaz e obteve-se o valor de aproximadamente 50 nm na região altamente dopada com fósforo (Zanesco e Moehlecke, 2015^a), (Zanesco et al., 2017).

Em trabalhos anteriores foi analisada a passivação das superfícies em diversas condições, onde as temperaturas de oxidação variaram de 770 a 920 °C e os tempos de oxidação de 2 a 90 minutos (Zanesco et al. 2017), (Razera, 2017) e (Zanesco e Moehlecke, 2016). Estas temperaturas e tempos foram escolhidas com o objetivo de obter óxidos com espessuras de 10 a 80 nm na face dopada com fósforo e de 1 a 14 nm na face dopada com boro. Com os tempos e temperaturas de oxidação de 800 °C e 45 min e de 860 °C e 30 min foram produzidas as células solares com os melhores resultados de V_{oc} e, de fato, resultaram em filmes de SiO₂ de aproximadamente mesma espessura: ~53 nm para a face com emissor (dopada com fósforo) e ~10 nm para a face com BSF (dopada com boro).

3.2.7. Formação da Junção Flutuante

Primeiramente, a formação da junção flutuante foi implementada em células solares desenvolvidas com o processo α , como uma alternativa para melhorar a passivação da superfície p⁺ onde ocorre a transformação desta superfície em tipo n.

A junção flutuante foi realizada por meio da difusão de uma fina camada de fósforo na superfície.

Foram testados diversos métodos de formação da junção flutuante sobre a superfície p^+ com fósforo. As soluções da *Filmtronics* utilizadas foram a P507 e P509, as quais contêm o dopante fósforo. A concentração do dopante em superfície observada após a difusão é uma função da concentração de dopante na solução. Na solução P507 a concentração de fósforo e de SiO_2 é a mesma e é de 4 %. Na solução P509 a concentração de fósforo é maior, de 10,5 %, e concentração de SiO_2 é de 5 % (Filmtronics, 2004). A deposição do líquido dopante com fósforo foi realizada por *spin-on* no equipamento chamado *spinner*. A seguir, as lâminas foram levadas a uma estufa, na temperatura de 200 °C, por 20 minutos, a fim de evaporar o solvente, formando uma camada uniforme com fósforo sobre a face dopada com boro. Em seguida as amostras foram introduzidas no forno com tubo de quartzo. O outro produto usado para formar a junção flutuante n sobre a superfície p^+ foi o POCl_3 , o mesmo composto utilizado na difusão de fósforo em forno de tubo de quartzo para formar o emissor.

A influência da junção flutuante também foi avaliada na superfície n^+ , com difusão de dopantes tipo p. Foi utilizado o líquido dopante de alumínio (Al110), da *Filmtronics*. A solução Al110 apresenta concentração de dopante de 1,6 % de Al e 8 % de SiO_2 (Filmtronics, 2004). Esta solução também foi avaliada para aumentar a concentração de dopante no campo retrodifusor de boro, formando o BSF com dois dopantes.

3.2.8. Deposição do Filme Antirreflexo

A deposição do filme antirreflexo (AR) de TiO_2 tem como objetivo aumentar a eficiência das células solares, por diminuir a refletância na superfície. O TiO_2 foi depositado em ambas as superfícies das células solares. A espessura dos filmes AR depositados durante o processo de fabricação das células solares bifaciais de base p foi variada de acordo com a espessura da camada de SiO_2 . Por exemplo, o óxido de silício que foi formado na oxidação seca, realizado após as difusões de boro e fósforo, cresce de forma diferente sobre a face dopada com boro e com fósforo (Ho e Plummer,

1979). Por conseguinte, a espessura do filme AR também variam de acordo com a espessura do óxido.

O equipamento utilizado foi uma evaporadora da marca Temescal, modelo BJD 2000 e a técnica de deposição utilizada foi de evaporação em alto vácuo com feixe de elétrons (*e-beam*). Na Figura 3.4 mostra-se a lâmina de Si com o filme AR de TiO_2 , depositado sobre ambas as faces das lâminas.

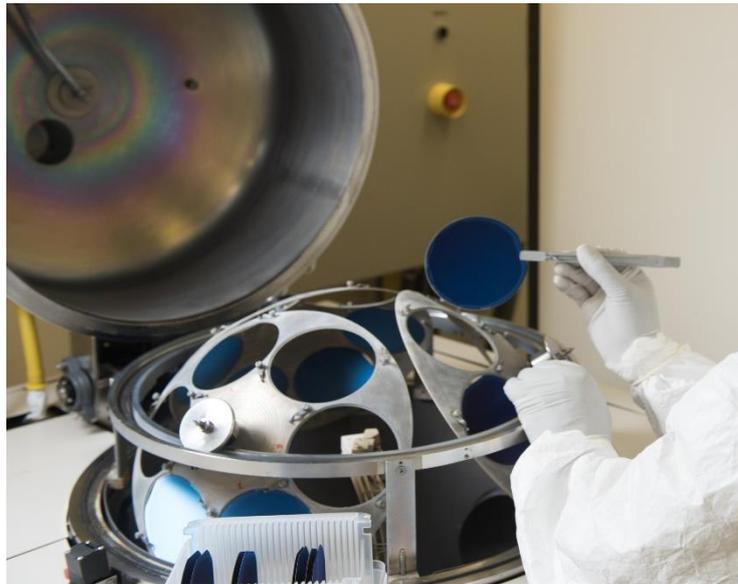


Figura 3.4. Lâminas de Si com filme antirreflexo de TiO_2 em ambas as faces.

3.2.9. Metalização por Serigrafia

A metalização por serigrafia foi realizada em ambas as superfícies das células solares. Para realizar a deposição da pasta de prata na face com o emissor e de alumínio/prata na face com BSF, utilizou-se o equipamento chamado de *screen-printer*.

Para o procedimento utilizou-se uma máscara com desenho previamente gravado em uma tela de fios de poliéster. A lâmina de silício foi colocada no porta amostra que fixa a amostra por um sistema de vácuo. Este porta amostra foi deslocado para baixo da máscara e o rodo distribuiu a pasta sobre a lâmina de silício. Os desenhos previamente gravados na malha permitem a deposição da pasta nas

regiões permeáveis. A Figura 3.5 apresenta um desenho esquemático das etapas de deposição das pastas metálicas. A tensão provocada pelo rodo na tela da malha tem que ser menor que o limite de elasticidade do material da mesma. Após a passagem do rodo, a tela retorna à posição inicial.

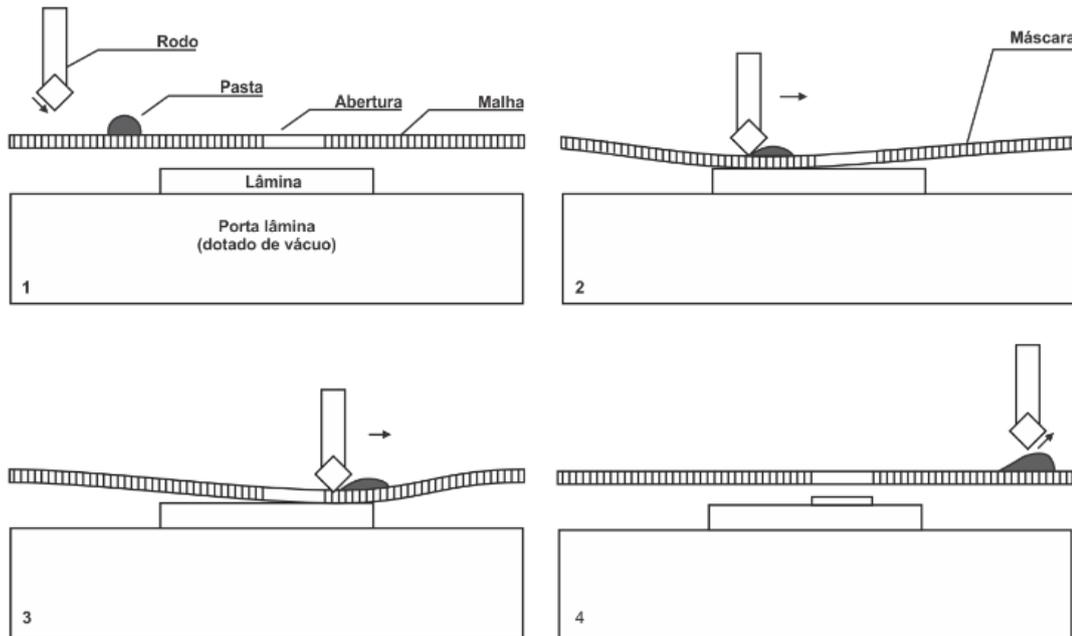


Figura 3.5. Esquema ilustrativo do processo de deposição da pasta metálica por serigrafia.

O processo de metalização por serigrafia foi realizado nas duas faces das lâminas. Primeiramente na face com BSF e depois na face com emissor. A mesma malha metálica foi utilizada em ambas as faces das células solares e está ilustrada na Figura 3.6. A área de recobrimento da superfície com pasta é de 7,9 %, com 35 trilhas da ordem de 100 μm de largura.

Na deposição da malha metálica de prata na face com emissor, existem alguns fatores que influenciam no resultado, tais como: a aderência da pasta na lâmina, a área de serigrafia, a tensão na tela, a velocidade do rodo e a distância entre a lâmina e a tela. Na face com emissor foram utilizadas as pastas de prata a PV17A, PV17F e PV19L e na face posterior das lâminas foram utilizadas as pastas de alumínio/prata PV3N1 e PV3N2. As pastas são produzidas pela DuPont.



Figura 3.6. Malha metálica depositada em ambas as superfícies das lâminas, por serigrafia.

Para a secagem e para o processo de queima/difusão das pastas metálicas depositadas nas lâminas, foi utilizado um forno de esteira da marca RTC. A secagem foi feita na temperatura de 150 °C a 380 °C, variando para cada pasta, de acordo com a indicação do fabricante. Com base nos resultados obtidos (Zanesco e Moehlecke, 2016), (Crestani et al. 2017^b), (Crestani et al. 2017^c), a temperatura de queima/difusão foi de 860 °C, para o processo α . Para o processo β foi variada a temperatura de queima (T_Q) a fim de otimizar a melhor T_Q para cada pasta de metalização. A velocidade de esteira para todos os processos de queima foi de 300 cm/min (Zanesco e Moehlecke, 2012), (Zanesco e Moehlecke, 2015^b). A Figura 3.7 apresenta um esquema do perfil das temperaturas utilizadas no forno de esteira, que é provido de lâmpadas cuja emissão de radiação situa-se no infravermelho e no visível.

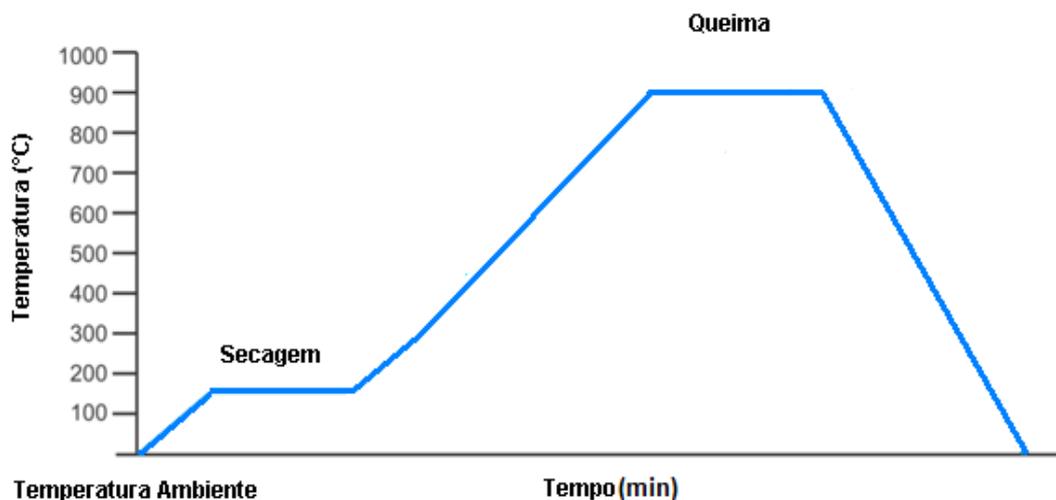


Figura 3.7. Zonas de aquecimento do forno de esteira durante a secagem e posterior queima/difusão das pastas metálicas.

3.3. Desenvolvimento do Processo de Difusão de Boro e Oxidação na Mesma Etapa Térmica

3.3.1. Otimização das Regiões Altamente Dopadas e da Passivação com SiO₂

No processo com difusão de boro e oxidação na mesma etapa térmica (Zanesco e Moehlecke, 2020), denominado de processo α , primeiramente foram otimizadas experimentalmente as temperaturas de difusão de boro e de difusão de fósforo em célula solares com passivação com SiO₂. Partindo de estudos realizados para células solares monofaciais de Zanesco et al. (2017), a oxidação para passivação das superfícies foi realizada com a temperatura de 800 °C durante 45 minutos.

Com base em estudos anteriores (Zanesco e Moehlecke, 2016), (Crestani et al. 2016), (Crestani et al. 2017^c) para o desenvolvimento de células solares monofaciais com BSF de boro e com estrutura n⁺pp⁺, a variação da temperatura de difusão de boro (T_B) foi de 950 °C a 980 °C, como ilustra a Figura 3.8.

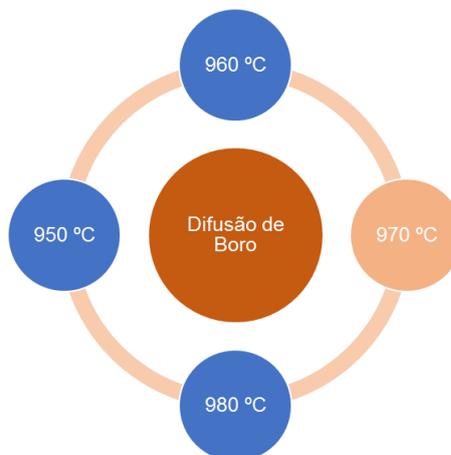


Figura 3.8. Variação da temperatura de difusão de boro no processo α .

Para analisar a influência da formação do emissor em células solares bifaciais, no processo α , foi otimizada experimentalmente a temperatura de difusão de fósforo, partindo da temperatura obtida para dispositivos monofaciais que foi de 845 °C (Cenci, 2012), (Zanesco, 2013), (Zanesco e Moehlecke 2015^b), (Zanesco et al., 2018^a). Na

Figura 3.9 mostra-se que a difusão de fósforo, que forma o emissor, foi implementada com temperaturas de 835 °C a 855 °C.

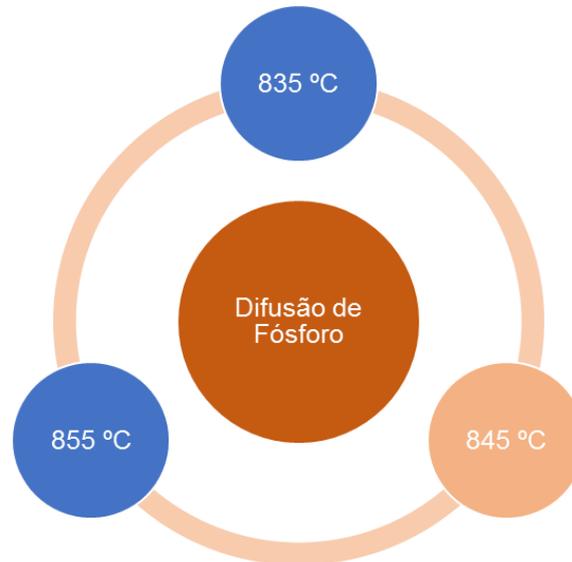


Figura 3.9. Variação da temperatura de difusão de fósforo no processo α .

A análise da passivação das superfícies das células solares bifaciais foi realizada com base em estudos anteriores para dispositivos monofaciais para a passivação das superfícies (Zanenco et al. 2017), (Razera et al. 2017^b), nos quais constatou-se que a temperatura de oxidação de 800 °C durante 45 minutos e a temperatura de 860 °C durante 30 minutos produziram os melhores resultados.

A Figura 3.10 indica a variação da temperatura de oxidação utilizada neste trabalho, fixando os tempos de 30 e 45 minutos. A Figura 3.10-a mostra os processos com o tempo de oxidação de 45 minutos. Neste caso, variou-se a temperatura de 780 °C a 840 °C. A Figura 3.10-b mostra os processos com tempo de 30 minutos, onde variou-se a temperatura de oxidação seca para passivação de 800 °C a 920 °C.

Comparou-se o tempo de vida dos portadores de carga minoritários após a difusão de boro, de fósforo e de oxidação. Posteriormente, analisou-se também o tempo de vida dos minoritários em lâminas com filme AR de TiO₂ e com o processo de queima das pastas de metalização, para avaliar a influência dos processos a alta temperatura no substrato de silício grau solar.

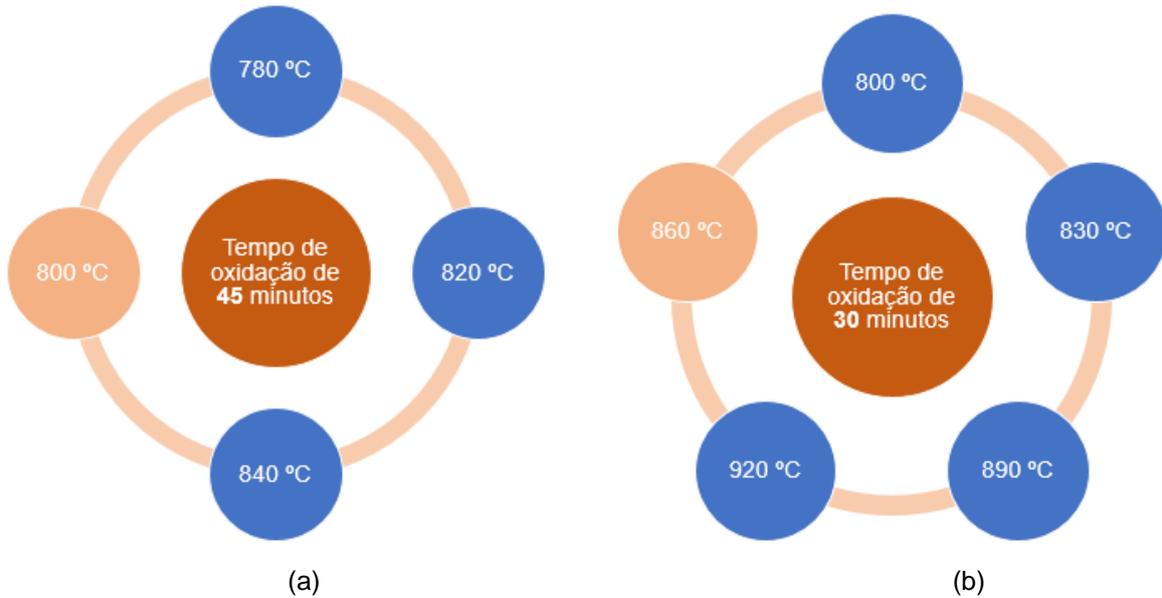


Figura 3.10. Variação da temperatura de oxidação para o (a) tempo de 45 minutos e (b) tempo de 30 minutos, para o processo α .

3.3.2. Desenvolvimento da Junção Flutuante

Foram desenvolvidos quatro diferentes métodos para a formação da junção flutuante sobre a superfície p^+ , como ilustra a Figura 3.11. A junção flutuante foi formada pela difusão de fósforo a partir da deposição de líquido com o dopante por *spin-on* e a partir de $POCl_3$.

Primeiramente, realizou-se a deposição da solução com o dopante fósforo P507, da *Filmtronics*, com o método de *spin-on* e secagem do solvente em estufa. Foram testados dois processos diferentes: 1) Método A: difusão (com tempo de 10 e 20 min), limpeza química e oxidação e 2) Método B: oxidação após a deposição do líquido com fósforo. Estes processos estão resumidos na Figura 3.10. Após a definição do melhor processo para a formação da junção flutuante com a solução P507, foi analisado o resultado com o uso do líquido dopante com fósforo com concentração diferente, o P509, também fabricado pela *Filmtronics*. Após a formação da junção flutuante foi realizada a oxidação a 800 °C durante 45 minutos, como ilustra a Figura 3.10.

No método C, foi realizada uma difusão de fósforo a partir de POCl_3 , de 10 minutos em forno convencional de quartzo com temperatura de $835\text{ }^\circ\text{C}$, seguida de limpeza química e oxidação para passivação, como ilustra a Figura 3.11.

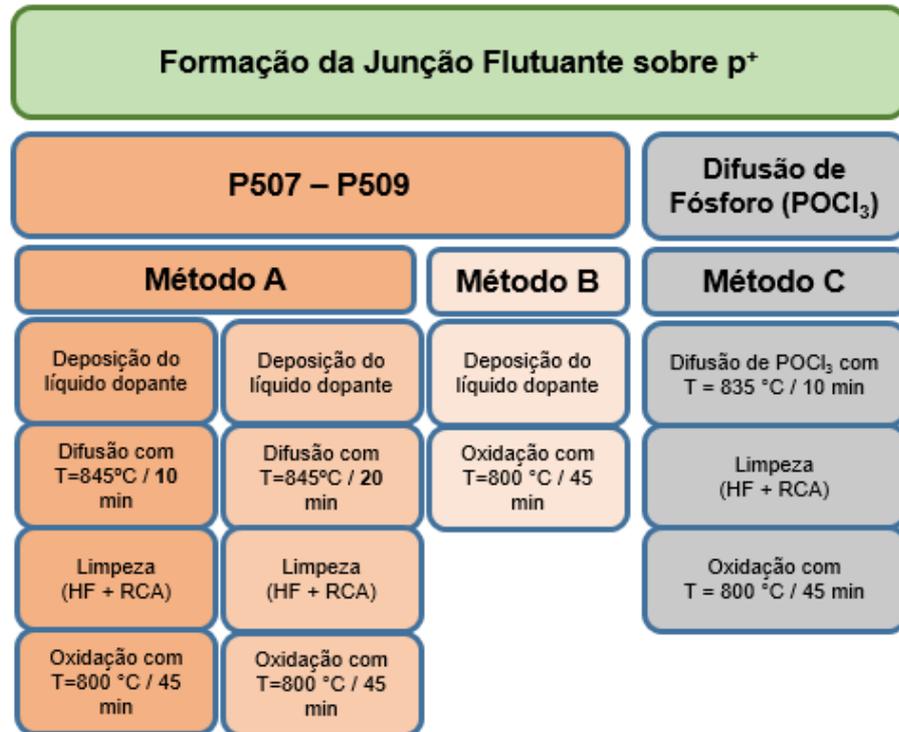


Figura 3.11. Esquema com os diferentes processos de formação da junção flutuante sobre a região p^+ , métodos A, B e C.

Por fim, compararam-se as células solares com maior eficiência com diferentes métodos para a formação da junção flutuante com fósforo, com dispositivos com passivação com dióxido de silício.

Também se analisou a formação da junção flutuante na superfície n^+ , como resume a Figura 3.12. No método F, a solução Al110 foi depositada sobre o emissor e realizada a difusão na temperatura de $845\text{ }^\circ\text{C}$ por 10 minutos. Em seguida, realizou-se a limpeza química das lâminas e, então, a oxidação, com tempos diferentes, de 20 e 45 minutos (Machado, 2018).

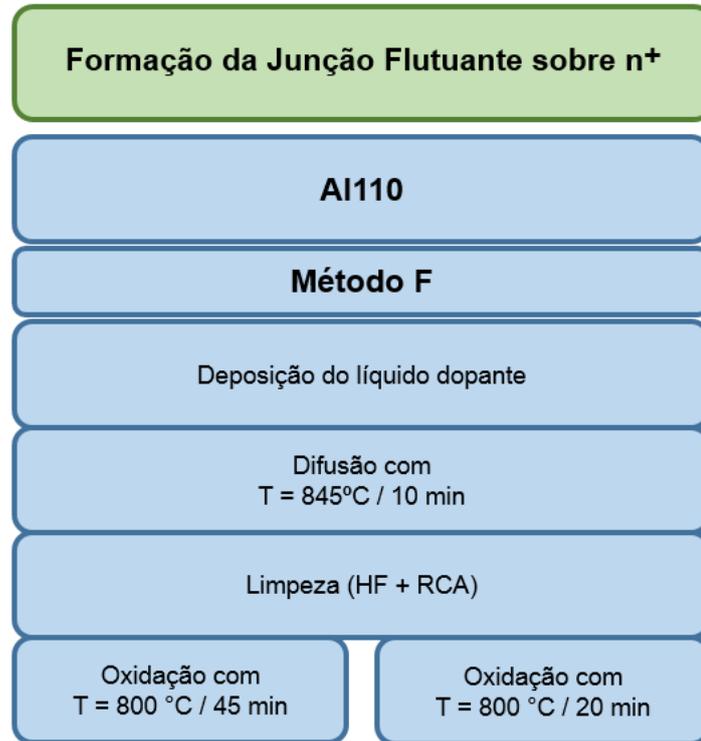


Figura 3.12. Esquema de formação da junção flutuante sobre a região n⁺ com o método F.

3.3.3. Desenvolvimento do Campo Retrodifusor com Dois Dopantes

Alternativamente à junção flutuante, para avaliar a influência nos parâmetros elétricos quando o dispositivo é iluminado pela face com o emissor, foi formado o campo retrodifusor com boro e alumínio. Na face com o BSF de boro foi depositado por *spin-on* o líquido dopante com alumínio. Utilizou-se a solução Al110, da *Filmtronics*, método D, onde depositou-se o líquido dopante e realizou-se a difusão em forno convencional com tubo de quartzo a 845 °C durante 10 minutos. Em seguida, foi realizada a limpeza química e a oxidação com temperatura de 800 °C durante 45 minutos. O processo está resumido na Figura 3.13. No método E, depositou-se a solução Al110 e a continuação implementou-se a oxidação com temperatura de 800 °C durante 45 minutos.

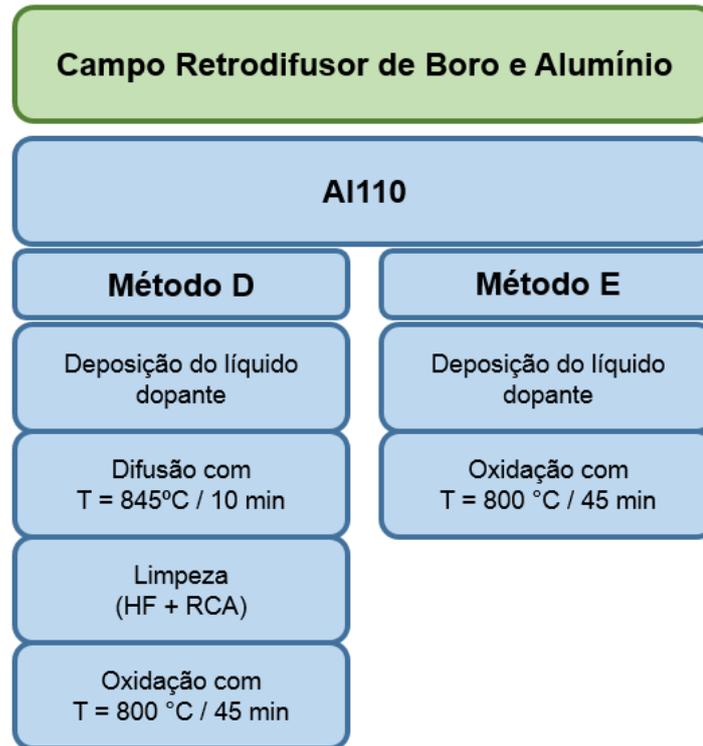


Figura 3.13. Esquema com o processo de formação do campo retrodifusor de boro e alumínio com os métodos D e E.

3.4. Desenvolvimento do Processo de Difusão de Boro e Fósforo na Mesma Etapa Térmica

O processo de difusão de boro e fósforo na mesma etapa térmica (Zanenco e Moehlecke, 2018), chamado de processo β , foi realizado a partir de resultados anteriores obtidos para células solares monofaciais (Zanenco e Moehlecke, 2016) com temperatura de difusão de fósforo mantida a 845 °C e variou-se a temperatura e o tempo da difusão de boro, para formar o BSF. Na Figura 3.14 apresenta-se um esquema da variação da temperatura de difusão de boro de 950 °C a 970 °C com o tempo de até 20 minutos.

No Processo β foram avaliados diferentes processos de oxidação para a passivação das células solares bifaciais. No processo chamado de Oxi500 as lâminas são colocadas no forno na temperatura de 500 °C e realiza-se a rampa de aumento da temperatura até atingir a temperatura de 800 °C, e então, é realizada a oxidação. No processo chamado de Oxi800, as lâminas são colocadas no forno na temperatura

de 800 °C e em seguida é realizada a oxidação. O objetivo desta etapa foi avaliar a influência da temperatura de entrada das lâminas de silício no forno no processo de crescimento da camada de dióxido de silício para passivação. No processo Oxi500 o consumo de N₂ foi 36 % maior.

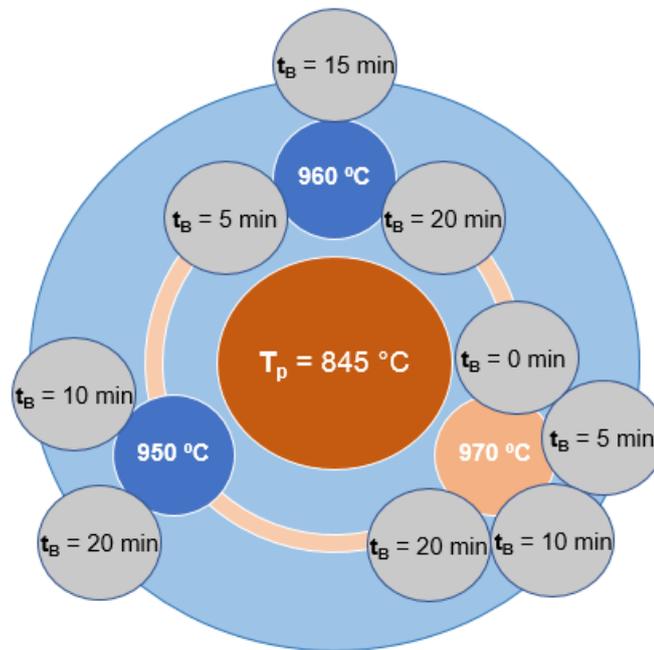


Figura 3.14. Variação da temperatura e do tempo de difusão de boro para formar o BSF no processo β .

Também se analisou o tempo de vida dos portadores de carga minoritários após a difusão de boro e de fósforo e oxidação, para avaliar a influência dos processos a alta temperatura no substrato de silício grau solar.

A influência da variação da temperatura de queima das pastas de metalização foi avaliada no processo β . No processo α foi utilizada a pasta de Ag/Al, PV3N1, por ser a única disponível no laboratório. No entanto, no desenvolvimento do processo β , devido a evolução da pasta metálica de Ag/Al, foi utilizada a pasta PV3N2. Para otimizar a temperatura de queima, este parâmetro foi variado de 820 °C a 900 °C, mantendo a mesma velocidade da esteira.

Após a otimização de etapas do processo α e do processo β , compararam-se as células solares bifaciais PERT desenvolvidas neste trabalho. Especificamente,

analisou-se o tempo de vida dos portadores de carga minoritários após as etapas a alta temperatura e os parâmetros elétricos das células solares com maior eficiência.

3.5. Caracterização das Células Solares

3.5.1. Tempo de Vida dos Portadores de Carga Minoritários

O tempo de vida dos portadores de carga minoritários é um importante parâmetro que caracteriza tanto o substrato inicial, quanto o substrato submetido às etapas térmicas do processo de fabricação. Com este parâmetro pode-se avaliar se houve degradação do substrato de silício em alguma etapa do processo. O tempo de vida está relacionado com o tempo entre a geração dos pares elétron-lacuna no semicondutor e a sua recombinação.

O equipamento utilizado para realizar as medições do tempo de vida dos portadores de carga minoritários foi o *Silicon Wafer Lifetime Tester* modelo WCT – 120. Está constituído por uma lâmpada estroboscópica que ilumina a amostra de forma pulsada e a variação na tensão é medida em um circuito de radiofrequência. Este equipamento utiliza dois métodos para a medição: método da fotocondutância quase permanente (QSSPC - *quasi-steady-state photoconductance*) e o método do decaimento transiente de fotocondutância (*transient photoconductance decay*).

O método do decaimento transiente da fotocondutância é utilizado para lâminas de silício com tempo de vida dos portadores de carga minoritários maiores que 50 μs . No método QSSPC podem ser medidos valores menores que 50 μs . A amostra deve ser passivada na superfície para evitar a recombinação dos portadores de carga minoritários em superfície. Para isso foi utilizada uma solução de ácido fluorídrico com concentração de 48 %, com tempo de imersão de 8 minutos (Razera et al. 2017^a).

O valor é obtido para um determinado nível de injeção de portadores de carga minoritários. Neste trabalho, as medições foram realizadas com nível de injeção de $1,0 \times 10^{14}$ ou $1,0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$.

3.5.2. Resistência de Folha

A resistência de folha (R_{\square}) em ohms/quadrado (Ω/\square), é um parâmetro relacionado à concentração e profundidade das impurezas (May e Sze 2003). Com a medição da resistência de folha, caracteriza-se a dopagem. A resistência de folha de uma camada com difusão de impurezas pode ser medida por meio da técnica de “quatro pontas”. Esta técnica foi utilizada para medir a resistência de folha nas faces dopadas com boro e com fósforo. Seu funcionamento consiste na aplicação de uma corrente elétrica fixa nos terminais externos e na medição da tensão elétrica entre os terminais internos.

Na Figura 3.15 pode-se observar o esquema do processo de medição. Na lâmina de diâmetro d' , as ponteiros são dispostas linearmente e distanciadas s' uma da outra, uma corrente elétrica I' é aplicada nas pontas externas e é medida a diferença de potencial V' nas pontas internas. Se a razão entre o diâmetro da lâmina e a distância entre as ponteiros for maior que 40, a resistência de folha R_{\square} é dada pela Equação 3.4 (Sze, 1988):

$$R_{\square} = 4,532 \cdot \frac{V'}{I'} \quad (3.4)$$

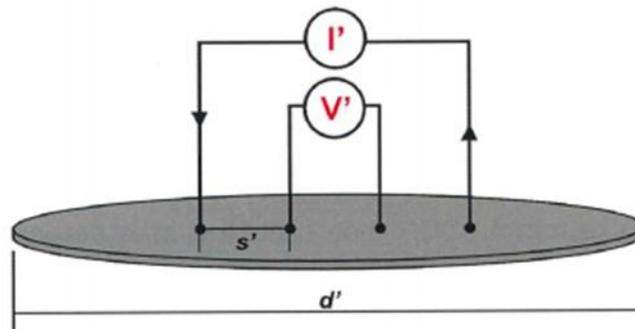


Figura 3.15. Técnica de "quatro pontas" utilizada para a medição da resistência de folha.

Neste trabalho, o diâmetro d' das lâminas de silício é igual a 101,6 mm e o espaçamento s' entre as ponteiros é igual a 1,0 mm. A resistência de folha da camada dopada foi medida em 13 regiões distribuídas na lâmina de silício, conforme mostra a Figura 3.16 e calculou-se a média e o desvio padrão.

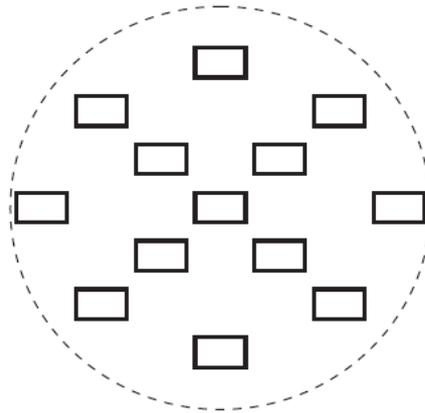


Figura 3.16. Distribuição das regiões de medição da resistência de folha na lâmina de silício.

3.5.3. Perfil da Concentração de Dopante

A medida do perfil da concentração do dopante, isto é, da concentração do dopante em função da profundidade foi realizada e avaliou-se a profundidade da junção do emissor e do BSF e a concentração do dopante em superfície. Foi utilizada a técnica ECV para determinar o perfil da concentração do dopante (Peiner et al. 1995). É um método destrutivo da amostra, que consiste em atacar a superfície por meio de uma solução de bifluoreto de amônia e a partir da medição da capacitância em função da tensão elétrica aplicada determina-se a concentração de dopante em função da profundidade na amostra (CVP21, 2011). O equipamento utilizado foi o *Wafer Profiler CVP21*.

Na Figura 3.17 apresenta-se um esquema do método ECV. Observa-se que a lâmina de Si é apoiada em um suporte, fixada com dois contatos metálicos e uma estrutura é colocada na lâmina onde um anel de vedação cria uma área na qual o eletrólito (bifluoreto de amônio) forma uma interface com a lâmina. Em condições de polarização inversa, essa interface atua como um contato do tipo Schottky. O processo de medição completo é controlado por um *software*, e o resultado é ilustrado na Figura 3.18. Um circuito equivalente é usado para avaliar a capacitância a partir da admitância da interface eletrólito/semicondutor. Na Figura 3.18 apresenta-se uma curva característica da medição do perfil do dopante (concentração x profundidade). Neste caso, mostra-se a concentração de boro em função da profundidade e nota-se

que a profundidade do campo retrodifusor é aproximadamente $1,0 \mu\text{m}$, onde muda a cor da curva. (CVP21, 2011).

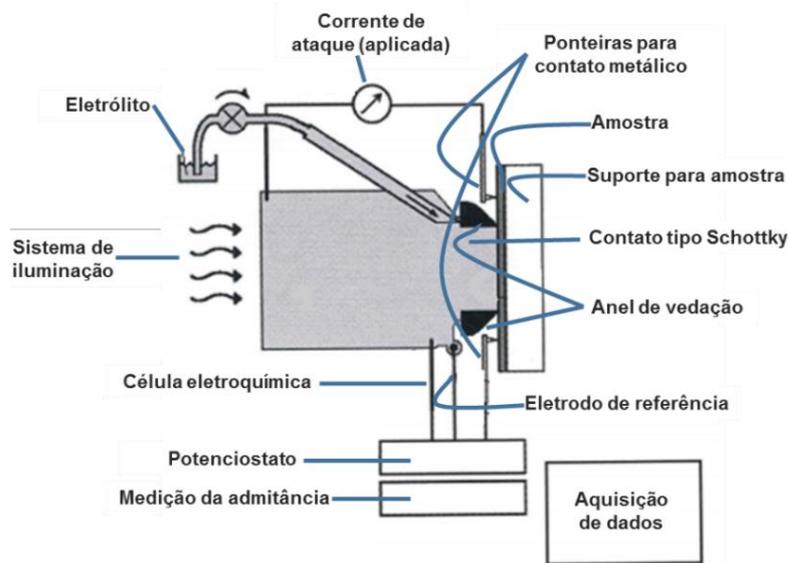


Figura 3.17. Equipamento Wafer Profiler CVP21, utilizado para a medição do perfil de concentração de dopante (CVP21, 2011).

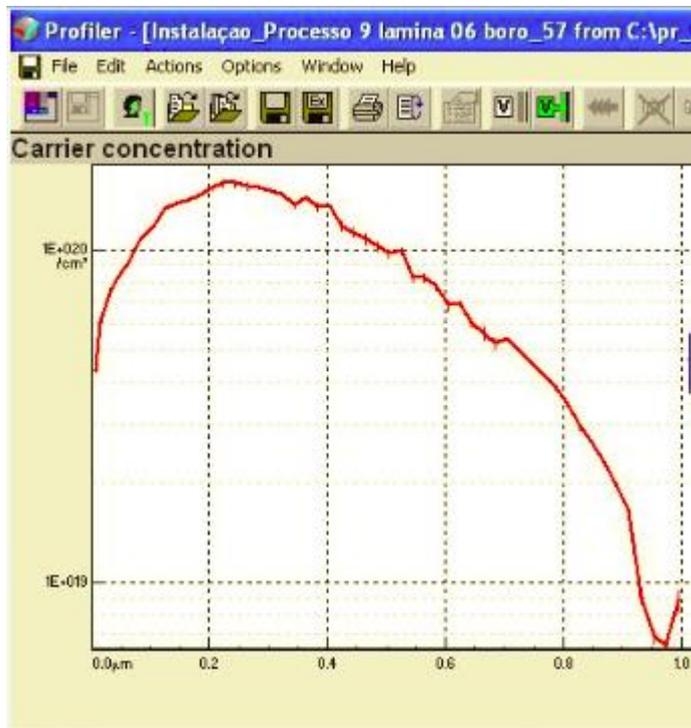


Figura 3.18. Curva típica da concentração em função da profundidade do campo retrodifusor de boro formado em lâmina de silício tipo p.

3.5.4. Eficiência Quântica Interna

A eficiência quântica é afetada por efeitos de recombinação em superfície e pelo tempo de vida dos portadores de carga minoritários (Markvart e Castañer, 2005). A eficiência quântica interna (EQI) é determinada a partir da medição da refletância e da eficiência quântica externa (EQE), que é obtida com medição da resposta espectral. A EQI está relacionada a qualidade das regiões altamente dopadas, ao tempo de vida dos portadores de carga minoritários nestas regiões e na base e a efetividade do campo retrodifusor e da passivação (Bowden e Honsberg, 2019).

Se a refletância da superfície da célula é conhecida, pode-se calcular a EQI, como mostra a Equação 3.6.

$$EQI(\lambda) = \frac{EQE(\lambda)}{1 - \rho(\lambda)} \quad (3.6)$$

onde λ é o comprimento de onda e $\rho(\lambda)$ é a refletância da superfície pela qual a célula é iluminada.

A resposta espectral (RE) é definida como a razão entre a corrente elétrica produzida pela célula solar e a potência da radiação incidente para um determinado comprimento de onda. A radiação solar monocromática gera pares elétron-lacuna na célula solar com a distribuição dada pela Equação 3.7 (Green, 1992):

$$G_p = [(1 - \rho)\alpha N e^{-\alpha x}] \quad (3.7)$$

sendo, N o fluxo de fótons incidentes, ρ a refletância e α o coeficiente de absorção. Para comprimentos de onda na região do ultravioleta, o α é elevado e a radiação solar é absorvida rapidamente ao penetrar na célula solar. Em comprimentos de onda intermediários α é menor. A radiação solar de comprimentos de onda maiores é menos absorvida na região ativa da célula solar (Green, 1992).

A partir da medição da resposta espectral das células solares, a EQE pode ser calculada a partir da Equação 3.8:

3.5.5. Curva de Corrente Elétrica em Função da Tensão Aplicada

A corrente elétrica em uma célula fotovoltaica pode ser considerada como a soma da corrente de um diodo no escuro com a corrente gerada pelos fótons absorvidos. A corrente elétrica em função da tensão da célula solar, denominada de curva I-V, pode ser descrita pela Equação 3.9, derivada da Equação de Shockley, do diodo ideal:

$$I = I_L - I_0 \left[\exp\left(\frac{qV}{nkT}\right) - 1 \right] \quad (3.9)$$

onde, I_L é a corrente fotogerada, I_0 é a corrente de saturação reversa de diodo, n é o fator de idealidade do diodo, número adimensional geralmente entre 1 e 2, obtido por ajustes de dados experimentais medidos, q é a carga do elétron ($1,6 \times 10^{-19}$ C), k é a constante de Boltzmann ($1,38 \times 10^{-23}$ J/K) e T é a temperatura. Observa-se que no escuro ($I_L = 0$) a célula fotovoltaica tem o comportamento idêntico ao de um diodo (Goetzberger et al. 1998).

Na Figura 3.20 apresenta-se o circuito equivalente para uma célula solar, onde o diodo, D, representa a junção *pn* no escuro e R_S e R_P representam as resistências em série e em paralelo, respectivamente. Se a R_P é pequena, reduz a tensão de circuito aberto e o fator de forma sem afetar a corrente de curto-circuito. Uma alta R_S reduz o fator de forma e a corrente de curto-circuito, sem afetar a tensão de circuito aberto (Lorenzo, 1994).

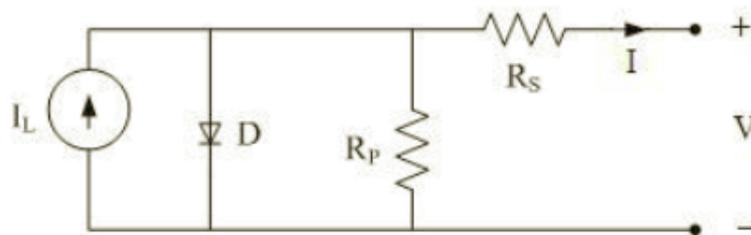


Figura 3.20. Circuito equivalente de uma célula solar (Lorenzo, 1994).

A resistência em paralelo tem influência maior nas regiões de baixas tensões, onde a corrente elétrica que circula pelo diodo do circuito equivalente é muito

pequena. A R_p é causada por impurezas e defeitos na estrutura, que produzem um caminho interno para uma corrente de fuga, reduzindo assim a corrente efetivamente produzida pelo dispositivo (Lorenzo, 1994). A resistência em série tem sua origem na resistência devida ao emissor (entre trilhas metálicas), resistência devida ao contato metal-semicondutor sob as trilhas, resistência devida as trilhas metálicas e às barras coletoras (Mallmann, 2006).

Na Figura 3.21 apresenta-se a curva I-V típica de uma célula solar de silício, onde se destaca o ponto de máxima potência (P_{MP}), a corrente de curto-circuito (I_{SC}), a tensão de circuito aberto (V_{OC}), e a corrente e a tensão no ponto de máxima potência (I_{MP}) e (V_{MP}), respectivamente. A curva I-V apesar de ser apresentada no primeiro quadrante, fisicamente se situa no quarto quadrante, por se tratar de um gerador, onde a corrente tem sentido inverso (Lorenzo, 1994). Portanto, a partir da curva I-V, podem ser determinados os parâmetros elétricos que caracterizam a célula solar: a tensão de circuito aberto, a corrente de curto-circuito, a densidade de corrente de curto-circuito (J_{SC}), fator de forma (FF) e a eficiência (η). A J_{SC} é calculada dividindo-se a I_{SC} pela área do dispositivo.

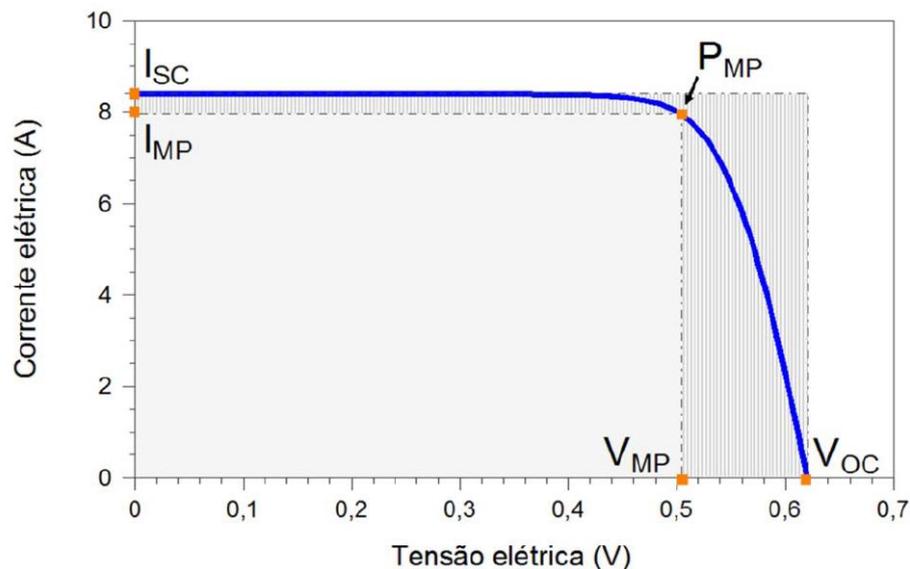


Figura 3.21. Corrente elétrica em função da diferença de potencial em uma célula solar de silício, sob condições padrão de medição (Zanenco e Moehlecke, 2003).

A tensão de circuito aberto é a tensão entre os terminais de uma célula solar quando não há corrente elétrica circulando e é a máxima tensão que uma célula solar

pode produzir. A V_{oc} depende da corrente de saturação (I_0), da corrente fotogerada (I_L) e da temperatura, de acordo com a Equação 3.10. Por depender da corrente de saturação (I_0), a V_{oc} está relacionada com a recombinação dos portadores de carga minoritários no dispositivo (Green, 1992).

$$V_{oc} = \frac{kT}{q} \cdot \ln\left(\frac{I_L}{I_0} + 1\right) \quad (3.10)$$

A corrente de curto-circuito é a máxima corrente que se pode obter e é medida na célula solar quando a tensão elétrica em seus terminais é igual a zero. A I_{sc} depende da área da célula solar, da irradiância solar e da sua distribuição espectral, das propriedades ópticas e da probabilidade de coleta dos pares elétron-lacuna formado (Green, 1992).

O fator de forma é a razão entre a máxima potência e o produto da corrente de curto-circuito com a tensão de circuito aberto, definido pela Equação 3.11. O fator de forma é um parâmetro de grande utilidade prática, que varia de acordo com cada dispositivo.

$$FF = \frac{P_{MP}}{V_{oc}I_{sc}} \quad (3.11)$$

Quanto menores forem as perdas resistivas (resistência em série e em paralelo), mais próxima da forma retangular será a curva I - V . Embora o FF possa ser relacionado empiricamente com a V_{oc} , as resistências em série e em paralelo são os parâmetros mais relevantes na sua variação.

A eficiência (η) é o parâmetro que define o quão efetivo é o processo de conversão de energia solar em energia elétrica e é dada pela Equação 3.12. Para as células solares de uso terrestre sem concentração de energia solar, a curva I - V é medida em condições-padrão: irradiância de 1000 W/m², espectro solar AM 1,5G e temperatura da célula de 25 °C (Goetzberger et al. 1998).

$$\eta = \frac{V_{oc}I_{sc}FF}{A.G} \cdot 100\% = \frac{P_{MP}}{A.G} \cdot 100\% \quad (3.12)$$

onde G é a irradiância solar e A é a área do dispositivo.

Para comparar a eficiência das células solares bifaciais determinou-se a eficiência média ponderada, na qual se considera que a incidência de irradiância solar na face posterior é 20 % do valor que chega na face frontal (Yusufoglu et al. 2015). Considerou-se como face frontal, o lado da célula solar com maior eficiência, que neste caso, foi a face com o emissor de fósforo n^+ . Portanto, a eficiência média ponderada (η_w) foi determinada conforme a Equação 3.13:

$$\eta_w = \frac{(\eta_{emissor} \cdot 1 + \eta_{BSF} \cdot 0,2)}{(1+0,2)} \quad (3.13)$$

onde $\eta_{emissor}$ é a eficiência da face frontal (emissor), formada pela dopagem de fósforo (n^+), η_{BSF} é a eficiência da face posterior formada pela difusão de boro (p^+).

A curva I-V de todas as células solares desenvolvidas foi medida com auxílio de um simulador solar (Classe AAA), sob condições padrão de medição. Utilizou-se, como padrão, uma célula solar calibrada no CalLab – FhG-ISE (*Fraunhofer-Institut Für Solare Energiesysteme*), Alemanha. Mediu-se a curva I-V, separadamente, com irradiância incidente no emissor e com irradiância incidente no campo retrodifusor, mantendo a outra face sem irradiância (no escuro).

4. ANÁLISE DOS RESULTADOS

4.1. Processo de Difusão de Boro e Oxidação na Mesma Etapa Térmica

4.1.1. Parâmetros de Processo

Com o processo de difusão de boro e oxidação na mesma etapa térmica, denominado de processo α , realizado a partir da patente concedida BR102012 0306069 B1, intitulada “Processo de Difusão de Dopantes em Lâminas de Silício para a Fabricação de Células Solares”, primeiramente, otimizou-se experimentalmente o campo retrodifusor. Na Tabela 4.1 apresentam-se os parâmetros de processo que foram fixados, com base em trabalhos anteriores.

Tabela 4.1. Parâmetros do processo de produção de células solares utilizados para a otimização experimental do BSF.

Parâmetros		Referências
Tempo de difusão de boro (min)	20	Zanesco e Moehlecke (2016), Crestani et al. (2016), Crestani et al. (2017 ^b), Crestani et al. (2018)
Temperatura de difusão de fósforo (°C)	845	Cenci (2012), Zanesco (2013), Zanesco e Moehlecke (2015 ^b), Zanesco et al. (2018 ^a).
Temperatura de oxidação (°C)	800	Zanesco e Moehlecke (2016), Zanesco e Moehlecke (2015 ^a), Razera et al, (2017 ^b), Zanesco et al, (2017).
Tempo de oxidação (min)	45	
Espessura do filme AR no emissor (nm)	≈ 25	Zanesco et al, (2019).
Espessura do filme AR no BSF (nm)	≈ 55	
Temperatura de Queima (°C)	860	Zanesco e Moehlecke (2016), Crestani et al. (2017 ^c).

Na otimização do processo de metalização foram medidas as trilhas metálicas no microscópio óptico, a fim de compará-las, considerando que foram formadas com a pasta de prata (na face com o emissor) e com a pasta de prata/ alumínio (na face

com o campo retrodifusor). Ambas as superfícies foram passivadas com dióxido de silício e possuíam o filme AR de dióxido de titânio. A espessura do filme antirreflexo foi ajustada de acordo com a espessura da camada de SiO_2 . A Figura 4.1 (a) mostra a imagem obtida com o microscópio óptico de uma trilha metálica no emissor de fósforo formada com a pasta de Ag, sendo que a largura da trilha é de $122 \mu\text{m}$ e a altura de $25 \mu\text{m}$. A Figura 4.1 (b) apresenta a imagem da trilha metálica formada no BSF de boro com a pasta de Ag/Al. Neste caso, a largura foi de $126 \mu\text{m}$ e altura de $24 \mu\text{m}$. Portanto, verificou-se que a largura e altura das trilhas metálicas formadas com as duas pastas foram similares.

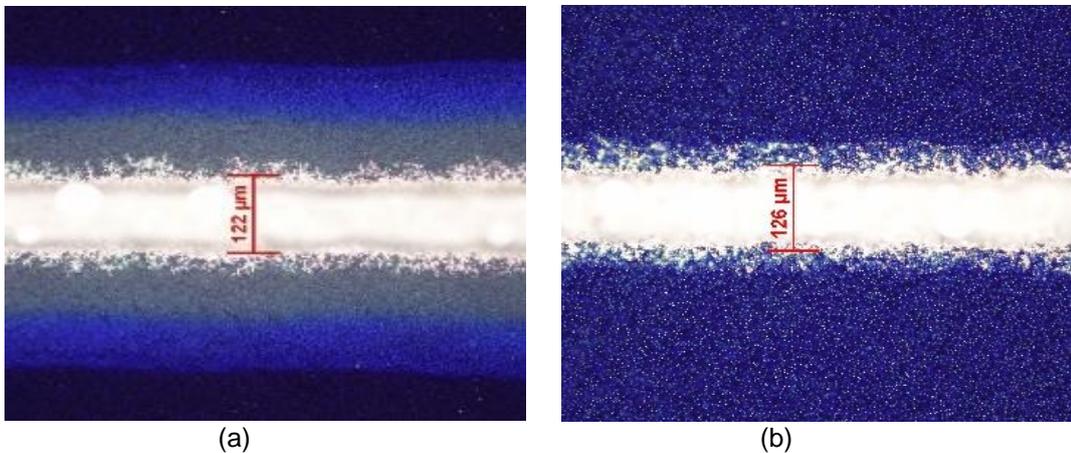


Figura 4.1. Comparação da largura (L) e da altura (h) das trilhas formadas com as pastas condutivas de (a) Ag no emissor de fósforo com ($L = 122 \mu\text{m}$, $h = 25 \mu\text{m}$) e (b) Ag/Al no campo retrodifusor de boro com ($L = 126 \mu\text{m}$, $h = 24 \mu\text{m}$).

4.1.2. Otimização Experimental do Campo Retrodifusor

4.1.2.1. Comparação da Resistência de Folha e Perfil de Dopante do Campo Retrodifusor e Emissor

Os valores da resistência de folha são mostrados na Tabela 4.2, onde comparam as resistências de folha do campo retrodifusor de boro ($R_{\square B}$) e do emissor de fósforo ($R_{\square P}$) para as temperaturas de difusão de boro (T_B) de $950 \text{ }^\circ\text{C}$ e $970 \text{ }^\circ\text{C}$. Para a temperatura de $950 \text{ }^\circ\text{C}$, a $R_{\square B}$ média foi de $(54 \pm 3) \Omega/\square$. Conforme esperado, o valor foi menor para a temperatura de difusão de boro de $970 \text{ }^\circ\text{C}$. Neste caso, a $R_{\square B}$ média foi de $(39 \pm 4) \Omega/\square$. Para a menor T_B , a $R_{\square B}$ variou entre $53 \Omega/\square$ a $54 \Omega/\square$ enquanto que para $T_B = 970 \text{ }^\circ\text{C}$ a variação foi maior, de $26 \Omega/\square$ a $44 \Omega/\square$. Neste caso,

verificou-se uma variação maior que a esperada, impactada pelo maior número de processos realizados bem como pode ter ocorrido a influência da tecnologia do forno, com controle da vazão dos gases de forma manual, ou do método da deposição do filme com o dopante.

Também se nota que a resistência de folha no emissor de fósforo não foi influenciada pela T_B . Para a menor temperatura de difusão de boro, a $R_{\square P}$ média foi de $(62 \pm 5) \Omega/\square$ e para $T_B = 970 \text{ }^\circ\text{C}$ a $R_{\square P}$ média foi similar, de $(63 \pm 5) \Omega/\square$. Neste caso, também se nota uma variação maior que a esperada na $R_{\square P}$ média em diferentes processos de difusão de fósforo realizados na mesma temperatura e tempo de difusão.

Tabela 4.2. Resistência de folha do emissor de fósforo ($R_{\square P}$) e do BSF de boro ($R_{\square B}$) obtida com processos de difusão de boro realizados com temperatura de $950 \text{ }^\circ\text{C}$ (BT_{B950}) e 970°C (BT_{B970}).

Processo	T_B ($^\circ\text{C}$)	Célula	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	$R_{\square P}$ (Ω/\square)
BT _{B950}	950	P3C13 α	53 ± 3	60 ± 5
		P4C3 α	55 ± 3	64 ± 4
		P10C4 α	54 ± 3	61 ± 6
Média			54 ± 3	62 ± 5
BT _{B970}	970	P1C10 α	44 ± 3	62 ± 2
		P3C16 α	40 ± 1	58 ± 9
		P6C15 α	39 ± 3	62 ± 4
		P7C10 α	28 ± 2	56 ± 6
		P10C14 α	42 ± 1	61 ± 3
		P11C10 α	26 ± 1	66 ± 6
		P11C16 α	30 ± 3	67 ± 4
		P12C10 α	39 ± 2	62 ± 3
		P13C4 α	44 ± 2	67 ± 3
		P13C10 α	42 ± 2	71 ± 2
		P13C14 α	37 ± 2	68 ± 4
P14C10 α	39 ± 1	63 ± 4		
Média			39 ± 4	63 ± 5

A profundidade de junção e a concentração de boro foi medida para a T_B de $950 \text{ }^\circ\text{C}$ antes da difusão de fósforo. O perfil de concentração foi medido na lâmina de silício com $R_{\square B}$ de $(54,9 \pm 1,2) \Omega/\square$ após a difusão de boro e apresentou a concentração em superfície (C_{SBSF}) de $1,3 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ e profundidade de junção (X_{jBSF}) de $0,7 \text{ } \mu\text{m}$, como se pode observar na Tabela 4.3. Destaca-se que a profundidade da junção é um parâmetro fornecido pelo sistema de medição. Com o aumento da T_B para $970 \text{ }^\circ\text{C}$, a $R_{\square B}$ diminuiu para $(41,0 \pm 0,8) \Omega/\square$ e a C_{SBSF} foi de $6,4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ com X_{jBSF} de $1,0 \text{ } \mu\text{m}$. Portanto, como mostra a Figura 4.2 (a), com o aumento da T_B a concentração em superfície de boro diminuiu e a profundidade aumentou.

Tabela 4.3. Profundidade de junção e concentração dos dopantes em superfície para as temperaturas de difusão de boro de 950 °C e 970 °C.

Proc.	T _B (°C)	R _{□B} (Ω/□)	R _{□P} (Ω/□)	C _{SBSF} (cm ⁻³)	X _{jBSF} (μm)	C _{Semissor} (cm ⁻³)	X _{jemissor} (μm)
BT _B 950	950	54,9 ± 1,2 (somente difusão de B)	-	1,3x10 ²⁰	0,7	-	-
BT _B 970	970	41,0 ± 1,0 (somente difusão de B)	-	3,6x10 ¹⁹	1,2	-	-
BT _B 970		42,8 ± 1,1 (após difusão de B e P)	61 ± 6	6,4x10 ¹⁹	1,0	1,1x10 ²¹	0,5

Para a T_B de 970 °C, foi medido também o perfil da concentração de boro e de fósforo após as duas difusões. Na Tabela 4.3 e na Figura 4.2 (b) comparam-se os resultados. Após a difusão de fósforo, o valor de R_{□B} de (42,8 ± 0,8) Ω/□ praticamente não foi alterado. A resistência de folha na face dopada com fósforo (R_{□P}) foi de (61 ± 6) Ω/□. Após a difusão de boro e de fósforo, na face dopada com boro, a C_{SBSF} foi de 3,6x10¹⁹ cm⁻³ com X_{jBSF} de 1,2 μm, indicando que a difusão de fósforo afeta pouco o perfil da concentração de boro e observou-se uma pequena redução da concentração em superfície de boro e aumento da profundidade do BSF. Na face com o emissor de fósforo, a concentração em superfície (C_{Semissor}) foi de 1,1x10²¹ cm⁻³ e a profundidade de junção do emissor (X_{jemissor}) foi de aproximadamente 0,5 μm.

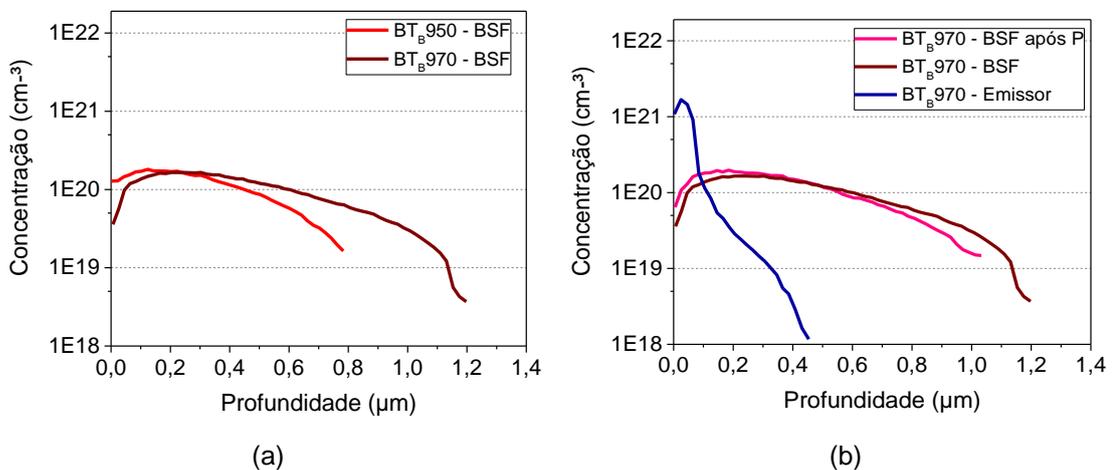


Figura 4.2. Concentração do dopante em função da profundidade da região altamente dopada em (a) das lâminas dopadas com boro e em (b) lâminas dopadas com boro e fósforo.

Na Figura 4.2 (b) compara-se a concentração dos dopantes em função da profundidade. Observa-se que no perfil da concentração do dopante com fósforo a concentração em superfície é maior. No entanto, como o boro forma o BSF, a profundidade da dopagem é maior.

A Tabela 4.4 mostra as resistências de folha do campo retrodifusor de boro e do emissor de fósforo para T_B de 950 °C a 980 °C, após o processo de oxidação para passivação. Nota-se que para a T_B no intervalo de 960 °C a 980 °C a variação da $R_{\square B}$ é pequena. Também se pode verificar que no emissor a $R_{\square P}$ foi similar, com exceção para a T_B de 960 °C. Portanto, não se identifica uma influência da T_B na resistência de folha do emissor de fósforo.

Tabela 4.4. Resistência de folha no campo retrodifusor de boro ($R_{\square B}$) e no emissor de fósforo ($R_{\square P}$) em função da temperatura de difusão de boro. A temperatura do processo de crescimento de SiO_2 para a passivação foi de 800 °C.

Processo	T_B (°C)	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	$R_{\square P}$ (Ω/\square)
BT _B 950	950	54 ± 3	62 ± 5
BT _B 960	960	31 ± 1	53 ± 4
BT _B 970	970	39 ± 4	63 ± 5
BT _B 980	980	37 ± 2	62 ± 4

4.1.2.2. Influência da Resistência de Folha do Campo Retrodifusor nos Parâmetros Elétricos

Os parâmetros elétricos, isto é, a densidade de corrente de curto-circuito (J_{sc}), a tensão de circuito aberto (V_{oc}), o fator de forma (FF) e a eficiência (η) das células solares bifaciais com irradiância incidente no emissor de fósforo estão apresentados na Tabela 4.5, na qual estão destacadas as células solares com as maiores eficiências. A resistência de folha medida no emissor de fósforo ($R_{\square P}$) para cada processo está apresentada na Tabela 4.4.

Com o aumento da $R_{\square B}$ de (30,9 ± 1,5) Ω/\square a (53 ± 3) Ω/\square , a J_{sc} média apresentou uma tendência de aumento, obtendo-se o valor de (36,2 ± 0,4) mA/cm². No entanto, a V_{oc} diminuiu como aumento de $R_{\square B}$. No processo com $R_{\square B}$ de (30,9 ± 1,5) Ω/\square foi obtida a maior V_{oc} média de (604,5 ± 0,5) mV. O fator de forma médio variou de (0,73 ± 0,04) a (0,754 ± 0,016). Como mostra a Tabela 4.5, a maior eficiência foi obtida no processo com $R_{\square B}$ = (44 ± 3) Ω/\square e foi de 16,9 %.

Na Tabela 4.6 mostram-se os parâmetros elétricos das células solares medidas com irradiância incidente no BSF de boro. Comparando os resultados da Tabela 4.6 com os resultados da Tabela 4.5 observa-se que a J_{sc} apresenta valores menores. Esse problema ocorre na região altamente dopada pp⁺, devido à alta recombinação

de portadores de carga minoritários. No entanto, os demais parâmetros, como V_{oc} e FF, são similares, porém a eficiência é afetada pela J_{sc} . Esse problema foi observado em células solares bifaciais com estrutura n^+pp^+ (Moehlecke et al. 1995), (Green et al. 2017). Novamente, verificou-se que os processos com $R_{\square B}$ de $(44 \pm 3) \Omega/\square$ e $R_{\square B}$ de $(53 \pm 3) \Omega/\square$ apresentaram os maiores valores da densidade de corrente elétrica, com J_{sc} média de $(25,2 \pm 0,7) \text{ mA/cm}^2$ e $(26 \pm 4) \text{ mA/cm}^2$, respectivamente. Porém, os valores maiores do FF foram obtidos com a $R_{\square B}$ de $(36,9 \pm 1,6) \Omega/\square$ e $R_{\square B}$ de $(44 \pm 3) \Omega/\square$ e foram de $(0,758 \pm 0,013)$ e $(0,763 \pm 0,004)$, respectivamente. A célula solar P3C12 α , que apresentou a maior $J_{sc} = 30,9 \text{ mA/cm}^2$, resultou na maior eficiência de 13,5 %, obtida com o processo com $R_{\square B}$ de $(53 \pm 3) \Omega/\square$.

Tabela 4.5. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função da resistência de folha do BSF de boro ($R_{\square B}$). O processo de oxidação foi realizado com a T_{oxi} de 800 °C.

Proc.	$R_{\square B} (\Omega/\square)$	Célula	Emissor de Fósforo (n^+)			
			$J_{sc} (\text{mA/cm}^2)$	$V_{oc} (\text{mV})$	FF	η (%)
BT _B 960	$30,9 \pm 1,5$	P7C3 α	34,3	604,0	0,704	14,6
		P7C5 α	34,6	605,0	0,753	15,8
			$34,45 \pm 0,21$	$604,5 \pm 0,5$	$0,73 \pm 0,04$	$15,2 \pm 0,8$
BT _B 980	$36,9 \pm 1,6$	P4C7 α	35,7	598,5	0,746	15,9
		P4C8 α	35,5	600,5	0,752	16,0
			$35,59 \pm 0,09$	$599,5 \pm 1,4$	$0,749 \pm 0,004$	$15,98 \pm 0,08$
BT _B 970	44 ± 3	P1C10 α	35,9	602,1	0,748	16,2
		P1C11 α	35,9	601,5	0,751	16,2
		P1C12 α	36,4	599,8	0,776	16,9
		P1C15 α	36,8	598,9	0,740	16,3
			$36,2 \pm 0,4$	$600,6 \pm 1,5$	$0,754 \pm 0,016$	$16,4 \pm 0,4$
BT _B 950	53 ± 3	P3C12 α	36,5	595,6	0,719	15,6
		P3C13 α	35,9	597,9	0,735	15,7
		P3C14 α	36,0	598,1	0,736	15,9
			$36,1 \pm 0,3$	$597,2 \pm 1,4$	$0,730 \pm 0,010$	$15,73 \pm 0,15$

A eficiência média ponderada (η_w) das células solares bifaciais, está apresentada na Tabela 4.7. O cálculo da eficiência média ponderada foi realizado conforme a Equação 3.12. A η_w média variou de $(13,7 \pm 0,8) \%$ a $(15,6 \pm 0,3) \%$. No processo com $R_{\square B} = (44 \pm 3) \Omega/\square$, a maior eficiência com irradiância no emissor n^+ ($\eta_{emissor}$) foi de 16,9 % e apesar da eficiência com irradiância no BSF p^+ (η_{BSF}) ser de 11,5 %, resultou na maior η_w de 16,0 %.

O resultado da célula solar que foi submetida ao ataque químico superficial na face com BSF de boro, afim de aumentar o valor da resistência de folha, apresentada

na Tabela 4.8 e comparada com os parâmetros elétricos de dispositivos com resistência de folha similar e sem ataque químico. Os parâmetros elétricos são apresentados tanto para irradiância no BSF de boro quanto no emissor de fósforo. A $R_{\square B}$ da célula solar sem ataque químico era de $(27,5 \pm 0,6) \Omega/\square$ e com o ataque químico aumentou para $(45,5 \pm 1,7) \Omega/\square$.

Tabela 4.6. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro função da $R_{\square B}$ e processo de oxidação realizado com a T_{OxI} de 800 °C.

Proc.	$R_{\square B} (\Omega/\square)$	Célula	BSF de Boro (p^+)			
			$J_{sc} (mA/cm^2)$	$V_{oc} (mV)$	FF	η (%)
BT _B 960	$30,9 \pm 1,5$	P7C3 α	15,0	582,0	0,715	6,2
		P7C5 α	15,6	584,1	0,752	6,9
			$15,3 \pm 0,4$	$583,05 \pm 1,52$	$0,734 \pm 0,026$	$6,55 \pm 0,4$
BT _B 980	$36,9 \pm 1,6$	P4C7 α	24,0	590,4	0,749	10,6
		P4C8 α	24,3	592,6	0,767	11,1
			$24,15 \pm 0,23$	$591,48 \pm 1,52$	$0,758 \pm 0,013$	$10,83 \pm 0,3$
BT _B 970	44 ± 3	P1C10 α	24,5	592,0	0,757	11,0
		P1C11 α	25,1	594,4	0,761	11,3
		P1C12 α	25,2	594,6	0,767	11,5
		P1C15 α	26,1	595,7	0,765	11,9
			$25,2 \pm 0,7$	$594,2 \pm 1,56$	$0,763 \pm 0,004$	$11,42 \pm 0,4$
BT _B 950	53 ± 3	P3C12 α	30,9	592,6	0,735	13,5
		P3C13 α	24,2	589,0	0,742	10,6
		P3C14 α	24,2	589,2	0,747	10,7
			26 ± 4	$590,27 \pm 2,02$	$0,741 \pm 0,006$	$11,56 \pm 1,6$

Tabela 4.7. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais em função da $R_{\square B}$ e processo de oxidação realizado com a T_{OxI} de 800 °C.

Proc.	$R_{\square B} (\Omega/\square)$	Célula	$\eta_{emissor}$ (%)	η_{BSF} (%)	η_w (%)
BT _B 960	$30,9 \pm 1,5$	P7C3 α	14,6	6,2	13,2
		P7C5 α	15,8	6,9	14,3
			$15,2 \pm 0,8$	$6,6 \pm 0,4$	$13,7 \pm 0,8$
BT _B 980	$36,9 \pm 1,6$	P4C7 α	15,9	10,6	15,0
		P4C8 α	16,0	11,1	15,2
			$15,98 \pm 0,08$	$10,8 \pm 0,3$	$15,12 \pm 0,13$
BT _B 970	44 ± 3	P1C10 α	16,2	11,0	15,3
		P1C11 α	16,2	11,3	15,4
		P1C12 α	16,9	11,5	16,0
		P1C15 α	16,3	11,9	15,6
			$16,4 \pm 0,4$	$11,4 \pm 0,4$	$15,6 \pm 0,3$
BT _B 950	53 ± 3	P3C12 α	15,6	13,5	15,3
		P3C13 α	15,8	10,6	14,9
		P3C14 α	15,9	10,7	15,0
			$15,77 \pm 0,15$	$11,6 \pm 1,6$	$15,07 \pm 0,21$

Ao avaliar somente os parâmetros elétricos medidos com irradiância incidente no emissor de fósforo e comparando células solares com $R_{\square B}$ de $(30,9 \pm 1,5) \Omega/\square$ (sem ataque químico), verificou-se que no dispositivo com ataque químico a J_{sc} e a V_{oc}

diminuíram. No entanto, devido ao aumento do FF a eficiência foi de 15,2 % em ambos casos.

Comparando a célula solar submetida ao ataque químico com uma célula solar com $R_{\square B}$ de $(44 \pm 3) \Omega/\square$ (sem ataque químico), observa-se que o ataque químico na superfície com BSF não melhorou nenhum dos parâmetros elétricos na face com emissor. Ao comparar a célula solar sem o ataque químico e $R_{\square B}$ de $(30,9 \pm 1,5) \Omega/\square$ com a célula solar com ataque químico, observa-se que o único parâmetro que não diminuiu foi o FF. A J_{sc} , a V_{oc} e a η diminuíram no dispositivo com ataque químico.

Tabela 4.8. Parâmetros elétricos da célula solar que foi submetida ao ataque químico superficial no BSF de boro e de células solares sem ataque químico com T_{OxI} de 800 °C. Também se compara o valor da resistência de folha do campo retrodifusor ($R_{\square B}$) sem ataque químico e após o ataque químico.

Célula	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	J_{sc} (mA/cm^2)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
Emissor de Fósforo (n^+)					
BT _B 960	$30,9 \pm 1,5$ (sem ataque)	$34,42 \pm 0,21$	$604,5 \pm 0,7$	$0,73 \pm 0,04$	$15,2 \pm 0,8$
BT _B 960	$27,5 \pm 0,6$ (sem ataque)	34,14	597,8	0,746	15,22
	$45,5 \pm 1,7$ (com ataque)				
BT _B 970	44 ± 3 (sem ataque)	$36,2 \pm 0,4$	$600,6 \pm 1,5$	$0,754 \pm 0,016$	$16,4 \pm 0,4$
BSF de Boro (p^+)					
BT _B 960	$30,9 \pm 1,5$ (sem ataque)	$15,3 \pm 0,4$	$583,1 \pm 1,5$	$0,734 \pm 0,026$	$6,6 \pm 0,4$
BT _B 960	$27,5 \pm 0,6$ (sem ataque)	12,17	571,0	0,737	5,12
	$45,5 \pm 1,7$ (com ataque)				
BT _B 970	44 ± 3 (sem ataque)	$25,2 \pm 0,7$	$594,2 \pm 1,6$	$0,763 \pm 0,004$	$11,4 \pm 0,4$

Ao comparar a célula solar com ataque químico com o dispositivo com $R_{\square B}$ de $(44 \pm 3) \Omega/\square$ (sem ataque químico) e irradiância incidente na face com o BSF, verifica-se que a J_{sc} diminuiu em 50 %, especificamente, de $(25,2 \pm 0,7) \text{mA}/\text{cm}^2$ para $12,17 \text{mA}/\text{cm}^2$. Com isso, pode-se concluir que o ataque químico no BSF de boro influenciou de forma negativa os parâmetros elétricos das células solares tanto na face com emissor quanto na face com BSF.

4.1.2.3. Influência do Aumento da Temperatura do Processo de Crescimento de SiO₂ para Passivação

Os parâmetros elétricos das células solares com passivação com SiO₂ crescidos com temperatura de 860 °C durante 30 minutos são mostrados nas Tabelas 4.9, 4.10, 4.11 e 4.12. Nestas tabelas, os resultados são apresentados em função da R_{□B}, que variou de (30,9 ± 1,5) a (54,5 ± 2,8) Ω/□. A R_{□P} para cada processo está apresentada na Tabela 4.4.

Na Tabela 4.9 são mostrados os parâmetros elétricos das células solares com irradiância incidente no emissor de fósforo. A maior J_{SC}, de 35,8 mA/cm², foi obtida com R_{□B} = (39,7 ± 1,4) Ω/□, enquanto que a maior V_{OC} foi alcançada com R_{□B} (30,9 ± 1,5) Ω/□. O valor de V_{OC} foi de 605,6 mV. O valor mais alto no fator de forma foi com a R_{□B} (32,1 ± 1,2) Ω/□, atingindo 0,774.

Da mesma forma que os resultados da Tabela 4.5 (T_{OXI} = 800 °C), nota-se que a J_{SC} média apresentou uma tendência de aumento com o aumento da R_{□B}. Para a T_{OXI} de 860 °C, a maior J_{SC} média foi de (35,58 ± 0,22) mA/cm², menor que o valor de (36,2 ± 0,4) mA/cm² obtido com T_{OXI} de 800 °C. Da mesma forma, a V_{OC} também diminuiu e o maior valor médio foi de (605 ± 1) mV. O fator de forma médio foi de 0,741 a 0,774, sendo um pouco maior que os valores encontrados com T_{OXI} de 800 °C. Como consequência, a eficiência de (15,78 ± 0,17) % foi obtida no processo com R_{□B} = (39,7 ± 1,4) Ω/□ e foi menor que o valor alcançado com T_{OXI} de 800 °C, que foi de (16,4 ± 0,4) %.

Os parâmetros elétricos das células solares com irradiância incidente no BSF são apresentados na Tabela 4.10. Observa-se novamente que a densidade de corrente elétrica é o parâmetro que limita a eficiência. Comparando com os resultados apresentados na Tabela 4.6, nota-se que a densidade de corrente elétrica média aumentou de (26,4 ± 3,9) para (29,3 ± 3,7) mA/cm², ou seja, o aumento da espessura de SiO₂ na face do BSF com a oxidação a 860 °C aumentou a J_{SC}. A maior eficiência média, de (13,2 ± 1,4) % foi obtida com a R_{□B} (39,7 ± 1,4) Ω/□.

Tabela 4.9. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função da $R_{\square B}$ e processo de oxidação realizado com a T_{OXI} de 860 °C.

Proc.	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	Emissor de Fósforo (n^+)			
			J_{sc} (mA/cm^2)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
BT _B 960	$30,9 \pm 1,5$	P7C2 α	33,7	604,2	0,746	15,2
		P7C6 α	33,9	605,6	0,773	15,9
			$33,77 \pm 0,15$	$604,9 \pm 1,0$	$0,760 \pm 0,019$	$15,5 \pm 0,5$
BT _B 950	$32,1 \pm 1,2$	P7C7 α	33,4	603,4	0,774	15,6
		P7C8 α	33,9	605,0	0,774	15,9
			$33,6 \pm 0,3$	$604,21 \pm 1,13$	$0,774 \pm 0,000$	$15,73 \pm 0,18$
BT _B 980	$36,9 \pm 1,6$	P4C13 α	34,6	596,9	0,747	15,4
		P4C14 α	34,0	593,7	0,743	15,0
			$34,3 \pm 0,4$	$595,29 \pm 2,29$	$0,745 \pm 0,003$	$15,2 \pm 0,3$
BT _B 970	$39,7 \pm 1,4$	P3C15 α	35,8	597,3	0,733	15,7
		P3C16 α	35,3	599,7	0,753	16,0
		P3C17 α	35,7	597,2	0,742	15,8
		P3C18 α	35,5	595,1	0,738	15,6
			$35,58 \pm 0,22$	$597,32 \pm 1,86$	$0,741 \pm 0,009$	$15,78 \pm 0,17$
BT _B 950	50 ± 3	P9C3 α	34,8	588,4	0,748	15,3
		P9C7 α	35,1	596,1	0,763	16,0
			$34,93 \pm 0,20$	$592,2 \pm 5,5$	$0,756 \pm 0,011$	$15,6 \pm 0,5$
BT _B 970	$53,2 \pm 2,5$	P9C5 α	34,9	596,5	0,763	15,9
		P9C8 α	35,3	589,2	0,746	15,5
			$35,05 \pm 0,29$	$592,8 \pm 5,2$	$0,755 \pm 0,012$	$15,68 \pm 0,26$
BT _B 950	$54,5 \pm 2,8$	P4C3 α	34,3	587,19	0,751	15,14

Foi comprovado que ocorre alta recombinação dos portadores de carga minoritários na região altamente dopada pp^+ . De acordo com Green et al. (2017) é necessária uma excelente passivação nessa superfície para que os efeitos sejam minimizados, o que de fato se observa ao comparar os resultados da Tabela 4.6 com os da Tabela 4.10. Com o aumento da T_{OXI} , a eficiência no BSF de boro aumentou de 11,9 % para 13,9 %, devido ao crescimento da densidade de corrente. Os valores de J_{sc} maiores que 30 mA/cm^2 foram medidos em três células solares do mesmo processo com $R_{\square B}$ de $(39,7 \pm 1,4) \Omega/\square$. A espessura da camada de SiO_2 na face com BSF aumentou de 10 nm para 14 nm com o aumento da T_{OXI} de 800 °C para 860 °C (Zanenco et al. 2017).

Os valores da eficiência média ponderada das células solares processadas com a T_{OXI} de 860 °C em função da $R_{\square B}$, são mostradas na Tabela 4.11. Comparando a Tabela 4.11 com os resultados apresentados na Tabela 4.7 para T_{OXI} de 800 °C verifica-se que a η_w diminuiu de 16,0 % ($\eta_{emissor} = 16,9$ % e $\eta_{BSF} = 11,5$ %) para 15,5 % ($\eta_{emissor} = 15,8$ % e $\eta_{BSF} = 13,9$ %) com o aumento da T_{OXI} . Nos dois casos, a resistência de folha no BSF foi próxima, com $R_{\square B} = (44 \pm 3) \Omega/\square$ e $R_{\square B} = (39,7 \pm 1,4) \Omega/\square$, no processo com T_{OXI} de 800 °C e 860 °C, respectivamente.

Tabela 4.10. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função da $R_{\square B}$ e processo de oxidação realizado com a T_{OXI} de 860 °C.

Proc.	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	BSF de Boro (p^+)			
			J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
BT _B 960	30,9 ± 1,5	P7C2 α	14,2	581,8	0,755	6,2
		P7C6 α	14,8	584,4	0,763	6,6
			14,5 ± 0,4	583,12 ± 1,82	0,759 ± 0,006	6,41 ± 0,25
BT _B 950	32,1 ± 1,2	P7C7 α	14,5	582,8	0,772	6,5
		P7C8 α	14,8	584,1	0,769	6,7
			14,67 ± 0,22	583,5 ± 0,9	0,771 ± 0,002	6,60 ± 0,09
BT _B 980	36,9 ± 1,6	P4C13 α	22,8	589,7	0,768	10,3
		P4C14 α	20,9	584,0	0,759	9,3
			21,85 ± 1,29	587 ± 4	0,764 ± 0,006	9,80 ± 0,7
BT _B 970	39,7 ± 1,4	P3C15 α	30,7	596,8	0,755	13,9
		P3C16 α	24,7	592,9	0,759	11,1
		P3C17 α	30,9	596,5	0,755	13,9
		P3C18 α	31,0	595,2	0,756	13,9
			29,3 ± 3,1	595,4 ± 1,8	0,756 ± 0,002	13,2 ± 1,4
BT _B 950	50 ± 3	P9C3 α	22,3	578,8	0,749	9,7
		P9C7 α	24,9	589,1	0,767	11,3
			23,58 ± 1,87	584 ± 7	0,758 ± 0,013	10,45 ± 1,13
BT _B 970	53,2 ± 2,5	P9C5 α	25,3	590,4	0,765	11,4
		P9C8 α	30,5	590,9	0,759	13,7
			27,9 ± 3,7	590,7 ± 0,4	0,762 ± 0,004	12,54 ± 1,6
BT _B 950	54,5 ± 2,8	P4C3 α	19,7	575,0	0,752	8,5

Tabela 4.11. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais em função da $R_{\square B}$ e processo de oxidação realizado com a T_{OXI} de 860 °C.

T_B (°C)	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	$\eta_{emissor}$ (%)	η_{BSF} (%)	η_w (%)
BT _B 960	30,9 ± 1,5	P7C2 α	15,2	6,2	13,7
		P7C6 α	15,9	6,6	14,3
			15,5 ± 0,5	6,41 ± 0,25	14,00 ± 0,5
BT _B 950	32,1 ± 1,2	P7C7 α	15,6	6,5	14,1
		P7C8 α	15,9	6,7	14,3
			15,73 ± 0,18	6,60 ± 0,09	14,21 ± 0,16
BT _B 980	36,9 ± 1,6	P4C13 α	15,4	10,3	14,6
		P4C14 α	15,0	9,28	14,04
			15,2 ± 0,3	9,8 ± 0,7	14,3 ± 0,4
BT _B 970	39,7 ± 1,4	P3C15 α	15,7	13,9	15,4
		P3C16 α	16,0	11,1	15,1
		P3C17 α	15,8	13,9	15,5
		P3C18 α	15,6	13,9	15,3
			15,75 ± 0,16	13,89 ± 0,05	15,38 ± 0,10
BT _B 950	50 ± 3	P9C3 α	15,3	9,7	14,4
		P9C7 α	16,0	11,3	15,2
			15,6 ± 0,5	10,45 ± 1,13	14,8 ± 0,6
BT _B 970	53,2 ± 2,5	P9C5 α	15,9	11,4	15,1
		P9C8 α	15,5	13,7	15,2
			15,68 ± 0,26	12,54 ± 1,6	15,16 ± 0,05
BT _B 950	54,5 ± 2,8	P4C3 α	15,1	8,5	15,0

O ataque químico superficial no BSF de boro para aumentar a resistência de folha foi realizado e os parâmetros elétricos das células solares são apresentados na Tabela 4.12. São comparados os resultados de duas células solares. Na célula solar A, a $R_{\square B}$ de $(27,5 \pm 0,6)$ foi aumentada para $(45,5 \pm 1,7) \Omega/\square$ e, na célula solar B, a $R_{\square B}$ de $(33,0 \pm 0,6)$ foi aumentada para $(58 \pm 5) \Omega/\square$.

Tabela 4.12. Parâmetros elétricos das células solares que foram submetidas ao ataque químico superficial no BSF de boro com T_{OXI} de 860 °C. Também se compara o valor da resistência de folha do campo retrodifusor ($R_{\square B}$) sem ataque químico e após o ataque químico.

Células	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	J_{sc} (mA/cm^2)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
Emissor de Fósforo (n^+)					
BT _B 960	$30,9 \pm 1,5$ (sem ataque)	$33,8 \pm 0,2$	$605,0 \pm 1,0$	$0,760 \pm 0,019$	$15,5 \pm 0,5$
BT _B 960A	$27,5 \pm 0,6$ (sem ataque)	$33,5 \pm 0,3$	$598,0 \pm 3,0$	$0,752 \pm 0,007$	$15,0 \pm 0,4$
	$45,5 \pm 1,7$ (com ataque)				
BT _B 970	$39,7 \pm 1,4$ (sem ataque)	$35,6 \pm 0,2$	$596,3 \pm 1,2$	$0,737 \pm 0,005$	$15,8 \pm 0,2$
BT _B 950B	$33,0 \pm 0,6$ (sem ataque)	29,5	597,1	0,670	11,8
	58 ± 5 (com ataque)				
BT _B 950	$54,5 \pm 2,8$ (sem ataque)	34,3	587,2	0,751	15,1
BSF de Boro (p^+)					
BT _B 960	$30,9 \pm 1,5$ (sem ataque)	$14,5 \pm 0,4$	$583,1 \pm 1,8$	$0,759 \pm 0,006$	$6,41 \pm 0,3$
BT _B 960A	$27,5 \pm 0,6$ (sem ataque)	$11,0 \pm 1,0$	$567,9 \pm 5,9$	$0,737 \pm 0,016$	$4,7 \pm 0,5$
	$45,5 \pm 1,7$ (com ataque)				
BT _B 970	$39,7 \pm 1,4$ (sem ataque)	$29,3 \pm 3,1$	$595,4 \pm 1,8$	$0,756 \pm 0,002$	$13,2 \pm 1,4$
BT _B 950B	$33,0 \pm 0,6$ (sem ataque)	7,10	562,12	0,745	3,0
	58 ± 5 (com ataque)				
BT _B 950	$54,5 \pm 2,8$ (sem ataque)	19,7	575,0	0,752	8,5

Analisando somente os parâmetros medidos com irradiância incidente no emissor, ao comparar a célula A com um dispositivo sem ataque químico e com $R_{\square B}$ de $(30,9 \pm 1,5) \Omega/\square$ verifica-se que com o ataque químico os parâmetros elétricos

diminuíram. No entanto, ao comparar esta célula solar, com uma sem ataque químico e com $R_{\square B}$ de $(39,7 \pm 1,4) \Omega/\square$, o dispositivo com ataque químico apresentou um pequeno aumento na V_{OC} , de $(596,3 \pm 12) \text{ mV}$, para $(598,0 \pm 3,0) \text{ mV}$, contudo a eficiência média foi menor devido a menor J_{SC} .

Ao comparar a célula solar B com um dispositivo sem ataque químico e com $R_{\square B}$ de $(54,5 \pm 2,8) \Omega/\square$, confirma-se este resultado, ou seja, ocorre somente um pequeno aumento na V_{OC} . Neste caso, a maior $R_{\square B}$ reduz o fator de forma, provavelmente pelo aumento da resistência de contato.

Os parâmetros elétricos das células solares com irradiância no BSF de boro, apresentados na Tabela 4.12, na célula solar A, com $R_{\square B}$ inicial de $(27,5 \pm 0,6) \Omega/\square$ e $R_{\square B}$ final de $(45,5 \pm 1,7) \Omega/\square$, não apresentam nenhuma melhora, quando comparados com os resultados das células solares sem ataque químico e com $R_{\square B}$ de $(30,9 \pm 1,5) \Omega/\square$ e $R_{\square B}$ de $(39,7 \pm 1,4) \Omega/\square$. Ao comparar a célula solar A com aquela com $R_{\square B}$ de $(39,7 \pm 1,4) \Omega/\square$, observa-se que mesmo aumentando a $R_{\square B}$, a J_{SC} e a η média diminuíram mais de 50 %.

Da mesma forma, ao comparar a célula solar B, com $R_{\square B}$ inicial de $(33,0 \pm 0,6) \Omega/\square$ e $R_{\square B}$ final de $(58 \pm 5) \Omega/\square$, com aquela sem ataque químico e com $R_{\square B}$ de $(30,9 \pm 1,5) \Omega/\square$, observa-se que houve uma diminuição de mais de 50 % nos valores da J_{SC} e da η . Comparando esta célula solar com um dispositivo com $R_{\square B}$ de $(54,5 \pm 2,8) \Omega/\square$, confirma-se que o ataque químico superficial no BSF de boro não foi benéfico.

De acordo com todas as análises realizadas a partir do ataque químico superficial no BSF de boro, pode-se concluir que ele não foi capaz de aumentar os valores dos parâmetros elétricos, além de adicionar mais algumas etapas no processo de fabricação das células solares, inclusive utilizando mais reagentes para sua execução e limpeza após ataque químico.

4.1.3. Otimização Experimental do Emissor

Com base na maior eficiência alcançada com a T_B de 970 C (veja Tabela 4.5), selecionou-se esta temperatura e os parâmetros de processo apresentados na Tabela

4.1 para analisar a influência da temperatura de difusão de fósforo nos parâmetros elétricos das células solares. A temperatura de difusão de fósforo foi variada de 835 °C a 855 °C, resultando na redução da $R_{\square P}$ de (69 ± 6) a $(49 \pm 4) \Omega/\square$. Na Tabela 4.13 são apresentados os parâmetros elétricos das células solares com irradiância incidente no emissor de fósforo. A maior eficiência média, de $(16,4 \pm 0,4) \%$, foi obtida com células solares com $R_{\square P}$ de $(62,3 \pm 2,4) \Omega/\square$, devido ao maior valor de J_{sc} e V_{oc} . Nota-se uma tendência da redução do fator de forma com o aumento da $R_{\square P}$, provavelmente provocado pelo aumento da resistência de contato entre a malha metálica e o emissor.

Tabela 4.13. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função da $R_{\square P}$ com T_{OXI} de 800 °C.

Proc.	$R_{\square P}(\Omega/\square)$	Célula	Emissor de Fósforo (n^+)			
			J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
BTp855	49 ± 4	P5C7 α	34,9	598,4	0,762	15,9
		P5C8 α	34,7	593,9	0,753	15,5
		P5C9 α	35,0	599,4	0,765	16,0
			$34,86 \pm 0,13$	$597,2 \pm 2,9$	$0,760 \pm 0,006$	$15,82 \pm 0,27$
BTp845	$62,3 \pm 2,4$	P1C10 α	35,9	602,1	0,748	16,2
		P1C11 α	35,9	601,5	0,751	16,2
		P1C12 α	36,4	599,8	0,776	16,9
		P1C15 α	36,8	598,9	0,740	16,3
			$36,2 \pm 0,4$	$600,6 \pm 1,5$	$0,754 \pm 0,016$	$16,4 \pm 0,4$
BTp835	69 ± 16	P5C1 α	35,4	593,3	0,730	15,3
		P5C2 α	35,0	590,5	0,748	15,5
		P5C3 α	35,3	591,7	0,744	15,6
			$35,25 \pm 0,21$	$591,8 \pm 1,4$	$0,741 \pm 0,009$	$15,45 \pm 0,11$

Na Tabela 4.14 mostram-se os resultados das células solares com irradiância no BSF de boro. Verifica-se que todos os parâmetros elétricos tendem a diminuir com o aumento da $R_{\square P}$. Consequentemente, a maior η foi obtida com a $R_{\square P}$ de $(49 \pm 4) \Omega/\square$, e foi de $(12,0 \pm 1,2) \%$. Nestes dispositivos foi possível confirmar que mesmo variando a temperatura para formar o emissor, a elevada recombinação dos portadores de carga minoritários na região altamente dopada pp^+ permanece e limita a J_{sc} . A maior J_{sc} foi de 29,5 mA/cm², enquanto que na face do emissor foi de 36,8 mA/cm².

Comparando os valores das eficiências médias ponderadas, da Tabela 4.15, verifica-se que a maior η_w obtida foi de $(15,6 \pm 0,3) \%$, e foi medida em células solares com a $R_{\square P}$ de $(62,3 \pm 2,4) \Omega/\square$. Apesar da maior eficiência com irradiância na face dopada com boro de $\eta_{BSF} = 13,4 \%$, obtida com a $R_{\square P}$ de $(49 \pm 4) \Omega/\square$, a η_w foi de 15,2%.

Tabela 4.14. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função da $R_{\square P}$ com T_{OXI} de 800 °C.

Proc.	$R_{\square P}(\Omega/\square)$	Célula	BSF de Boro (p ⁺)			
			J _{sc} (mA/cm ²)	V _{oc} (mV)	FF	η (%)
BT _P 855	49 ± 4	P5C7α	24,6	592,0	0,772	11,2
		P5C8α	29,5	592,1	0,768	13,4
		P5C9α	24,8	592,9	0,774	11,4
			26,31 ± 2,77	592,3 ± 0,5	0,771 ± 0,003	12,02 ± 1,21
BT _P 845	62,3 ± 2,4	P1C10α	24,5	592,0	0,757	11,0
		P1C11α	25,1	594,4	0,761	11,3
		P1C12α	25,2	594,6	0,767	11,5
		P1C15α	26,1	595,7	0,765	11,9
			25,2 ± 0,7	594,2 ± 1,56	0,763 ± 0,004	11,4 ± 0,4
BT _P 835	69 ± 16	P5C1α	22,9	584,9	0,736	9,9
		P5C2α	23,4	583,3	0,754	10,3
		P5C3α	23,7	585,1	0,761	10,5
			23,3 ± 0,4	584,4 ± 1,0	0,750 ± 0,013	10,2 ± 0,4

Tabela 4.15. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais em função da $R_{\square P}$ com T_{OXI} de 800 °C.

Proc.	$R_{\square P}(\Omega/\square)$	Célula	η _{emissor} (%)	η _{BSF} (%)	η _w (%)
BT _P 855	49 ± 4	P5C7α	15,9	11,2	15,1
		P5C8α	15,5	13,4	15,2
		P5C9α	16,0	11,4	15,3
			15,82 ± 0,27	12,02 ± 1,21	15,19 ± 0,06
BT _P 845	62,3 ± 2,4	P1C10α	16,2	11,0	15,3
		P1C11α	16,2	11,3	15,4
		P1C12α	16,9	11,5	16,0
		P1C15α	16,3	11,9	15,6
			16,4 ± 0,4	11,4 ± 0,4	15,6 ± 0,3
BT _P 835	69 ± 16	P5C1α	15,3	9,9	14,4
		P5C2α	15,5	10,3	14,6
		P5C3α	15,6	10,5	14,7
			15,45 ± 0,11	10,2 ± 0,4	14,58 ± 0,15

Nas Tabelas 4.16, 4.17 e 4.18 mostram-se os parâmetros elétricos das células solares processadas com T_{OXI} de 860 °C, para analisar a influência do aumento da temperatura do processo de crescimento do SiO₂. Os parâmetros de processo foram mantidos (Tabela 4.1).

As características elétricas com irradiância no emissor de fósforo são apresentadas na Tabela 4.16. Da mesma forma que os resultados apresentados na Tabela 4.13, para T_{OXI} de 860 °C, os maiores valores de J_{sc}, V_{oc} e η foram obtidos com $R_{\square P}$ de (62,3 ± 2,4) Ω/□. No entanto, ao comparar os resultados apresentados nas Tabelas 4.13 e 4.16, observa-se que a maior T_{OXI} fez com que ocorresse uma diminuição na J_{sc}, na V_{oc} e consequentemente na eficiência. A maior η obtida com a T_{OXI} de 800 °C foi de 16,9 % enquanto que para a maior T_{OXI} (860 °C) a η foi de 16,0 %.

Tabela 4.16. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função da $R_{\square P}$ com T_{OXI} de 860 °C.

Proc.	$R_{\square P}(\Omega/\square)$	Célula	Emissor de Fósforo (n^+)			
			J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
BT _P 855	49 ± 4	P5C10 α	33,9	594,9	0,770	15,5
		P5C11 α	33,0	595,0	0,774	15,2
		P5C12 α	34,4	598,7	0,765	15,8
			33,8 ± 0,7	596,20 ± 2,16	0,770 ± 0,005	15,50 ± 0,27
BT _P 845	62,3 ± 2,4	P3C15 α	35,8	597,3	0,733	15,7
		P3C16 α	35,3	599,7	0,753	16,0
		P3C17 α	35,7	597,2	0,742	15,8
		P3C18 α	35,5	595,1	0,738	15,6
			35,56 ± 0,21	597,32 ± 1,86	0,742 ± 0,009	15,75 ± 0,16
BT _P 835	69 ± 16	P5C4 α	34,5	588,0	0,762	15,5
		P5C5 α	33,7	586,1	0,763	15,1
		P5C6 α	34,6	587,6	0,762	15,5
			34,3 ± 0,5	587,24 ± 1,04	0,762 ± 0,001	15,34 ± 0,24

Comparando os parâmetros elétricos com irradiância incidente no BSF de boro mostrados na Tabela 4.17 com os resultados apresentados na Tabela 4.14, observa-se que para as células solares com $R_{\square P} = (62,3 \pm 2,4) \Omega/\square$, o aumento da temperatura para o crescimento de SiO₂ (aumento da espessura da camada de SiO₂) aumentou a eficiência média no BSF de boro. Neste caso, os maiores valores de J_{sc} , V_{oc} e η foram obtidos com a maior T_{OXI} . Conforme mostra a Tabela 4.17, a maior eficiência média foi de $(13,20 \pm 0,15) \%$, obtida para a $R_{\square P} = (62,3 \pm 2,4) \Omega/\square$, enquanto que o valor de $(12,0 \pm 1,2) \%$ foi obtido com a menor T_{OXI} . O aumento da temperatura do processo de crescimento de SiO₂, que resulta em uma camada do dielétrico de maior espessura, melhora a passivação do BSF de boro.

Tabela 4.17. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função da $R_{\square P}$ com T_{OXI} de 860 °C.

Proc.	$R_{\square P}(\Omega/\square)$	Célula	BSF de Boro (p^+)			
			J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
BT _P 855	49 ± 4	P5C10 α	23,5	589,9	0,783	10,9
		P5C11 α	24,8	591,3	0,781	11,5
		P5C12 α	25,0	595,0	0,779	11,6
			24,5 ± 0,8	592,06 ± 2,63	0,781 ± 0,002	11,3 ± 0,4
BT _P 845	62,3 ± 2,4	P3C15 α	30,7	596,8	0,755	13,9
		P3C16 α	24,7	592,9	0,759	11,1
		P3C17 α	30,9	596,5	0,755	13,9
		P3C18 α	31,0	595,2	0,756	13,9
			29,3 ± 3,1	595,38 ± 1,78	0,756 ± 0,002	13,20 ± 0,15
BT _P 835	69 ± 16	P5C4 α	21,5	580,9	0,764	9,5
		P5C5 α	22,1	579,6	0,758	9,7
		P5C6 α	21,3	580,5	0,770	9,5
			21,6 ± 0,4	580,3 ± 0,7	0,764 ± 0,006	9,59 ± 0,10

A eficiência média ponderada está apresentada na Tabela 4.18. A maior η_w de $(15,32 \pm 0,15) \%$ foi obtida com a $R_{\square P}$ de $(62,3 \pm 2,4) \Omega/\square$, devido à maior η_{BSF} de 13,9 %. Esta foi a maior eficiência com irradiância no BSF. No entanto, comparando a Tabela 4.18 com a Tabela 4.15, conclui-se que a η_w para $T_{OXI} = 860 \text{ }^\circ\text{C}$ foi um pouco menor que a obtida com $T_{OXI} = 800 \text{ }^\circ\text{C}$, de $(15,6 \pm 0,3) \%$.

Tabela 4.18. Eficiência média ponderada das células solares em função da $R_{\square P}$ com T_{OXI} de $860 \text{ }^\circ\text{C}$.

Proc.	$R_{\square P}(\Omega/\square)$	Célula	$\eta_{emissor} (\%)$	$\eta_{BSF} (\%)$	$\eta_w (\%)$
BTp855	49 ± 4	P5C10 α	15,5	10,9	14,7
		P5C11 α	15,2	11,5	14,6
		P5C12 α	15,8	11,6	15,1
			$15,50 \pm 0,27$	$11,1 \pm 0,4$	$14,80 \pm 0,24$
BTp845	$62,3 \pm 2,4$	P3C15 α	15,7	13,9	15,4
		P3C16 α	16,0	11,1	15,1
		P3C17 α	15,8	13,9	15,5
		P3C18 α	15,6	13,9	15,3
			$15,75 \pm 0,16$	$13,20 \pm 0,15$	$15,32 \pm 0,15$
BTp835	69 ± 16	P5C4 α	15,5	9,5	14,5
		P5C5 α	15,1	9,7	14,2
		P5C6 α	15,5	9,5	14,5
			$15,34 \pm 0,24$	$9,59 \pm 0,10$	$14,38 \pm 0,18$

4.1.4. Avaliação da Passivação com SiO_2

Desenvolveram-se células solares com os parâmetros fixados na Tabela 4.1 e com T_B de $970 \text{ }^\circ\text{C}$, para avaliar a passivação com o crescimento de SiO_2 . Para isso, variou-se a temperatura de oxidação de $780 \text{ }^\circ\text{C}$ a $840 \text{ }^\circ\text{C}$ com o tempo de oxidação de 45 minutos. Na Tabela 4.19 mostram-se os parâmetros elétricos com irradiância no emissor de fósforo em função temperatura de oxidação para passivação, para diferentes valores da resistência de folha do BSF de boro. A $R_{\square B}$ variou de (30 ± 3) a $(44 \pm 3) \Omega/\square$ para as diferentes temperaturas de oxidação. Observa-se que os maiores valores de J_{sc} , FF e η foram obtidos com T_{OXI} de $800 \text{ }^\circ\text{C}$ e $R_{\square B}$ de $(44 \pm 3) \Omega/\square$. Neste caso, a eficiência média foi de $(16,4 \pm 0,4) \%$. Também se observa a tendência de aumento da V_{oc} com o aumento da T_{OXI} , devido ao aumento da camada de passivação com SiO_2 na face dopada com boro.

Os resultados da medição das células solares com irradiância no BSF de boro estão mostrados na Tabela 4.20. A variação da temperatura foi realizada para variar a espessura da camada de SiO_2 no BSF de boro na tentativa de obter uma melhor passivação e diminuir a recombinação na superfície pp⁺. Portanto, conforme

esperado, há uma tendência de aumento da V_{oc} com o aumento da T_{OXI} , considerando a $R_{\square B}$ de $(39,1 \pm 1,9) \Omega/\square$. Porém, não se pode afirmar que ocorreu uma melhora nos valores de J_{sc} com o aumento da temperatura de oxidação, embora que a maior J_{sc} de $31,0 \text{ mA/cm}^2$ foi obtida com $T_{OXI} = 840 \text{ }^\circ\text{C}$.

Tabela 4.19. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função da variação da temperatura de oxidação para o tempo de 45 minutos.

Toxi ($^\circ\text{C}$)	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	Emissor de Fósforo (n°)			
			J_{sc} (mA/cm^2)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
BT _o 780	30 ± 3	P11C4 α	35,7	599,6	0,712	15,2
		P11C10 α	34,8	602,9	0,733	15,4
			$35,2 \pm 0,7$	$601,27 \pm 2,36$	$0,723 \pm 0,015$	$15,30 \pm 0,09$
	$39,1 \pm 1,9$	P12C4 α	36,2	600,0	0,736	16,0
		P12C7 α	35,8	602,4	0,751	16,2
		P12C10 α	35,6	600,9	0,748	16,0
		$35,9 \pm 0,3$	$601,10 \pm 1,21$	$0,745 \pm 0,008$	$16,07 \pm 0,12$	
BT _o 800	$39,1 \pm 1,9$	P12C5 α	35,7	602,4	0,753	16,2
		P12C8 α	35,4	604,7	0,749	16,0
		P12C11 α	35,9	604,4	0,753	16,3
			$35,63 \pm 0,25$	$603,70 \pm 1,20$	$0,752 \pm 0,002$	$16,17 \pm 0,15$
	44 ± 3	P1C10 α	35,9	602,1	0,748	16,2
		P1C11 α	35,9	601,5	0,751	16,2
		P1C12 α	36,4	599,8	0,776	16,9
P1C15 α		36,8	598,9	0,740	16,3	
		$36,2 \pm 0,4$	$600,58 \pm 1,47$	$0,754 \pm 0,016$	$16,4 \pm 0,4$	
BT _o 820	30 ± 3	P11C5 α	34,4	609,7	0,745	15,6
		P11C11 α	34,7	610,1	0,751	15,9
			$34,53 \pm 0,20$	$609,88 \pm 0,24$	$0,748 \pm 0,004$	$15,75 \pm 0,19$
	$39,1 \pm 1,9$	P12C3 α	35,3	603,5	0,741	15,8
		P12C6 α	35,5	604,0	0,756	16,2
		P12C9 α	35,6	606,7	0,737	15,9
P12C12 α		34,8	605,7	0,759	16,0	
		$35,3 \pm 0,3$	$604,97 \pm 1,48$	$0,748 \pm 0,011$	$15,98 \pm 0,17$	
BT _o 840	30 ± 3	P11C6 α	34,5	603,7	0,690	14,4
		P11C12 α	34,5	610,8	0,762	16,1
		$34,52 \pm 0,01$	$607,3 \pm 5,0$	$0,726 \pm 0,051$	$15,22 \pm 1,20$	

As eficiências médias ponderadas para as diferentes T_{OXI} são mostradas na Tabela 4.21. Observa-se que a maior $\eta_{emissor}$ foi de 16,9 % com $R_{\square B}$ de $(44 \pm 3) \Omega/\square$ e $T_{OXI} = 800 \text{ }^\circ\text{C}$. A maior η_{BSF} foi de 12,7 % e ocorreu em outras condições de processamento, com $R_{\square B}$ de $(30 \pm 3) \Omega/\square$ e $T_{OXI} = 840 \text{ }^\circ\text{C}$. No entanto, a maior η_w de 16,0 % ($\eta_{emissor} = 16,9 \%$; $\eta_{BSF} = 11,5 \%$) foi alcançada com T_{OXI} de $800 \text{ }^\circ\text{C}$ no processo com $R_{\square B}$ de $(44 \pm 3) \Omega/\square$. Neste caso, a espessura da camada de SiO_2 no emissor foi de 53 nm e no campo retrodifusor de boro de 10 nm (Zanesco et al. 2017).

Tabela 4.20. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função da variação da temperatura de oxidação para o tempo de 45 minutos.

Proc.	$R_{\square B} (\Omega/\square)$	Célula	BSF de Boro (p^+)			
			J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
BT ₇₈₀	30 ± 3	P11C4 α	24,9	589,3	0,667	9,8
		P11C10 α	16,2	580,9	0,721	6,8
			20,6 ± 6,2	585,1 ± 5,94	0,694 ± 0,038	8,28 ± 2,12
	39,1 ± 1,9	P12C4 α	24,9	592,2	0,752	11,1
		P12C7 α	25,6	594,0	0,721	11,0
		P12C10 α	25,0	592,7	0,704	10,4
		25,2 ± 0,4	593,0 ± 0,9	0,726 ± 0,024	10,8 ± 0,4	
BT ₈₀₀	39,1 ± 1,9	P12C5 α	25,1	594,7	0,764	11,4
		P12C8 α	26,3	596,8	0,708	11,1
		P12C11 α	25,8	597,1	0,734	11,3
			25,8 ± 0,5	596,18 ± 1,33	0,735 ± 0,028	11,28 ± 0,18
	44 ± 3	P1C10 α	24,5	592,0	0,757	11,0
		P1C11 α	25,1	594,4	0,761	11,3
P1C12 α		25,2	594,6	0,767	11,5	
P1C15 α		26,1	595,7	0,765	11,9	
		25,2 ± 0,7	594,2 ± 1,56	0,763 ± 0,004	11,4 ± 0,4	
BT ₈₂₀	30 ± 3	P11C5 α	18,0	590,9	0,733	7,8
		P11C11 α	18,3	592,1	0,752	8,1
			18,13 ± 0,19	591,5 ± 0,9	0,743 ± 0,013	7,96 ± 0,24
	39,1 ± 1,9	P12C3 α	26,3	597,1	0,753	11,8
		P12C6 α	25,7	597,5	0,773	11,9
		P12C9 α	26,8	600,2	0,706	11,3
P12C12 α		25,8	598,3	0,733	11,3	
		26,1 ± 0,5	598,24 ± 1,39	0,741 ± 0,029	11,59 ± 0,32	
BT ₈₄₀	30 ± 3	P11C6 α	31,0	602,2	0,681	12,7
		P11C12 α	18,6	593,5	0,754	8,3
		24,8 ± 8,8	597,9 ± 6,2	0,718 ± 0,052	10,5 ± 3,1	

Tabela 4.21. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais em função da variação da temperatura de oxidação para o tempo de 45 minutos.

Proc.	$R_{\square B} (\Omega/\square)$	Célula	$\eta_{emissor}$ (%)	η_{BSF} (%)	η_w (%)
BT ₇₈₀	30 ± 3	P11C4 α	15,2	9,8	14,3
		P11C10 α	15,4	6,8	13,9
			15,30 ± 0,09	8,28 ± 2,15	14,13 ± 0,28
	39,1 ± 1,9	P12C4 α	16,0	11,1	15,2
		P12C7 α	16,2	11,0	15,3
		P12C10 α	16,0	10,4	15,1
		16,07 ± 0,12	10,8 ± 0,4	15,2 ± 0,1	
BT ₈₀₀	39,1 ± 1,9	P12C5 α	16,2	11,4	15,4
		P12C8 α	16,0	11,1	15,2
		P12C11 α	16,3	11,3	15,5
			16,17 ± 0,15	11,28 ± 0,18	15,36 ± 0,14
	44 ± 3	P1C10 α	16,2	11,0	15,3
		P1C11 α	16,2	11,3	15,4
P1C12 α		16,9	11,5	16,0	
P1C15 α		16,3	11,9	15,6	
		16,4 ± 0,4	11,4 ± 0,4	15,6 ± 0,3	
BT ₈₂₀	30 ± 3	P11C5 α	15,6	7,8	14,3
		P11C11 α	15,9	8,1	14,6
			15,75 ± 0,19	7,96 ± 0,24	14,45 ± 0,19
	39,1 ± 1,9	P12C3 α	15,8	11,8	15,1
		P12C6 α	16,2	11,9	15,5
		P12C9 α	15,9	11,3	15,2
P12C12 α		16,0	11,3	15,2	
		15,98 ± 0,17	11,59 ± 0,32	15,25 ± 0,16	
BT ₈₄₀	30 ± 3	P11C6 α	14,4	12,7	14,1
		P11C12 α	16,1	8,3	14,8
		15,22 ± 1,20	11,5 ± 3,1	14,44 ± 0,5	

Na Figura 4.3 compara-se a eficiência quântica interna das células solares bifaciais medida no BSF de boro e no emissor de fósforo para dispositivos processados com diferentes T_{OXI} de 780 °C a 840 °C. Observa-se que há uma grande diferença entre as curvas correspondentes ao emissor e ao BSF.

No emissor, como observa-se na Figura 4.3 (a), a EQI é maior nos comprimentos de onda entre 300 a 500 nm, mostrando a efetividade da passivação (reduzindo a recombinação dos portadores de carga minoritários na superfície) e a baixa recombinação na região do emissor. Para comprimentos de onda maiores que 800 nm observa-se uma redução da EQI e consequentemente na passivação. A EQI com irradiância no BSF, como indica a Figura 4.3 (b) é menor devido ao baixo valor do tempo de vida dos portadores de carga minoritários na base do dispositivo, característico de lâminas de silício grau solar.

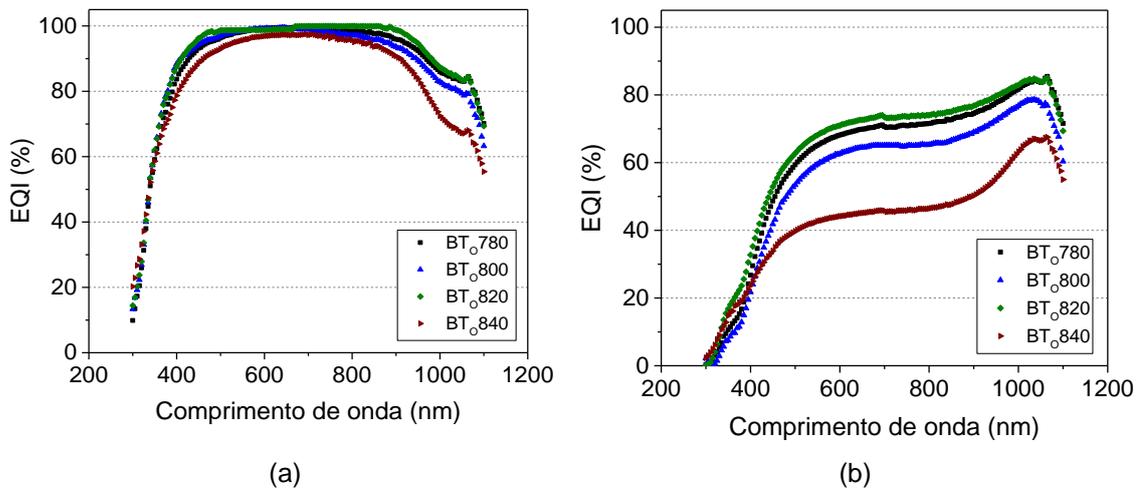


Figura 4.3. Eficiência quântica interna das células solares bifaciais processadas com diferentes temperaturas de oxidação para passivação e com tempo de 45 minutos (a) no emissor e em (b) no BSF.

Para dar continuidade à avaliação da influência da temperatura no crescimento do SiO_2 nas células solares bifaciais, variou-se a T_{OXI} de 800 °C a 920 °C para o tempo de oxidação de 30 minutos (Zanesco et al. 2017). Mantiveram-se os parâmetros de processo apresentados na Tabela 4.1. Os resultados obtidos com T_B de 950 °C são mostrados nas Tabelas 4.22, 4.23 e 4.24.

Os parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância incidente no emissor de fósforo com diferentes T_{OXI} em função da $R_{\square B}$ são apresentados na Tabela 4.22. Para a $R_{\square B}$ de $(42,0 \pm 1,4) \Omega/\square$ obtiveram-se os maiores valores de J_{sc} e η com a T_{OXI} de 800 °C e observa-se uma tendência da redução deste parâmetro com o aumento da T_{OXI} . Comparando a Tabela 4.22 com a Tabela 4.19, para a $T_{OXI} = 800$ °C, verifica-se que a redução do tempo de oxidação reduziu a eficiência, devido principalmente à redução na J_{sc} .

Tabela 4.22. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função da variação da temperatura de oxidação para o tempo de 30 minutos.

Proc.	$R_{\square B} (\Omega/\square)$	Célula	Emissor de Fósforo (n ⁺)				
			J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)	
BT ₈₀₀	$42,0 \pm 1,4$	P10C1 α	35,0	598,5	0,740	15,5	
		P10C5 α	34,4	600,7	0,767	15,9	
		$34,7 \pm 0,4$	$599,57 \pm 1,53$	$0,754 \pm 0,019$	$15,68 \pm 0,24$		
BT ₈₃₀		P10C2 α	31,1	599,0	0,760	14,1	
		P10C6 α	34,9	602,7	0,772	16,3	
			$33,01 \pm 2,75$	$600,85 \pm 2,65$	$0,766 \pm 0,008$	$15,20 \pm 1,50$	
BT ₈₉₀		P10C7 α	32,9	596,7	0,753	14,8	
BT ₉₂₀		P10C8 α	31,6	589,5	0,755	14,1	
BT ₈₆₀		50 ± 3	P9C3 α	34,8	588,4	0,748	15,3
			P9C7 α	35,1	596,1	0,763	16,0
		$34,93 \pm 0,20$	$592,3 \pm 5,4$	$0,756 \pm 0,011$	$15,6 \pm 0,5$		
BT ₈₆₀	$54,5 \pm 2,8$	P4C3 α	34,3	587,19	0,751	15,1	

Os parâmetros elétricos obtidos com irradiância no BSF de boro são apresentados na Tabela 4.23. Em dispositivos com $R_{\square B}$ de $(42,0 \pm 1,4) \Omega/\square$, observa-se que a maior eficiência ocorreu com a T_{OXI} de 830 °C. Ao comparar os resultados obtidos com os apresentados na Tabela 4.20 para T_{OXI} de 800 °C, verifica-se que com o menor tempo, os valores médios da J_{sc} e V_{oc} apresentaram uma pequena redução, impactando na eficiência. Porém, nas duas situações a eficiência é baixa nesta face.

Da Tabela 4.24 pode-se ver que a maior η_w foi de aproximadamente 15 % obtida com a T_{OXI} de 860 °C. Comparando este resultado com o obtido com o processo com tempo de 45 minutos (Tabela 4.21), observa-se que a maior η_w foi de 15,5 % e foi obtida com T_{OXI} de 800 °C. Na face com o BSF, para os processos com T_{OXI} de 800 °C, com o tempo de 45 minutos a espessura do SiO_2 é de aproximadamente 10 nm, enquanto para a T_{OXI} de 860 °C com tempo de 30 minutos é um pouco maior, de aproximadamente 14 nm (Zanesco et al. 2017).

Tabela 4.23. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função da variação da temperatura de oxidação para o tempo de 30 minutos.

Proc.	$R_{\square B} (\Omega/\square)$	Célula	BSF de Boro (p ⁺)			
			J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
BT _o 800	42,0 ± 1,4	P10C1α	23,8	589,2	0,762	10,7
		P10C5α	24,7	591,1	0,772	11,3
		24,3 ± 0,6	590,19 ± 1,35	0,767 ± 0,007	11,0 ± 0,4	
BT _o 830		P10C2α	23,0	592,8	0,778	10,6
		P10C6α	25,6	593,9	0,776	11,8
		24,31 ± 1,81	593,3 ± 0,8	0,777 ± 0,001	11,2 ± 0,8	
BT _o 890		P10C7α	24,2	590,0	0,756	10,8
BT _o 920		P10C8α	20,1	581,6	0,776	9,1
BT _o 860	50 ± 3	P9C3α	22,3	578,8	0,749	9,7
		P9C7α	24,9	589,1	0,767	11,3
	23,58 ± 1,87	584,0 ± 7,3	0,758 ± 0,013	10,45 ± 1,13		
BT _o 860	54,5 ± 2,8	P4C3α	19,7	575,0	0,752	8,5

Tabela 4.24. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais em função da variação da temperatura de oxidação para o tempo de 30 minutos.

Proc.	$R_{\square B} (\Omega/\square)$	Célula	$\eta_{emissor}$ (%)	η_{BSF} (%)	η_w (%)
BT _o 800	42,0 ± 1,4	P10C1α	15,5	10,7	14,7
		P10C5α	15,9	11,3	15,1
		15,68 ± 0,24	11,0 ± 0,4	14,40 ± 0,26	
BT _o 830		P10C2α	14,1	10,6	13,6
		P10C6α	16,3	11,8	15,5
		15,20 ± 1,50	11,2 ± 0,8	14,54 ± 1,39	
BT _o 890		P10C7α	14,8	10,8	14,1
BT _o 920		P10C8α	14,1	9,1	13,2
BT _o 860	50 ± 3	P9C3α	15,3	9,7	14,4
		P9C7α	16,0	11,3	15,2
	15,6 ± 0,5	10,45 ± 1,13	14,8 ± 0,6		
BT _o 860	54,5 ± 2,8	P4C3α	15,1	8,5	15,0

Na Figura 4.4 compara-se a eficiência quântica interna das células solares desenvolvidas com diferentes T_{OXI} e tempo de 30 minutos. Da mesma forma que os resultados mostrados na Figura 4.3, a EQI com irradiância incidente no emissor, mostrada na Figura 4.4 (a) é maior que quando a célula é iluminada no BSF como observa-se na Figura 4.4 (b). Os menores valores da EQI foram observados para dispositivos do processo com T_{OXI} de 920 °C, possivelmente devido a maior degradação do substrato, por ser submetido a alta temperatura.

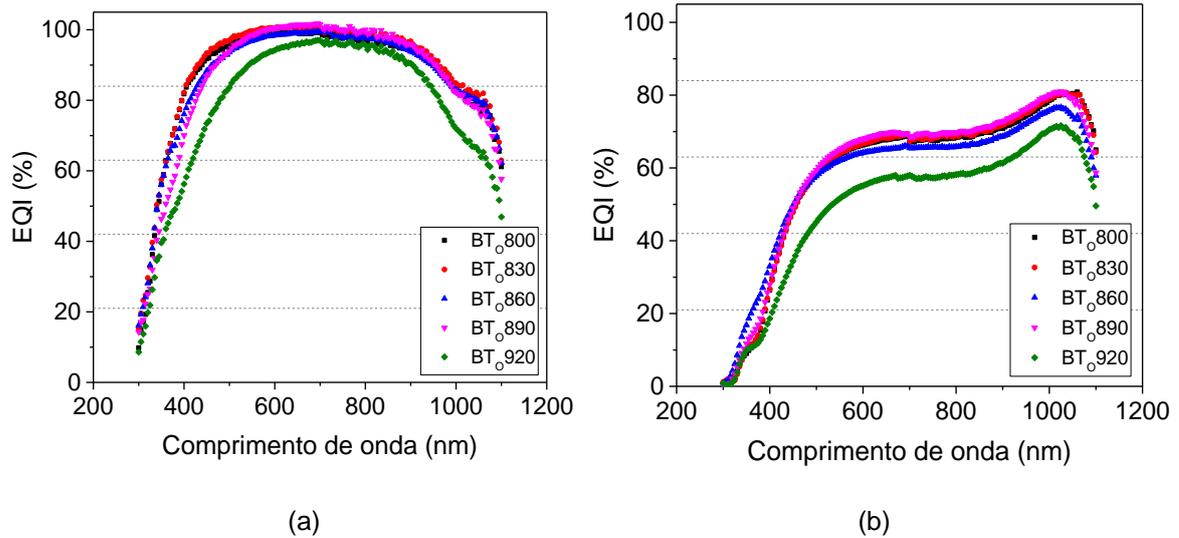


Figura 4.4. Eficiência quântica interna das células solares com T_B de 950 °C para diferentes temperaturas de oxidação com tempo de 30 minutos em (a) no emissor e (b) no BSF.

Os parâmetros elétricos apresentados nas Tabelas 4.25, 4.26 e 4.27 são referentes as células solares processadas com T_B de 970 °C e tempo de oxidação de 30 minutos. Na Tabela 4.25 mostram-se os resultados obtidos com as diferentes temperaturas de oxidação e irradiância incidente no emissor de fósforo. Observa-se que quanto maior é a T_{OXI} , menor é a J_{sc} , confirmando o resultado apresentado na Tabela 4.22. A maior eficiência média, de $(16,48 \pm 0,21)$ % foi obtida com a T_{OXI} de 830 °C.

Ao comparar os resultados mostrados na Tabela 4.25 (tempo de oxidação de 45 min) com os valores apresentados na Tabela 4.19 (tempo de oxidação de 30 min), obtidos com T_B de 970 °C, conclui-se que a T_{OXI} adequada é no intervalo de temperatura entre 800 °C e 830 °C. Também se nota que para o menor tempo de oxidação a T_{OXI} é maior.

Na Tabela 4.26 estão os parâmetros elétricos das células solares com irradiância no BSF de boro. Observa-se que a maior eficiência média de $(13,89 \pm 0,05)$ %, com T_{OXI} de 860 °C em dispositivos com $R_{\square B}$ de $(39,7 \pm 1,4)$ Ω/\square , devido ao maior valor de J_{sc} .

Tabela 4.25. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo com T_B de 970 °C em função da variação da T_{OXI} para o t_{OXI} de 30 minutos.

Proc.	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	Emissor de Fósforo (n^+)			
			J_{sc} (mA/cm^2)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
BT _o 860	39,7 ± 1,4	P3C15 α	35,8	597,3	0,733	15,7
		P3C17 α	35,7	597,2	0,742	15,8
		P3C18 α	35,5	595,1	0,738	15,6
			35,63 ± 0,16	596,32 ± 1,20	0,737 ± 0,005	15,75 ± 0,16
BT _o 860	53,2 ± 2,5	P9C5 α	34,9	596,5	0,763	15,9
		P9C8 α	35,3	589,2	0,746	15,5
			35,05 ± 0,29	592,9 ± 5,2	0,755 ± 0,012	15,68 ± 0,26
BT _o 800		P10C9 α	35,4	602,0	0,766	16,3
		P10C13 α	35,1	602,2	0,761	16,1
			35,22 ± 0,21	602,10 ± 0,14	0,764 ± 0,004	16,19 ± 0,17
BT _o 830	53,8 ± 2,9	P10C10 α	35,5	606,0	0,760	16,3
		P10C14 α	35,3	605,9	0,777	16,6
			35,42 ± 0,14	605,4 ± 0,6	0,769 ± 0,012	16,48 ± 0,21
BT _o 890		P10C15 α	34,0	602,2	0,757	15,5
BT _o 920		P10C16 α	32,6	580,4	0,737	14,0

Comparando os processos da Tabela 4.26 com os da Tabela 4.20, nota-se que de fato a maior T_{OXI} com menor tempo é mais eficaz na passivação do BSF de boro. Para os dois tempos de processamento, os maiores valores da V_{oc} média foram obtidos para a T_{OXI} de 820 - 830 °C, indicando que nesta temperatura ocorre a passivação mais eficaz. Por outro lado, os menores valores da V_{oc} foram obtidos com a temperatura de oxidação mais elevada, de 920 °C. Neste caso, também pode ter ocorrido a contaminação do substrato ou a geração de defeitos no Si-Cz tipo p, grau solar (Razera, 2017), (Razera et al. 2017^b).

Tabela 4.26. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de com T_B de 970 °C em função da variação da T_{OXI} para o t_{OXI} de 30 minutos.

Proc.	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	BSF de Boro (p^+)			
			J_{sc} (mA/cm^2)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
BT _o 860	39,7 ± 1,4	P3C15 α	30,7	596,8	0,755	13,9
		P3C17 α	30,9	596,5	0,755	13,9
		P3C18 α	31,0	595,2	0,756	13,9
			30,86 ± 0,12	596,2 ± 0,8	0,755 ± 0,001	13,89 ± 0,05
BT _o 860	53,2 ± 2,5	P9C5 α	25,3	590,4	0,765	11,4
		P9C8 α	30,5	590,9	0,759	13,7
			27,9 ± 3,7	590,7 ± 0,4	0,762 ± 0,004	12,54 ± 1,59
BT _o 800		P10C9 α	26,4	594,2	0,774	12,1
		P10C13 α	27,0	596,1	0,774	12,5
			26,7 ± 0,5	595,12 ± 1,37	0,774 ± 0,000	12,30 ± 0,23
BT _o 830	53,8 ± 2,9	P10C10 α	26,7	598,06	0,781	12,5
		P10C14 α	27,1	600,4	0,789	12,8
			26,86 ± 0,26	599,23 ± 1,67	0,785 ± 0,006	12,64 ± 0,25
BT _o 890		P10C15 α	25,0	595,0	0,768	11,4
BT _o 920		P10C16 α	18,1	567,8	0,762	7,9

Na Tabela 4.27 é apresentada a eficiência média ponderada, que variou de 15,2% a 15,8 %. A maior η_{emissor} (16,6 %) foi obtida com a T_{OXI} de 830 °C e a maior η_{BSF} foi obtida com temperatura um pouco maior, especificamente com a T_{OXI} de 860 °C. Para a temperatura de oxidação de 860 °C e o tempo de processamento de 30 minutos, na face com o emissor a espessura do SiO_2 é de aproximadamente 58 nm e no campo retrodifusor de boro a espessura é de aproximadamente 14 nm. (Zanesco et al. 2017). Devido ao peso da η_{emissor} , a maior eficiência média ponderada, de 16,0 %, foi obtida com a T_{OXI} de 830 °C.

Tabela 4.27. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais processadas com T_B de 970 °C em função da variação da T_{OXI} para o t_{OXI} de 30 minutos.

Proc.	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	η_{emissor} (%)	η_{BSF} (%)	η_w (%)
BT _o 860	39,7 ± 1,4	P3C15 α	15,7	13,9	15,4
		P3C17 α	15,8	13,9	15,5
		P3C18 α	15,6	13,9	15,3
			15,75 ± 0,16	13,89 ± 0,05	15,38 ± 0,10
BT _o 860	53,2 ± 2,5	P9C5 α	15,9	11,4	15,1
		P9C8 α	15,5	13,7	15,2
			15,68 ± 0,26	12,5 ± 1,6	15,16 ± 0,05
BT _o 800		P10C9 α	16,3	12,1	15,6
		P10C13 α	16,1	12,5	15,5
			16,19 ± 0,17	12,30 ± 0,23	15,54 ± 0,10
BT _o 830	53,8 ± 2,9	P10C10 α	16,3	12,5	15,7
		P10C14 α	16,6	12,8	16,0
			16,48 ± 0,21	12,64 ± 0,25	15,84 ± 0,22
BT _o 890		P10C15 α	15,5	11,4	14,8
BT _o 920		P10C16 α	14,0	7,9	12,9

Com base na análise realizada, presume-se que a melhora da passivação com o aumento da espessura do óxido de silício possa ser consequência de dois fatores: 1) óxidos mais grossos, com maior tempo ou temperatura de oxidação, levam a interface entre Si e SiO_2 a profundidades maiores em relação à superfície da célula solar, onde a concentração de defeitos é menor e, portanto, a velocidade de recombinação dos portadores de carga minoritários na superfície é menor e 2) em geral, óxidos mais espessos possuem mais cargas elétricas aprisionadas, causando passivação adicional por efeito de campo elétrico (Zanesco et al. 2017).

As EQI em comprimentos de onda menores (300-500 nm) e maiores (900-1100 nm) podem fornecer informações sobre a recombinação na região do emissor e do BSF, respectivamente (Razera et al. 2017^b). Na Figura 4.5 são apresentadas as

curvas das EQI dos dispositivos processados com diferentes T_{OXI} para o tempo de oxidação de 30 minutos.

Com a medida no emissor, como mostra a Figura 4.5 (a), nota-se que a EQI tende a diminuir com o aumento da T_{OXI} . Nas medidas no BSF de boro, mostradas na Figura 4.5 (b), observa-se que ocorre um pico na EQI em comprimentos de onda próximos a 1050 nm, devido a qualidade do emissor de fósforo. Também se verifica que os menores valores da EQI ocorrem para a célula solar processada com a maior T_{OXI} , indicando que o processo de oxidação a alta temperatura podem degradar o substrato.

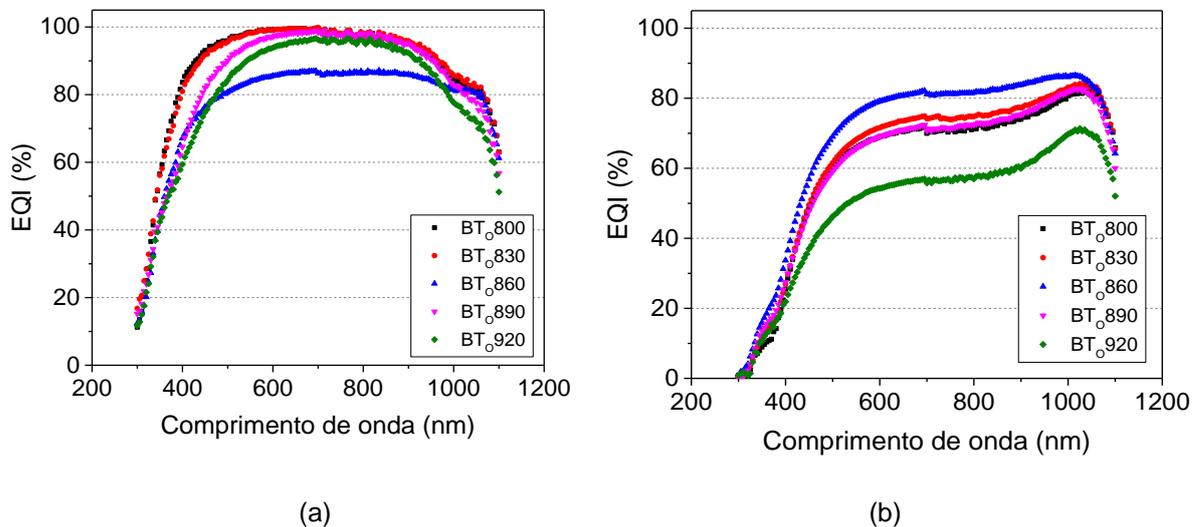


Figura 4.5. Eficiência quântica interna das células solares com irradiância incidente (a) no emissor e (b) no BSF processadas com diferentes temperaturas de oxidação durante 30 minutos. A T_B foi de 970 °C.

4.1.5. Análise do Tempo de Vida dos Portadores de Carga Minoritários

A medida do tempo de vida dos portadores de carga minoritários permite avaliar os efeitos de cada etapa a alta temperatura do processo de fabricação das células solares. Na Tabela 4.28 mostram-se os valores do tempo de vida dos portadores de carga minoritários inicial ($\tau_{inicial}$) de lâminas de silício após a oxidação para passivação ($\tau_{com\ \acute{o}xido}$) com T_{OXI} de 800 °C e 860 °C, com a deposição do filme AR ($\tau_{com\ \acute{o}xido\ e\ TiO_2}$)

e o processo de queima das pastas metálicas no forno de esteira ($\tau_{\text{com TiO}_2}$ e queima). Neste caso, foram produzidas amostras sem a malha metálica.

Tabela 4.28. Tempo de vida dos portadores de carga minoritários inicial, com óxido, com filme de TiO_2 e com filme de TiO_2 submetidos a queima.

Lâmina	$\tau_{\text{inicial}} (\mu\text{s})$	$\tau_{\text{com óxido}} (\mu\text{s})$		$\tau_{\text{com óxido e TiO}_2} (\mu\text{s})$		$\tau_{\text{com TiO}_2 \text{ e queima}} (\mu\text{s})$	
		p ⁺	n ⁺	p ⁺	n ⁺	p ⁺	n ⁺
$T_{\text{OXI}} = 800 \text{ }^\circ\text{C} / 45 \text{ min}$							
4	43	70	70	-	-	-	-
5	45	36	39	48	51	51	57
8	55	72	68	49	58	-	-
11	28	62	66	-	-	-	-
12	27	61	71	53	57	60	68
16	39	68	70	52	55	60	64
18	37	-	-	50	52		
$T_{\text{OXI}} = 860 \text{ }^\circ\text{C} / 30 \text{ min}$							
6	47	36	39	-	-	-	-
7	49	23	25	22	24	-	-
17	60	23	25	-	-	-	-

O tempo de vida inicial variou de 27 a 60 μs . Em geral, após a difusão de boro e de fósforo e oxidação para passivação a 800 °C observa-se que o tempo de vida dos minoritários aumentou, como mostra a Figura 4.6 (a). Porém, para a T_{OXI} de 860 °C ocorreu uma diminuição.

Da Figura 4.6 (a) e 4.6 (b) verifica-se que após a deposição do filme antirreflexo em ambas as faces, na maioria das amostras, o tempo de vida dos minoritários sofreu uma redução. No entanto, após ao processo de queima em forno de esteira com temperatura de 860 °C, ou seja, com as amostras tendo sido submetidas a todo o processo de fabricação das células solares bifaciais (processo α), verifica-se que o tempo de vida dos minoritários aumenta, mas o valor é inferior ao obtido antes do processo de deposição do filme AR.

Na passivação com T_{OXI} de 860 °C, apesar dos valores do tempo de vida inicial serem elevados, após as duas difusões e oxidação para passivação, diminuíram e se mantiveram praticamente os mesmos após a deposição do filme AR de TiO_2 .

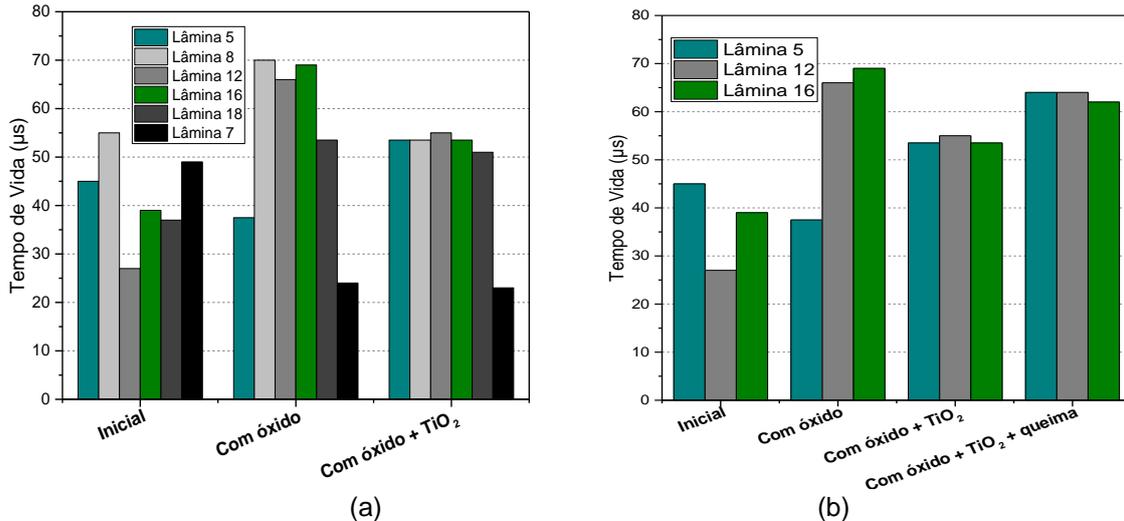


Figura 4.6. Comparação do tempo de vida dos portadores de carga minoritários inicial e após (a) difusão de boro, difusão de fósforo, oxidação para passivação a 800 °C e deposição de TiO_2 em ambas as faces e (b) difusão de boro, difusão de fósforo, oxidação para passivação a 800 °C, deposição de TiO_2 em ambas as faces e processo de queima.

4.1.6. Desenvolvimento da Junção Flutuante na Superfície com Campo Retrodifusor

4.1.6.1. Formação da Junção Flutuante a partir do POCl_3

A junção flutuante foi avaliada com a intenção de melhorar os parâmetros elétricos da célula solar bifacial com irradiância na face com BSF de boro (pp^+), principalmente para melhorar a densidade de corrente de curto-circuito.

A difusão de fósforo a partir de oxiclreto de fósforo (POCl_3) tem como objetivo formar uma junção flutuante n^+ sobre a superfície p^+ . Este método foi denominado de método C. Na Tabela 4.29 mostram-se os parâmetros elétricos das células solares com irradiância no emissor de fósforo. Ao comparar as células solares com a mesma $R_{\square B}$, ou seja, produzidas com o mesmo processo, observa-se que a V_{oc} foi menor no dispositivo com junção flutuante, se comparado aos dispositivos sem junção flutuante.

Os resultados com irradiância incidente no BSF de boro são mostrados na Tabela 4.30. Desta tabela, pode-se constatar que as células solares com junção flutuante no campo retrodifusor apresentaram menor J_{sc} e V_{oc} em relação aos dispositivos sem junção flutuante. O valor da J_{sc} foi de 12 a 14 mA/cm^2 , enquanto que

nas células solares sem junção flutuante o valor alcançado foi 15 - 26 mA/cm². Portanto, a formação da junção flutuante na superfície do campo retrodifusor pp⁺ não aumentou a eficiência das células solares e pode ter aumentado a recombinação dos portadores de carga minoritários devido ao processo térmico para implementar a junção flutuante ou devido a formação da junção flutuante.

Tabela 4.29. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo com e sem junção flutuante, método C.

Mét.	Proc.	R _{□B} (Ω/□)	Célula	Emissor de Fósforo (n ⁺)			
				J _{sc} (mA/cm ²)	V _{oc} (mV)	FF	η (%)
Sem JF	BT _B 970	44 ± 3	P1C12α	36,4	599,8	0,776	16,9
			P1C15α	36,7	598,9	0,740	16,3
			Média	36,6 ± 0,3	599,4 ± 0,7	0,758 ± 0,025	16,6 ± 0,5
	BT _B 960	30,9 ± 1,8	P7C3α	34,3	604,0	0,704	14,6
			P7C5α	34,6	605,0	0,753	15,8
			Média	35,4 ± 0,2	604,5 ± 0,7	0,729 ± 0,035	15,2 ± 0,9
C	BT _B 970	28,2 ± 1,8	P7C17α	34,5	600,6	0,766	15,9
			BT _B 960	30,9 ± 1,8	P7C1α	34,3	602,5

Tabela 4.30. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro com e sem junção flutuante, método C.

Mét.	Proc	R _{□B} (Ω/□)	Célula	BSF de Boro (p ⁺)			
				J _{sc} (mA/cm ²)	V _{oc} (mV)	FF	η (%)
Sem JF	BT _B 970	44 ± 3	P1C12α	25,2	594,6	0,767	11,5
			P1C15α	26,1	595,7	0,765	11,9
			Média	25,6 ± 0,6	595,2 ± 0,8	0,766 ± 0,002	11,68 ± 0,28
	BT _B 960	30,9 ± 1,8	P7C3α	15,0	582,0	0,715	6,2
			P7C5α	15,6	584,1	0,752	6,9
			Média	15,3 ± 0,4	583,0 ± 1,5	0,734 ± 0,026	6,6 ± 0,4
C	BT _B 960	28,2 ± 1,8	P7C17α	14,2	577,2	0,739	6,1
			BT _B 960	30,9 ± 1,8	P7C1α	12,4	577,1

As eficiências médias ponderadas das células solares com junção flutuante formada a partir do POCl₃ são mostradas na Tabela 4.31. Observa-se que as células solares sem junção flutuante, tanto com irradiância incidente no emissor de fósforo quanto no BSF de boro, apresentaram uma eficiência média ponderada maior do que as células solares com junção flutuante.

Na face com emissor de fósforo, a eficiência média ponderada das células solares com junção flutuante foi 1 % (absoluto) menor. No entanto, na face com o BSF a redução provocada pela junção flutuante foi de 2 % (absoluto). Na face com o campo

retrodifusor, a maior eficiência das células solares com junção flutuante foi de 6,1 % devido à redução da J_{sc} e V_{oc} nos dispositivos com junção flutuante.

Tabela 4.31. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais para diferentes T_B com e sem junção flutuante, método C.

Mét.	Proc	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	$\eta_{emissor}$ (%)	η_{BSF} (%)	η_w (%)
Sem JF	BT _B 970	44 ± 3	P1C12 α	16,9	11,5	16,0
			P1C15 α	16,3	11,9	15,6
		Média		16,6 ± 0,5	11,68 ± 0,28	15,8 ± 0,3
	BT _B 960	30,9 ± 1,5	P7C3 α	14,6	6,2	13,2
			P7C5 α	15,8	6,9	14,3
	Média		15,2 ± 0,9	6,6 ± 0,4	13,8 ± 0,8	
C	BT _B 970	28,2 ± 1,8	P7C17 α	15,9	6,1	14,3
	BT _B 960	30,9 ± 1,8	P7C1 α	15,0	5,5	13,4

Antes de realizar a junção flutuante com o método C, foi realizado o ataque químico superficial no BSF de boro nas células solares com $R_{\square B}$ inicial de (29,9 ± 2,8) Ω/\square e a $R_{\square B}$ final foi de (44,5 ± 0,9) Ω/\square . Os parâmetros elétricos destas células solares bifaciais com junção flutuante são comparados na Tabela 4.32. Ao comparar os resultados, percebe-se que com o ataque químico a J_{sc} aumentou tanto no emissor quanto no BSF, porém o FF diminuiu.

Tabela 4.32. Parâmetros elétricos das células solares que foram submetidas ao ataque químico superficial no BSF de boro, antes da formação da junção flutuante com o método C. Também se compara o valor da resistência de folha do campo retrodifusor ($R_{\square B}$) sem ataque químico e após o ataque químico.

Células	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
Emissor de Fósforo (n⁺)					
BT _B 970	28 ± 2 (sem ataque)	34,5	600,6	0,766	15,9
BT _B 970	29,9 ± 2,8 (sem ataque)	35,3 ± 0,4	591 ± 3	0,730 ± 0,001	15,22 ± 0,25
	44,5 ± 0,9 (com ataque)				
BSF de Boro (p⁺)					
BT _B 970	28 ± 2 (sem ataque)	14,2	581,8	0,755	6,2
BT _B 970	29,9 ± 2,8 (sem ataque)	22,5 ± 0,4	582 ± 3	0,725 ± 0,002	9,89 ± 0,21
	44,5 ± 0,9 (com ataque)				

Nas células solares com ataque químico e com irradiância incidente na face com o emissor de fósforo observou-se uma tendência de redução da V_{oc} e FF. A redução na eficiência foi da ordem de 0,7 % (absoluto). Com irradiância incidente na face com o campo retrodifusor, houve um aumento da J_{sc} provocado pelo ataque químico, resultando no aumento da eficiência de 3,7 % (absoluto), apesar da redução do FF. Este resultado está associado principalmente ao aumento da $R_{\square B}$.

Conclui-se que a formação da junção flutuante sobre a região p^+ a partir do $POCl_3$ não foi eficaz quando realizada com método C e $POCl_3$. A adição de mais uma etapa térmica pode ter influenciado negativamente no processo de fabricação desses dispositivos.

4.1.6.2. Formação da Junção Flutuante com Deposição de Líquido com Menor Concentração de Fósforo

Para a formação da junção flutuante a partir do líquido com o dopante fósforo, foram avaliados dois métodos de processos de difusão e passivação. Foram realizados os métodos A e B ambos com o dopante líquido P507, da *Filmtronics*. No método A, foi realizada a deposição do líquido dopante, a difusão de fósforo, limpeza química e a oxidação para passivação (forno Tystar). No método B, o crescimento do SiO_2 foi realizado no mesmo processo de difusão do fósforo na formação da junção flutuante.

Os parâmetros elétricos das células solares processadas com o método A e medidas com irradiância incidente no emissor são apresentados na Tabela 4.33. A eficiência média das células solares de referência, sem junção flutuante e com passivação com SiO_2 foi de $(16,6 \pm 0,5)$ %. Com a implementação da junção flutuante no BSF de boro, a eficiência diminuiu devido principalmente à redução na J_{sc} .

Comparando as células solares dos processos BT_{B970B} , BT_{B970C} e BT_{B970D} , verifica-se que a eficiência diminuiu com o aumento da resistência de folha do campo retrodifusor de boro. Para as células solares do processo B, com a menor $R_{\square B}$, observa-se um aumento da tensão de circuito aberto, que pode ser resultado do BSF mais profundo. Comparando as células solares do processo C com as de referência

(processo BT_B970A), com R_{□B} similares, nota-se que a implementação da junção flutuante não melhorou os parâmetros elétricos. O fator de forma praticamente não foi afetado pela junção flutuante, porém a densidade de corrente de curto-circuito sofreu uma redução da ordem de 2 mA/cm². A maior eficiência da célula solar com passivação com SiO₂ foi de 16,9 % enquanto que com junção flutuante no BSF de boro a eficiência alcançada foi de 15,9 %.

Tabela 4.33. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância incidente no emissor de fósforo com e sem junção flutuante em função da R_{□B} produzidas com o método A.

Mét.	Proc	R _{□B} (Ω/□)	Célula	Emissor de Fósforo (n ⁺)			
				J _{sc} (mA/cm ²)	V _{oc} (mV)	FF	η (%)
Sem JF	BT _B 970A	44 ± 3	P1C12α	36,4	599,8	0,776	16,9
			P1C15α	36,7	598,9	0,740	16,3
			Média	36,6 ± 0,3	599,4 ± 0,7	0,758 ± 0,025	16,6 ± 0,5
A	BT _B 970B	28,2 ± 1,8	P7C11α	34,6	605,5	0,759	15,9
			P7C12α	34,4	600,0	0,748	15,4
			Média	34,5 ± 0,2	602,8 ± 3,9	0,754 ± 0,008	15,7 ± 0,4
A	BT _B 970C	39,1 ± 1,9	P12C13α	34,5	585,0	0,752	15,2
			P12C17α	34,3	594,8	0,748	15,3
			Média	34,4 ± 0,1	590 ± 7	0,750 ± 0,003	15,2 ± 0,1
A	BT _B 970D	53,2 ± 2,5	P9C9α	35,0	576,9	0,722	14,6
			P9C10α	35,2	582,9	0,748	15,4
			Média	35,1 ± 0,2	580 ± 4	0,735 ± 0,018	15,0 ± 0,4

Na Tabela 4.34 apresentam-se os parâmetros elétricos das células solares bifaciais obtidos com irradiância incidente no BSF de boro em função da resistência de folha desta região altamente dopada. Novamente, observa-se que a densidade de corrente de curto-circuito e a tensão de circuito aberto foram menores nas células solares com junção flutuante.

Tabela 4.34. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância incidente no BSF de boro com e sem junção flutuante em função da R_{□B} produzidas com o método A.

Mét.	Proc.	R _{□B} (Ω/□)	Célula	BSF de Boro (p ⁺)			
				J _{sc} (mA/cm ²)	V _{oc} (mV)	FF	η (%)
Sem JF	BT _B 970A	44 ± 3	P1C12α	25,2	594,6	0,767	11,5
			P1C15α	26,1	595,7	0,765	11,9
			Média	25,6 ± 0,6	595,2 ± 0,8	0,766 ± 0,002	11,7 ± 0,3
A	BT _B 970B	28,2 ± 1,8	P7C11α	15,6	585,2	0,758	6,9
			P7C12α	13,6	574,4	0,712	5,6
			Média	14,6 ± 1,4	580 ± 8	0,74 ± 0,03	6,2 ± 1,0
A	BT _B 970C	39,1 ± 1,9	P12C13α	19,5	572,5	0,761	8,5
			P12C17α	22,0	584,4	0,748	9,6
			Média	20,8 ± 1,8	579 ± 8	0,755 ± 0,009	9,1 ± 0,8
A	BT _B 970D	53,2 ± 2,5	P9C9α	17,6	559,3	0,696	6,9
			P9C10α	20,2	571,1	0,741	8,6
			Média	18,9 ± 1,8	565 ± 8	0,72 ± 0,03	7,8 ± 1,2

Comparando os parâmetros elétricos médios mostrados na Tabela 4.34 com aqueles apresentados na Tabela 4.33, verifica-se que a redução na J_{sc} e V_{oc} foi maior com a formação da junção flutuante, de aproximadamente 5 mA/cm^2 e 17 mV , quando a medição foi realizada na face com o BSF de boro. As células solares com $R_{\square B} = 53 \text{ } \Omega/\square$ apresentaram o menor fator de forma médio, indicando que este valor da resistência de folha é alto e pode aumentar a resistência de contato das trilhas metálicas de Ag/Al.

A maior eficiência da célula solar com junção flutuante e resistência de folha similar aos dispositivos sem junção flutuante, foi de $9,6 \%$. Este valor é da ordem de 2% (absoluto) menor que a maior eficiência, de $11,9 \%$, das células solares com passivação somente com SiO_2 . Este resultado pode ser devido à formação da junção flutuante ou à degradação do substrato de silício grau solar por ser submetido a mais uma etapa térmica em alta temperatura para a formação da junção flutuante.

A eficiência média ponderada (η_w) das células solares com e sem junção flutuante produzidas com o processo A em função da resistência de folha do BSF de boro são comparadas na Tabela 4.35. Para todos os grupos de células solares, observa-se que a eficiência das células solares com irradiância incidente no campo retrodifusor foi menor que a eficiência no emissor de fósforo, devido à redução na tensão de circuito aberto e, principalmente, na densidade de corrente de curto-circuito.

Tabela 4.35. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais com e sem junção flutuante em função da $R_{\square B}$ produzidas com o método A.

Mét.	Proc	$R_{\square B}(\Omega/\square)$	Célula	$\eta_{\text{emissor}} (\%)$	$\eta_{\text{BSF}} (\%)$	$\eta_w (\%)$
Sem JF	BT _B 970A	44 ± 3	P1C12α	16,9	11,5	16,0
			P1C15α	16,3	11,9	15,6
			Média	16,6 ± 0,5	11,7 ± 0,3	15,8 ± 0,2
A	BT _B 970B	28,2 ± 1,8	P7C11α	15,9	6,9	14,4
			P7C12α	15,4	5,6	13,8
			Média	15,7 ± 0,4	6,2 ± 1,0	14,1 ± 0,3
A	BT _B 970C	39,1 ± 1,9	P12C13α	15,2	8,5	14,1
			P12C17α	15,3	9,6	14,3
			Média	15,2 ± 0,1	9,0 ± 0,8	14,2 ± 0,1
A	BT _B 970D	53,2 ± 2,5	P9C9α	14,6	6,9	13,3
			P9C10α	15,4	8,6	14,2
			Média	15,0 ± 0,4	7,8 ± 1,2	13,8 ± 0,5

Como consequência, a eficiência média ponderada da célula solar com maior eficiência sem junção flutuante foi de $15,8 \%$ enquanto que a η_w das células solares com junção flutuante foi menor, de $14,2 \%$. Da Tabela 4.35, observa-se que as células

solares com junção flutuante que resultaram na maior eficiência média ponderada possuem resistência de folha da ordem de $40 \Omega/\square$ e apresentaram a maior eficiência no campo retrodifusor de boro.

Ao comparar estes parâmetros elétricos apresentados na Tabela 4.33 e Tabela 4.34, nota-se que nas células solares com junção flutuante a J_{sc} é menor com iluminação no BSF. Especificamente, a J_{sc} com irradiância pelo emissor n^+ é de 34 - 35 mA/cm^2 e com irradiância no BSF é de 14 - 21 mA/cm^2 . Nos dispositivos passivados somente com dióxido de silício, a redução foi um pouco menor. Neste caso, a densidade de corrente de curto-circuito diminuiu de 36,6 mA/cm^2 para 25,6 mA/cm^2 . Nas células solares com junção flutuante a redução da tensão de circuito aberto foi de 603 – 580 mV para 580 – 565 mV. Nos dispositivos sem junção flutuante, a redução na V_{oc} foi da ordem de 4 mV. Estes resultados estão relacionados com a alta recombinação dos portadores de carga minoritários na região altamente dopada pp^+ (Moehlecke *et al.*, 1995) e ocorrem nas células solares com junção flutuante e sem junção flutuante. No caso das células solares com junção flutuante no BSF de boro, a região n^+ formada provavelmente não está operando como junção flutuante e por esta razão aumentou a recombinação e diminuiu a V_{oc} .

Comparando as Figuras 4.7 (a) e 4.7 (b) verifica-se que as curvas J-V das células solares com maior eficiência de cada processo, medidas com irradiância no emissor, são mais similares do que as obtidas com iluminação no campo retrodifusor, devido a menor variação na densidade de corrente de curto-circuito. A variação da J_{sc} mostrada na Figura 4.7 (b) deve-se principalmente às diferentes dopagens do BSF de boro. Porém, a J_{sc} medida no campo retrodifusor é 35 % e 31 % menor que a medida no emissor para dispositivos com e sem junção flutuante, respectivamente. Também se pode verificar que a formação da junção flutuante reduz a densidade de corrente de curto-circuito quando a célula solar bifacial é medida com irradiância no campo retrodifusor, como mostra a Figura 4.7 (b).

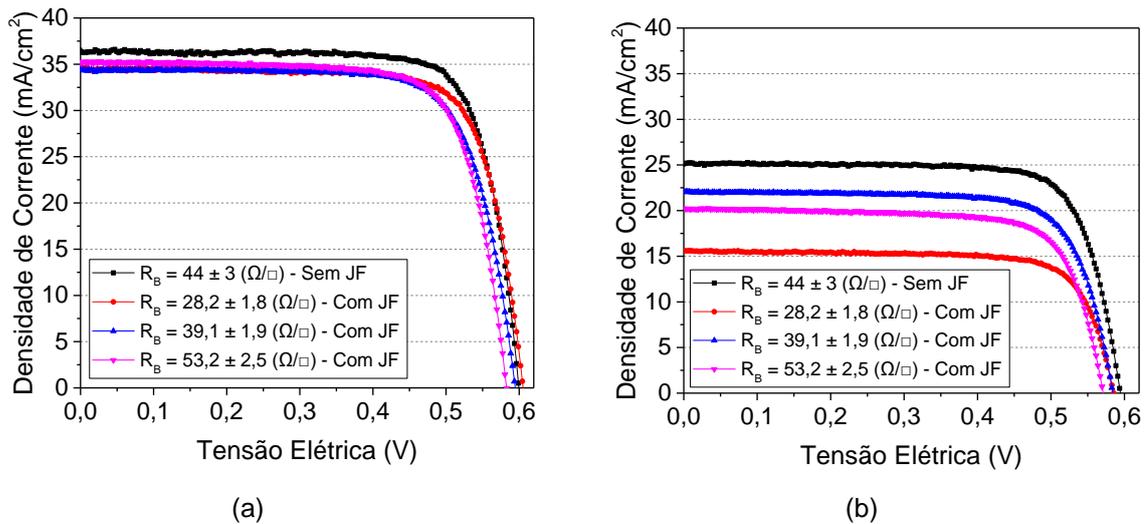


Figura 4.7. Curva J-V das células solares com maior eficiência sem e com junção flutuante, método A, medida na face: (a) com emissor de fósforo e (b) com BSF de boro.

A eficiência quântica externa (EQE) e a refletância das células solares com maior eficiência com diferentes $R_{\square B}$ (Tabela 4.33), medidas no emissor de fósforo, são mostradas na Figura 4.8 (a) e (b), respectivamente. Destaca-se que a EQE inclui as perdas ópticas como transmissão e reflexão, desconsiderando a malha metálica. Comparando a eficiência quântica externa observa-se uma redução para comprimentos de onda maiores que 800 nm somente para a célula solar com a menor resistência de folha do BSF. Esta redução indica que há uma elevada recombinação dos portadores de carga minoritários nesta região, devido a elevada dopagem com boro e, portanto, os portadores de carga minoritários recombinam antes de chegar na superfície. A formação do campo retrodifusor mais profundo aumentou a tensão de circuito aberto, mas reduziu a EQE correspondente a esta região altamente dopada.

Em relação a formação da junção flutuante, não se observa uma influência na passivação da superfície com o BSF, independente da dopagem, pois para comprimentos de onda mais longos, a eficiência quântica externa é similar para as células solares com as três diferentes $R_{\square B}$. Portanto, a diferença na densidade de corrente de curto-circuito é devido a maior área recoberta pela malha metálica na face do emissor de fósforo, que aumenta a refletância bem como a maior refletância da dupla camada de $\text{TiO}_2/\text{SiO}_2$, como indica a Figura 4.8 (b). A refletância média ponderada da célula solar sem junção flutuante foi de 2,9 %, sendo menor que a refletância dos dispositivos com junção flutuante. Neste caso, refletância média

ponderada foi de 5,6 %, 4,8 % e 3,8 % para as células solares com $R_{\square B}$ de 28 Ω/\square , 39 Ω/\square e 53 Ω/\square , respectivamente.

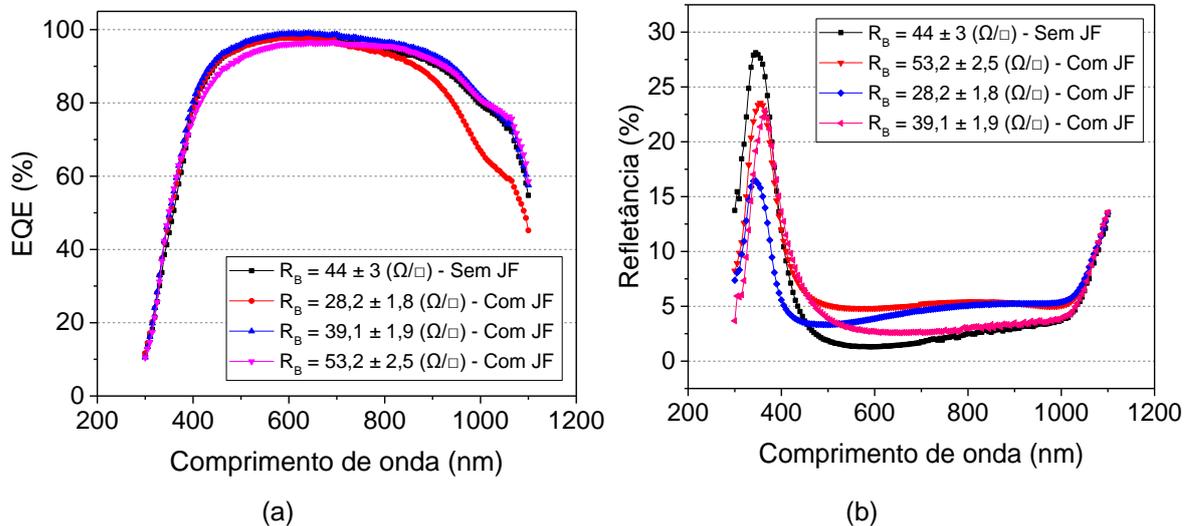


Figura 4.8. Eficiência quântica externa (a) e refletância (b) das células solares, sem e com junção flutuante, método A, com maior eficiência medida na superfície do emissor de fósforo.

O menor valor médio da densidade de corrente de curto-circuito foi medido nas células solares com $R_{\square B}$ de 28 Ω/\square , ou seja, com a menor resistência de folha do BSF de boro, devido à alta recombinação dos minoritários nesta região. Este resultado é confirmado pela menor eficiência quântica externa da célula solar com menor resistência de folha do campo retrodifusor em todos os comprimentos de onda, como mostra a Figura 4.8 (a).

Comparando as células solares com (curva azul e $R_{\square B} = (39,1 \pm 1,9) \text{ } \Omega/\square$) e sem (curva preta e $R_{\square B}$ de $(44 \pm 3) \text{ } \Omega/\square$) junção flutuante, conforme mostra a Figura 4.9, nota-se que a EQE da célula solar com junção flutuante é maior em comprimentos de onda menores que 400 nm, indicando que o método de passivação proposto contribuiu na passivação da superfície altamente dopada com boro. O dispositivo com $R_{\square B}$ de 39 Ω/\square e junção flutuante possui $J_{sc} = 22 \text{ mA/cm}^2$, que é menor que a J_{sc} de 26,1 mA/cm^2 do dispositivo sem junção flutuante, devido a menor EQE da célula solar no intervalo de comprimentos de onda de 550 nm a 1000 nm.

Este resultado também é afetado pela maior refletância, como mostra a Figura 4.9 (b). Neste caso, a refletância média ponderada foi de 3,1 %, 5,7 %, 4,9 % e 6,1 %

para uma célula solar sem junção flutuante e três células com junção flutuante ($R_{\square B}$ de $28 \Omega/\square$, $39 \Omega/\square$ e $53 \Omega/\square$), respectivamente. Portanto, em média, a refletância das células solares com junção flutuante é maior, pois se depositou o mesmo filme de TiO_2 sobre o emissor, porém a espessura da camada de SiO_2 foi maior, pois a taxa de crescimento do dióxido de silício é maior em superfícies dopadas com fósforo do que dopadas com boro (Ho e Plummer, 1979).

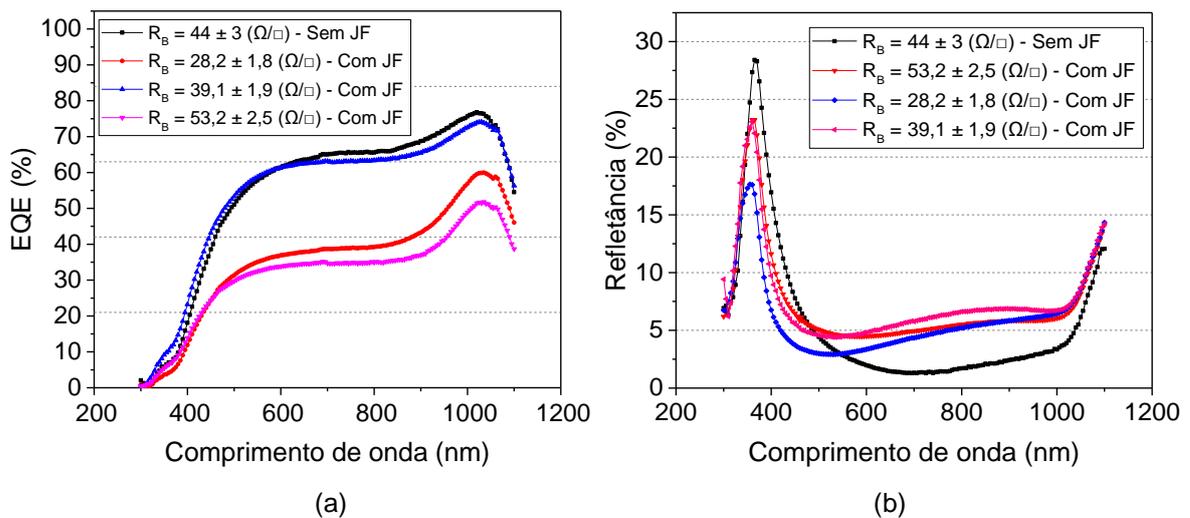


Figura 4.9. Eficiência quântica externa (a) e refletância (b) das células solares sem e com junção flutuante, método A, com maior eficiência e irradiância incidente na face com o campo retrodifusor de boro.

O ataque químico foi realizado apenas na face com campo retrodifusor de boro para aumentar o valor da resistência de folha de $(30 \pm 3) \Omega/\square$ para $(44,5 \pm 0,9) \Omega/\square$. Na Tabela 4.36, mostram-se os parâmetros elétricos das células solares com junção flutuante, tanto sob irradiância no emissor de fósforo quanto no BSF de boro, com e sem ataque químico para aumentar a resistência de folha. Nota-se que o aumento da $R_{\square B}$ obtido por ataque químico reduziu, da ordem de 0,5 % (absoluto), a eficiência da célula solar quando foi iluminada pelo emissor de fósforo.

A retirada da camada superficial do campo retrodifusor de boro para aumentar a resistência de folha reduziu a eficiência da célula. A J_{SC} foi o parâmetro elétrico que sofreu a maior redução. O valor médio da J_{SC} das células sem ataque químico foi de $(14,6 \pm 1,0) \text{ mA/cm}^2$ e para a célula submetida ao ataque químico a J_{SC} foi de $10,4 \text{ mA/cm}^2$.

Tabela 4.36. Parâmetros elétricos das células solares que foram submetidas ao ataque químico superficial no BSF de boro antes da formação da com junção flutuante. Também se compara o valor da resistência de folha do campo retrodifusor ($R_{\square B}$) sem ataque químico e após o ataque químico.

Células	$R_{\square B}(\Omega/\square)$	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
Emissor de Fósforo (n⁺)					
BT _B 970B	28 ± 2 (sem ataque)	34,5 ± 0,2	603 ± 4	0,754 ± 0,008	15,7 ± 0,4
BT _B 970E	28 ± 2 (sem ataque)	34,3	598,5	0,733	15,1
	45 ± 1 (com ataque)				
BT _B 970C	39 ± 2 (sem ataque)	34,4 ± 0,1	590 ± 7	0,750 ± 0,003	15,2 ± 0,1
BSF de Boro (p⁺)					
BT _B 970B	28 ± 2 (sem ataque)	14,6 ± 1,4	580 ± 8	0,74 ± 0,03	6,2 ± 1,0
BT _B 970E	28 ± 2 (sem ataque)	10,4	567,8	0,750	4,4
	45 ± 1 (com ataque)				
BT _B 970C	39 ± 2 (sem ataque)	20,8 ± 1,8	579,0 ± 8,0	0,755 ± 0,009	9,1 ± 0,8

A Figura 4.10 (a) mostra que a eficiência quântica externa é menor no dispositivo com ataque químico. Uma possibilidade é que o processo do ataque químico tenha contaminado a superfície. Os menores valores da EQE indicam que o tempo de vida dos portadores de carga minoritários na base é baixo e afetou a densidade de corrente de curto-circuito, pois a refletância é similar nos dois dispositivos, como ilustra a Figura 4.10 (b). Com o ataque químico a eficiência média ponderada caiu de 14,1 % para 13,3 %. Portanto, o ataque químico no BSF de boro não contribui para melhorar a eficiência das células solares com junção flutuante nesta região.

No método B a difusão do dopante fósforo para formar a junção flutuante foi realizada na mesma etapa térmica que o crescimento do SiO₂ para passivação. Na Tabela 4.37 são mostrados os parâmetros elétricos das células solares com irradiância incidente no emissor de fósforo. Observa-se que nos dispositivos com junção flutuante a V_{oc} foi maior do que nos sem junção flutuante. O fator limitante para a eficiência foi a J_{sc} .

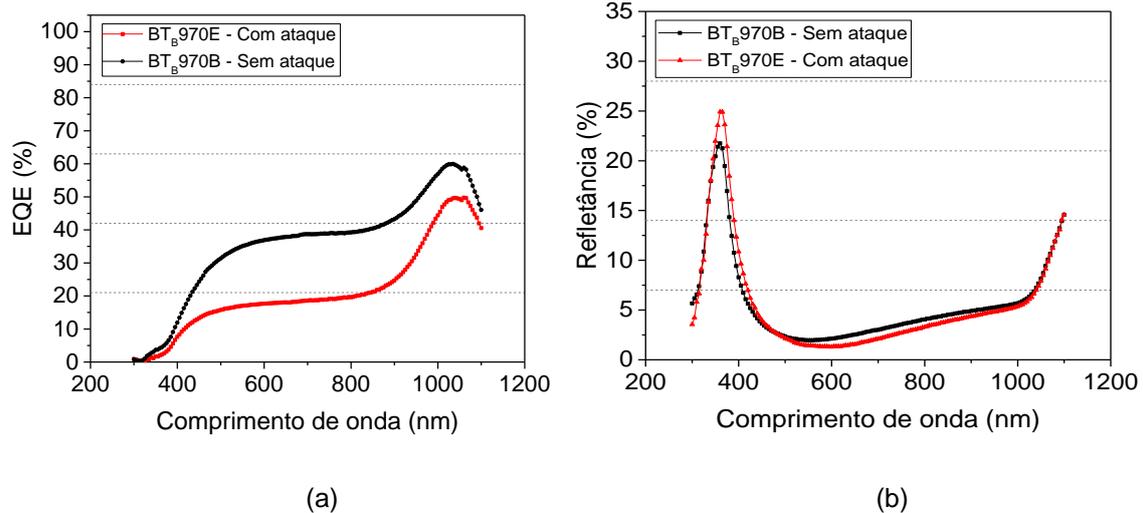


Figura 4.10. Eficiência quântica externa (a) e refletância (b) das células solares com e sem ataque químico para aumentar a resistência de folha do campo retrodifusor em células solares com junção flutuante.

Ao comparar os dispositivos com irradiância no emissor de fósforo, cujos parâmetros elétricos foram mostrados na Tabela 4.33 (método A) e na Tabela 4.37, (método B), observa-se que o método B é mais eficaz para esses dispositivos. A maior J_{sc} média das células solares processadas com o método A foi de $(34,5 \pm 0,2)$ mA/cm², menor que o valor obtido com o método B, que foi de $(35,5 \pm 0,3)$ mA/cm². Conseqüentemente, a maior eficiência média foi obtida com o método B e foi de $(16,25 \pm 0,02)$ %, aproximadamente 0,5 % maior que a obtida com o método A, que foi de $(15,7 \pm 0,4)$ %.

Tabela 4.37. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo e processadas com o método B para formar a junção flutuante.

Mét.	Proc.	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	Emissor de Fósforo (n^+)				
				J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)	
Sem JF	BT _B 970A	44 ± 3	P1C12 α	36,4	599,8	0,776	16,9	
			P1C15 α	36,8	598,9	0,740	16,3	
			Média	$36,56 \pm 0,27$	$599,4 \pm 0,7$	$0,758 \pm 0,025$	$16,6 \pm 0,5$	
B	BT _B 970B	$28,2 \pm 1,8$	P7C9 α	34,7	603,7	0,761	15,9	
			P7C10 α	34,9	603,1	0,746	15,7	
				Média	$34,78 \pm 0,13$	$603,4 \pm 0,4$	$0,754 \pm 0,011$	$15,81 \pm 0,17$
	BT _B 970C	$39,1 \pm 1,9$	P12C14 α	35,3	604,5	0,761	16,2	
P12C16 α			35,7	599,8	0,760	16,3		
			Média	$35,47 \pm 0,26$	$602,2 \pm 3,3$	$0,761 \pm 0,001$	$16,25 \pm 0,02$	

Os parâmetros elétricos das células solares com irradiância no BSF de boro são mostrados na Tabela 4.38. Com o método B para formar a junção flutuante percebe-se que a J_{sc} e V_{oc} das células solares com a $R_{\square B}$ de $(39,1 \pm 1,9)$ Ω/\square são

menores que os valores nos dispositivos sem junção flutuante. Ao comparar os métodos A (Tabela 4.34) e B (Tabela 4.38) observa-se que a formação da junção flutuante com o método B é muito mais eficaz. A maior J_{sc} média obtida com o método A foi de $(20,8 \pm 1,8)$ mA/cm² e com o método B foi de $(23,79 \pm 0,26)$ mA/cm².

Tabela 4.38. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro para o método B de formação da junção flutuante em função da $R_{\square B}$.

Mét.	Proc.	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	BSF de Boro (p^+)			
				J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
Sem JF	BT _B 970A	44 ± 3	P1C12 α	25,2	594,6	0,767	11,5
			P1C15 α	26,1	595,7	0,765	11,9
		Média		25,6 \pm 0,6	595,2 \pm 0,8	0,766 \pm 0,002	11,68 \pm 0,28
B	BT _B 970B	$28,2 \pm 1,8$	P7C9 α	13,3	580,4	0,764	5,9
			P7C10 α	13,2	578,0	0,746	5,7
		Média		13,27 \pm 0,08	579,2 \pm 1,7	0,755 \pm 0,013	5,80 \pm 0,16
	BT _B 970C	$39,1 \pm 1,9$	P12C14 α	24,0	591,7	0,762	10,8
P12C16 α			23,6	590,5	0,770	10,7	
		Média		23,79 \pm 0,26	591,1 \pm 0,8	0,766 \pm 0,006	10,77 \pm 0,05

Ao analisar especificamente as células solares com $R_{\square B}$ de $(39,1 \pm 1,9)$ Ω/\square produzidas com os dois métodos, pode-se concluir que o método B é mais eficaz para formar a junção flutuante no BSF de boro do que o método A. A eficiência média das células solares produzidas com o método A foi de $(9,1 \pm 0,8)$ % e o valor obtido com o método B foi de $(10,77 \pm 0,05)$ %, ou seja, mais de 1 % (valor absoluto) de diferença.

A eficiência média ponderada dos dispositivos sem junção flutuante e com junção flutuante produzidos com o método B são mostrados na Tabela 4.39. A maior η_w dos dispositivos produzidos com o método B foi de 15,3 % e das células solares sem junção flutuante foi de 16 %, ambas limitadas pela η_{BSF} . Ao comparar a eficiência média ponderada das células solares com a mesma $R_{\square B}$ de $(39,1 \pm 1,9)$ Ω/\square e produzidas com o método A (Tabela 4.35) e com o método B (Tabela 4.39), o valor foi de $(14,2 \pm 0,1)$ % e $(15,33 \pm 0,01)$ %, respectivamente.

Na Tabela 4.40 compara-se a influência da formação da junção flutuante na profundidade de junção e concentração do dopante em superfície. Na lâmina de silício sem junção flutuante e com $R_{\square B}$ de $(42,8 \pm 1,1)$ Ω/\square e $R_{\square P}$ de (61 ± 6) Ω/\square , a concentração em superfície de boro e a profundidade do BSF foi de $6,4 \times 10^{19}$ cm⁻³ e 1,0 μ m, respectivamente. No emissor, a C_{emissor} foi de $1,1 \times 10^{21}$ cm⁻³ e o valor de

$X_{j_{emissor}}$ foi de 0,45 μm . Estes resultados foram obtidos antes do processo de oxidação para passivação.

Tabela 4.39. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais para o método B de formação da junção flutuante em função da $R_{\square B}$.

Mét.	Proc.	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	$\eta_{emissor}$ (%)	η_{BSF} (%)	η_w (%)
Sem JF	BT _B 970A	44 \pm 3	P1C12 α	16,9	11,5	16,0
			P1C15 α	16,3	11,9	15,6
		Média		16,6 \pm 0,5	11,68 \pm 0,28	15,8 \pm 0,3
B	BT _B 970B	28,2 \pm 1,8	P7C9 α	15,9	5,9	14,3
			P7C10 α	15,7	5,7	14,0
		Média		15,81 \pm 0,17	5,80 \pm 0,16	14,14 \pm 0,17
	BT _B 970C	39,1 \pm 1,9	P12C14 α	16,2	10,8	15,3
P12C16 α			16,3	10,7	15,3	
		Média		16,25 \pm 0,02	10,77 \pm 0,05	15,33 \pm 0,01

Tabela 4.40. Resistência de folha no BSF de boro ($R_{\square B}$) e no emissor ($R_{\square P}$) de fósforo em amostras sem e com junção flutuante formada com o método B.

Método	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	$R_{\square P}$ (Ω/\square)	Cs_{BSF} (cm^{-3})	$X_{j_{BSF}}$ (μm)	$Cs_{emissor}$ (cm^{-3})	$X_{j_{emissor}}$ (μm)
Sem JF	42,8 \pm 1,1	61 \pm 6	6,4 $\times 10^{19}$	1,0	1,1 $\times 10^{21}$	0,45
Método B	53,2 \pm 2,5	64 \pm 3	7,3 $\times 10^{19}$	1,0	1,3 $\times 10^{21}$	0,50

Na Figura 4.11 (a) compara-se a curva de concentração do dopante em função da profundidade na amostra produzida com o método B, medida no BSF de boro e no emissor de fósforo. Pode-se observar que a profundidade do BSF é maior que a profundidade do emissor e a concentração em superfície é menor, característica típica da dopagem de boro realizada na maior temperatura. No entanto, no emissor a concentração em superfície e a profundidade da junção aumentaram muito pouco. Os valores encontrados foram: $Cs_{emissor} = 1,3 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3}$ e $X_{j_{emissor}} = 0,50 \mu\text{m}$, sendo o perfil de fósforo em função da profundidade na amostra com e sem junção flutuante praticamente o mesmo, como mostra a Figura 4.11 (b).

Na lâmina de silício com a junção flutuante formada com o método B e com $R_{\square B}$ de (53,2 \pm 2,5) Ω/\square e $R_{\square P}$ de (64 \pm 3) Ω/\square antes do processo de oxidação, a concentração em superfície no BSF aumentou e o valor foi de $Cs_{BSF} = 7,3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ e a profundidade do BSF manteve-se praticamente a mesma, como mostra a Figura 4.11 (c). A junção flutuante foi tão superficial que foi difícil de ser observada com essa técnica de caracterização.

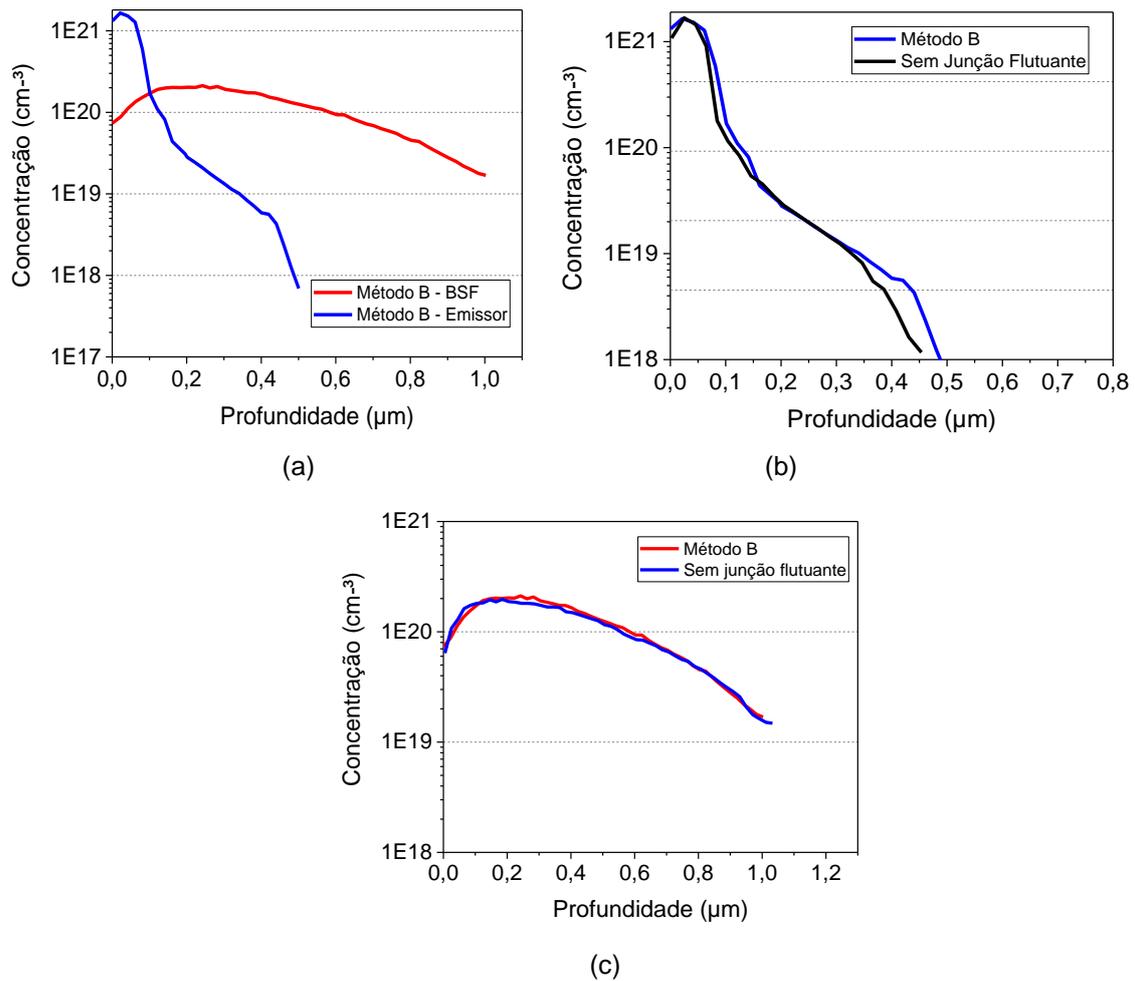


Figura 4.11. Comparação do perfil da concentração de dopante (a) de boro antes e após a formação da junção flutuante das células solares com o método B (b) de fósforo antes e após a formação da junção flutuante no BSF e (c) de fósforo e de boro após a formação da junção flutuante com o método B.

Na Tabela 4.41 mostram-se os parâmetros elétricos das células solares com e sem ataque químico superficial para aumentar a resistência de folha do BSF de boro de $(29,9 \pm 3) \Omega/\square$ para $(45 \pm 1) \Omega/\square$. Nas células solares com ataque químico e com irradiância incidente na face com o emissor de fósforo observou-se uma tendência de redução de todos os parâmetros elétricos. A redução na eficiência foi da ordem de 1 % (absoluto).

Com irradiância incidente na face com o campo retrodifusor, a tensão de circuito aberto e densidade da corrente de curto-circuito foram baixos na célula solar com ataque químico indicando que ocorreu contaminação durante o processo de ataque ou medição da resistência de folha.

Tabela 4.41. Parâmetros elétricos das células solares que foram submetidas ao ataque químico superficial no BSF de boro com o método B. Também se compara o valor da resistência de folha do campo retrodifusor ($R_{\square B}$) sem ataque químico e após o ataque químico.

Células	$R_{\square B}(\Omega/\square)$	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
Emissor de Fósforo (n⁺)					
BT _B 970B	28 ± 2 (sem ataque)	34,8 ± 0,1	603,4 ± 0,4	0,754 ± 0,011	15,81 ± 0,17
BT _B 970E	29 ± 3 (sem ataque)	33,29 ± 1,34	597,08 ± 1,04	0,737 ± 0,004	15,12 ± 0,18
	45 ± 1 (com ataque)				
BT _B 970C	39 ± 2 (sem ataque)	35,47 ± 0,26	602 ± 3	0,761 ± 0,001	16,25 ± 0,02
BSF de Boro (p⁺)					
BT _B 970B	28 ± 2 (sem ataque)	13,27 ± 0,08	579,2 ± 1,7	0,755 ± 0,013	5,80 ± 0,16
BT _B 970E	29,9 ± 2, (sem ataque)	8,3 ± 0,4	463 ± 140	0,726 ± 0,028	2,84 ± 1,09
	45 ± 1 (com ataque)				
BT _B 970C	39 ± 2 (sem ataque)	23,79 ± 0,26	591,1 ± 0,8	0,766 ± 0,006	10,77 ± 0,05

Pode-se concluir que o método B, resultou na melhor formação da junção flutuante. Neste método, além de ter uma limpeza química e RCA a menos, também foi realizada a oxidação para passivação na mesma etapa térmica que a formação da junção flutuante. Também se constatou que o ataque químico no BSF de boro não se mostrou eficaz, ou seja, não é necessário realizar esse ataque superficial do BSF de boro.

4.1.6.3. Comparação de Células Solares com Junção Flutuante Formada por Diferentes Métodos

Na sequência, produziram-se células solares com junção flutuante com os métodos B, BX e C, para comparar com os resultados apresentados anteriormente. Na Tabela 4.42 resumem-se os métodos utilizados para formar a junção flutuante, os líquidos com o dopante utilizados e os fornos nos quais foi formada a junção flutuante sobre o BSF de boro.

Nos processos 1 e 2 foram utilizados o dopante P507 e os métodos B e BX. Nos métodos B e BX a formação da junção flutuante ocorreu na mesma etapa térmica

que a oxidação para a passivação, mas em diferentes fornos de difusão. Os dois fornos são convencionais com tubo de quartzo e de tecnologias similares. No processo 3 foi utilizado o líquido dopante P509, com o método B, que possui uma maior concentração de fósforo que o líquido P507. Este processo foi similar ao processo 1. No processo 4 foi utilizado o método C, realizado com o dopante POCl_3 e, após a formação da junção flutuante, as células foram submetidas ao ataque em HF e limpeza química RCA2 e realizada a oxidação para passivação. Em todos os quatro processos a oxidação foi realizada durante 45 minutos e temperatura de 800 °C.

Tabela 4.42. Parâmetros usados em cada processos de formação da junção flutuante com diferentes dopantes de fósforo.

Processo	Método	Dopante	Forno	Ataque dos silicatos após a formação da junção flutuante
1	B	P507	Bruce 1	-
2	BX		Bruce 4	-
3	B	P509	Bruce 1	-
4	C	POCl_3	Bruce 4 + Tystar 1	Sim

Na Tabela 4.43 são apresentados os parâmetros elétricos das células solares com irradiância no emissor de fósforo em função da resistência de folha do BSF de boro. Comparando os parâmetros elétricos das células solares com e sem junção flutuante, observa-se novamente que a J_{sc} , o FF e a η são menores nos dispositivos com a junção flutuante. No entanto, a maior eficiência de 15,9 % foi medida em células solares com junção flutuante formada com o líquido P507, com menor concentração de fósforo. Também se observa que as V_{oc} dos dispositivos dos processos 1 e 4 foram maiores que 600 mV, provavelmente devido a menor resistência de folha do BSF.

Tabela 4.43. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo com variação da $R_{\square B}$ para diferentes dopantes para a formação da junção flutuante.

	Proc.	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	Emissor de Fósforo (n^+)			
				J_{sc} (mA/cm^2)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
Sem JF	BT_B970	44 ± 3	P1C12 α	36,4	599,8	0,776	16,9
			P1C15 α	36,8	598,9	0,740	16,3
		Média		$36,56 \pm 0,27$	$599,4 \pm 0,7$	$0,758 \pm 0,025$	$16,6 \pm 0,5$
1	BT_B970	$28,2 \pm 1,8$	P7C9 α	34,7	603,7	0,761	15,9
			P7C10 α	34,9	603,1	0,746	15,7
		Média		$34,78 \pm 0,13$	$603,4 \pm 0,4$	$0,754 \pm 0,011$	$15,81 \pm 0,17$
2	BT_B970	$38,7 \pm 2,9$	P6C15 α	35,5	594,2	0,754	15,9
			P6C16 α	35,7	588,9	0,741	15,6
			P6C17 α	35,0	585,3	0,753	15,4
		Média		$35,4 \pm 0,4$	$589,5 \pm 4,5$	$0,749 \pm 0,007$	$15,63 \pm 0,25$
3	BT_B970	$39,1 \pm 1,9$	P12C18 α	34,6	598,2	0,740	15,3
4	BT_B960	$30,9 \pm 1,5$	P7C1 α	34,3	602,5	0,726	15,0

A análise da formação da junção flutuante sobre o BSF de boro foi realizada na intenção de aumentar a J_{sc} dos dispositivos. Na Tabela 4.44 mostram-se os parâmetros elétricos das células solares com irradiância no BSF de boro. No entanto, a J_{sc} das células solares com junção flutuante foi menor que nos dispositivos sem junção flutuante. Nas células solares sem a junção flutuante, a J_{sc} média foi de $(26,5 \pm 0,6)$ mA/cm² enquanto que a maior J_{sc} média, de $(23,1 \pm 2,6)$ mA/cm², foi obtida com a solução P507 (processo 2).

Tabela 4.44. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF com variação da $R_{\square B}$ para diferentes dopantes para a formação da junção flutuante.

	Proc.	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	BSF de Boro (p^+)			
				J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
Sem JF	BT _B 970	44 ± 3	P1C12 α	25,2	594,6	0,767	11,5
			P1C15 α	26,1	595,7	0,765	11,9
				25,6 ± 0,6	595,2 ± 0,8	0,766 ± 0,002	11,68 ± 0,28
1	BT _B 970	28,2 ± 1,8	P7C9 α	13,3	580,4	0,764	5,9
			P7C10 α	13,2	578,0	0,746	5,7
				13,27 ± 0,08	579,2 ± 1,7	0,755 ± 0,013	5,80 ± 0,16
2	BT _B 970	38,7 ± 2,9	P6C15 α	20,2	582,7	0,769	9,0
			P6C16 α	24,6	581,5	0,743	10,6
			P6C17 α	24,6	579,0	0,758	10,8
				23,1 ± 2,6	581,1 ± 1,9	0,757 ± 0,013	10,1 ± 1,0
3	BT _B 970	39,1 ± 1,9	P12C18 α	21,2	585,7	0,752	9,4
4	BT _B 960	30,9 ± 1,5	P7C1 α	12,4	577,1	0,767	5,5

A eficiência média ponderada é apresentada na Tabela 4.45. Novamente, verifica-se que a maior η_w foi obtida com o processo sem a formação da JF. Entretanto, pode-se observar que a maior eficiência no BSF foi obtida com a solução P507 (processo 2) e que resultou na maior eficiência média ponderada em dispositivos com junção flutuante, de $(14,72 \pm 0,07)$ %.

Tabela 4.45. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais com variação da $R_{\square B}$ para diferentes dopantes para a formação da junção flutuante.

	Proc.	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	$\eta_{emissor}$ (%)	η_{BSF} (%)	η_w (%)
Sem JF	BT _B 970	44 ± 3	P1C12 α	16,9	11,5	16,0
			P1C15 α	16,3	11,9	15,6
				16,6 ± 0,5	11,68 ± 0,28	15,8 ± 0,3
1	BT _B 970	28,2 ± 1,8	P7C9 α	15,9	5,9	14,3
			P7C10 α	15,7	5,7	14,0
				15,81 ± 0,17	5,80 ± 0,16	14,14 ± 0,17
2	BT _B 970	38,7 ± 2,9	P6C15 α	15,9	9,0	14,8
			P6C16 α	15,6	10,6	14,8
			P6C17 α	15,4	10,8	14,6
				15,63 ± 0,25	10,1 ± 1,0	14,72 ± 0,07
3	BT _B 970	39,1 ± 1,9	P12C18 α	15,3	9,4	14,3
4	BT _B 960	30,9 ± 1,5	P7C1 α	15,0	5,5	13,4

Na Figura 4.12 compara-se a EQE e a refletância das células solares com junção flutuante formada a partir de diferentes dopantes. Na Figura 4.12 (a) pode-se observar que a EQE com irradiância no emissor de fósforo é maior em comprimentos de onda próximos a 400 nm para a célula solar com junção flutuante formada com a solução P507 (método B) devido a menor refletância. Também se nota que há elevada recombinação dos portadores de carga minoritários na região de BSF, evidenciado pelos menores valores da EQE em comprimentos de onda maiores que 900 nm. Este fato fica evidente na EQE mostrada na Figura 4.12 (b) com irradiância no BSF. Observa-se que a célula sem junção flutuante apresentou a maior EQE. Portanto, o processo de formação da junção flutuante, ou seja, o acréscimo de uma etapa térmica, podem degradar o substrato de silício. Para irradiância no BSF, as células solares produzidas com os processos 2 e 3 apresentaram os maiores valores de EQE em comprimentos de onda menores que 450 nm, indicando que as junções flutuantes obtidas pelos métodos B e BX contribuíram na passivação da superfície altamente dopada com boro.

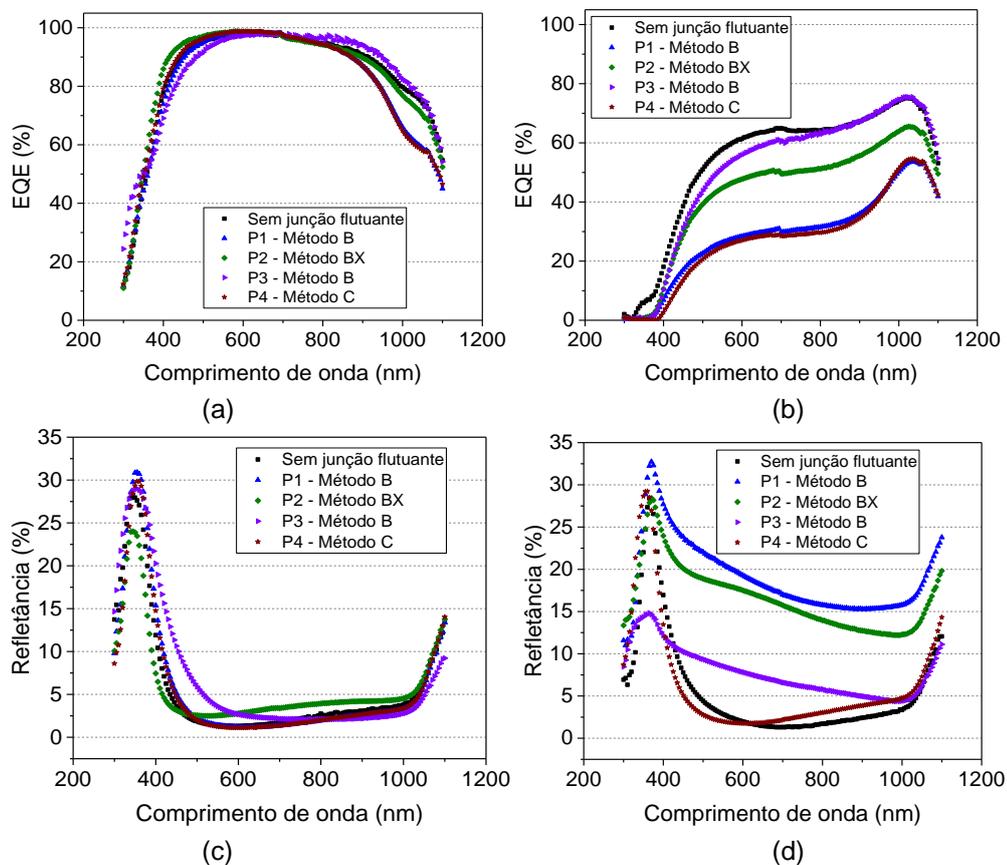


Figura 4.12. Eficiência quântica externa com irradiância no (a) emissor e (b) BSF e refletância no (c) emissor e (d) no BSF das células solares com maior eficiência sem e com junção flutuante formada com diferentes dopantes de fósforo e métodos B, BX e C.

As curvas da refletância das células no emissor são mostradas nas Figuras 4.12 (c) e 4.12 (d). Nota-se que no emissor as refletâncias são similares, com pequenas variações na espessura da camada de passivação mais filme antirreflexo. No entanto, a refletância na face com o BSF é muito variável. Nos dispositivos obtidos com o processo 1 e 2 a refletância é muito elevada, provavelmente devido à maior espessura da camada de SiO₂, provocada pela junção flutuante. Neste caso, é necessário realizar a otimização do filme antirreflexo. Somente a célula solar produzida com o processo 4 (método C) tem refletância similar àquela sem a junção flutuante.

4.1.6.4. Formação do Campo Retrodifusor com Difusão de Boro e de Alumínio

O BSF também foi formado com dois dopantes: boro e alumínio. Utilizou-se a técnica de deposição por *spin-on* e a solução líquida com o dopante alumínio Al110, da *Filmtronics*. Foi realizada a deposição do líquido dopante Al110 sobre o campo retrodifusor de boro e posteriormente foi realizada a difusão em forno convencional de tubo de quartzo com temperatura de 845 °C durante 10 minutos, denominado de método D.

A Tabela 4.46 mostra a concentração em superfície dos dopantes e da profundidade da região altamente dopada. Na lâmina com BSF de boro (BSF-B), a $R_{\square P}$ foi de $(61 \pm 6) \Omega/\square$ e a C_{emissor} e $X_{j\text{emissor}}$ foram de $1,1 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3}$ e de $0,45 \mu\text{m}$, respectivamente. Na amostra processada com BSF de boro + alumínio (BSF-B+Al), a resistência de folha foi similar, $R_{\square P}$ de $(64 \pm 3) \Omega/\square$, porém a C_{emissor} de $1,5 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3}$ e a $X_{j\text{emissor}}$ de $0,65 \mu\text{m}$ foram um pouco maiores, indicando que a difusão do alumínio influenciou o emissor de fósforo.

A resistência de folha do BSF(B), de $(42,8 \pm 1,1) \Omega/\square$, foi um pouco menor que o valor do BSF (B+Al), de $(53,2 \pm 2,5) \Omega/\square$. No BSF(B), a C_{BSF} foi de $6,4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ e a $X_{j\text{BSF}}$ foi de $1,0 \mu\text{m}$. No entanto, no BSF(B+Al), ao contrário do esperado, a C_{BSF} e $X_{j\text{BSF}}$ foram menores, de $2,3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ e de $0,44 \mu\text{m}$. Portanto, a formação do BSF (B+Al) influenciou no aumento da profundidade de junção do emissor e a diminuição da profundidade de junção do BSF de boro.

Tabela 4.46. Resistência de folha (R_{\square}), concentração em superfície (C_s) e profundidade da região altamente dopada (X_j) do emissor de fósforo, do campo retrodifusor de boro e do campo retrodifusor de boro e alumínio, formado com o método D.

Método	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	$R_{\square P}$ (Ω/\square)	C_{sBSF} (cm^{-3})	X_{jBSF} (μm)	$C_{s\text{emissor}}$ (cm^{-3})	$X_{j\text{emissor}}$ (μm)
Sem JF BSF (B)	$42,8 \pm 1,1$	61 ± 6	$6,4 \times 10^{19}$	1,03	$1,1 \times 10^{21}$	0,45
D BSF (B+Al)	$53,2 \pm 2,5$	64 ± 3	$2,3 \times 10^{19}$	0,44	$1,5 \times 10^{21}$	0,65

Da Figura 4.13 (a) observa-se que o uso da solução Al110 e o método D aumentou a profundidade do emissor de fósforo, que aumenta a recombinação dos portadores de carga minoritários nesta região. Nesta figura, as curvas identificadas como BSF(B+Al) são resultado do método D e as curvas com legenda BSF(B) foram obtidas em lâmina apenas com BSF de boro. Porém, como mostra a Figura 4.13 (b) o perfil da concentração do dopante do BSF foi fortemente afetado. Ao contrário do esperado, a concentração em superfície e a profundidade da junção foram diminuídas. Provavelmente, durante o processo de oxidação ocorreu segregação do Al e do B para o óxido. Observou-se que a camada de óxido foi mais espessa na amostra com o BSF(B+Al) do que na amostra com o BSF(B).

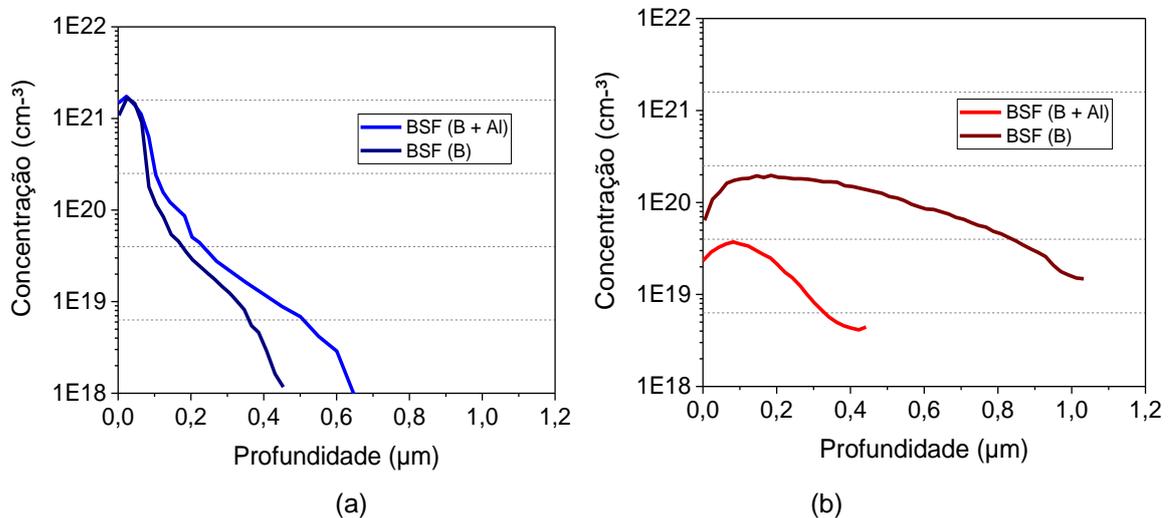


Figura 4.13. Comparação do perfil da concentração de dopante (a) do emissor de fósforo e (b) do campo retrodifusor de B e de B+Al formado nas células solares com a solução Al110 e o método D.

Na Tabela 4.47 mostram-se os parâmetros elétricos das células solares monofaciais. Neste caso, considera-se o emissor de fósforo como a face frontal. Ao comparar os dispositivos, observa-se que naqueles com BSF de B+Al ocorre uma

diminuição em todos os parâmetros elétricos. Obteve-se a η média de $(16,6 \pm 0,5) \%$ e $(14,8 \pm 1,3) \%$, nas células solares com BSF de B e BSF de B+Al, respectivamente.

Tabela 4.47. Parâmetros elétricos das células solares monofaciais (face com o emissor de fósforo como face frontal) com campo retrodifusor de boro e campo retrodifusor de boro + alumínio, produzido com o método D.

Mét.	Proc.	$R_{\square B} (\Omega/\square)$	Célula	Emissor de Fósforo (n^+)			
				J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
Sem JF	BT _B 970	44 ± 3	P1C12 α	36,4	599,8	0,776	16,9
			P1C15 α	36,8	598,9	0,740	16,3
			Média	36,56 ± 0,27	599,4 ± 0,7	0,758 ± 0,025	16,6 ± 0,5
D	BT _B 950	-	P7C16 α	33,9	595,5	0,722	14,6
	BT _B 970	53,2 ± 2,5	P9C17 α	35,2	589,0	0,668	13,9
			P9C18 α	35,3	594,5	0,746	15,7
				Média	35,26 ± 0,08	592 ± 4	0,707 ± 0,055

Na Figura 4.14 mostra-se a eficiência quântica externa e a refletância das células solares no emissor de fósforo. A Figura 4.14 (a) apresenta a EQE obtida no emissor de fósforo, onde observa-se uma redução na EQE nas células solares com BSF de (B+Al) em comprimentos de onda maiores que 900 nm. Este resultado indica que no campo retrodifusor de B+Al há maior recombinação dos portadores de carga minoritários. Da análise da refletância mostrada na Figura 4.14 (b) verifica-se que na célula solar com BSF (B+Al) a refletância é maior, provavelmente devido a uma maior espessura da camada de SiO₂, pois se depositou a mesma espessura do filme AR de TiO₂ que na célula solar com BSF de B.

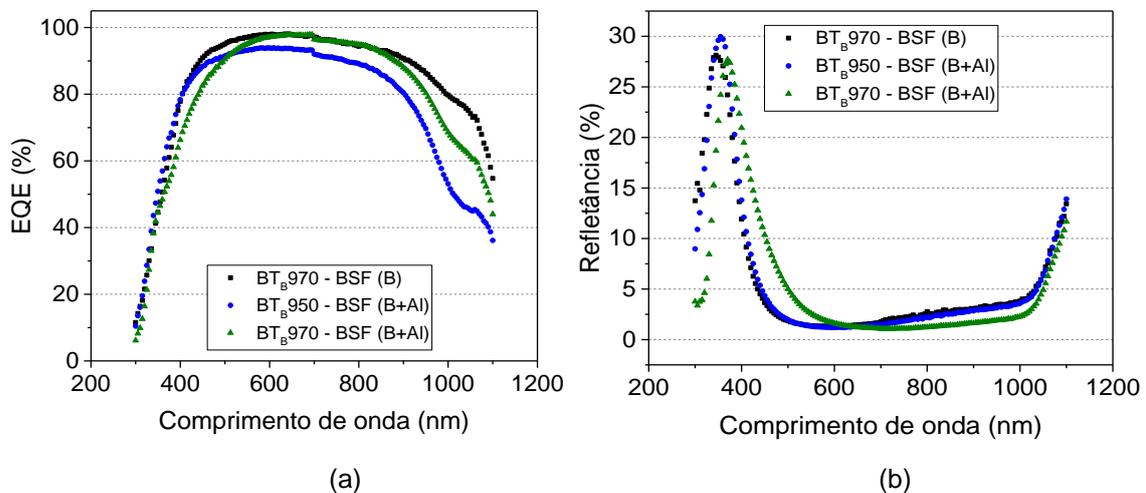


Figura 4.14. Comparação da (a) eficiência quântica externa e (b) da refletância das células solares monofaciais com maior eficiência com BSF-B e com BSF-B+Al produzido com o método D.

4.1.7. Desenvolvimento da Junção Flutuante na Superfície com Emissor

Nesta etapa comparam-se os resultados de células solares com junção flutuante na face com o emissor. Primeiramente, utilizou-se a solução com o dopante alumínio. Os parâmetros de processo para produzir as células solares, nas quais foi formada a junção flutuante com a solução Al110 e o método F são resumidos na Tabela 4.1. Nas células P15C15 α e P15C16 α , a oxidação para passivação foi realizada com temperatura de 800 °C durante 20 minutos e nas células P7C13 α e P7C14 α a oxidação para passivação foi realizada com tempo de 45 minutos.

As características elétricas com irradiância incidente no emissor estão apresentadas na Tabela 4.48. A formação da junção flutuante com Al sobre o emissor resultou em uma maior V_{oc} no processo com tempo de oxidação de 20 minutos, se comparado às células solares processadas sem a junção flutuante. Neste caso, a V_{oc} média foi de (602,9 \pm 1,3) mV, enquanto que a V_{oc} média do processo sem junção flutuante foi de (599,4 \pm 0,7) mV. Porém, o fator de forma e a corrente elétrica foram menores.

Tabela 4.48. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo produzidas com junção flutuante no emissor com o método F.

	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	Emissor de Fósforo (n ⁺)			
			J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
Sem JF	44 \pm 3	P1C12 α	36,4	599,8	0,776	16,9
		P1C15 α	36,8	598,9	0,740	16,3
			36,56 \pm 0,27	599,4 \pm 0,7	0,758 \pm 0,025	16,6 \pm 0,5
Al110 t_{oxi} =20 min	53,2 \pm 2,5	P9C15 α	33,3	602,0	0,716	14,3
		P9C16 α	33,6	603,8	0,734	14,9
			33,41 \pm 0,20	602,9 \pm 1,3	0,725 \pm 0,013	14,6 \pm 0,4
Al110 t_{oxi} =45 min	-	P7C13 α	34,4	596,2	0,720	14,8
		P7C14 α	35,2	591,2	0,702	14,6
			34,8 \pm 0,6	593,7 \pm 3,5	0,711 \pm 0,013	14,70 \pm 0,11

Na Tabela 4.49 mostram-se os parâmetros elétricos das células solares com irradiância no BSF de boro. Nenhum dos parâmetros elétricos aumentou. Ao contrário dos resultados apresentados na Tabela 4.47, a V_{oc} das células solares com junção flutuante foi menor. A J_{sc} média foi de (25,6 \pm 0,6) mA/cm² nas células solares sem junção flutuante e a maior J_{sc} média foi de (16,61 \pm 0,22) mA/cm² nos dispositivos com junção flutuante. Este resultado pode ter sido influenciado pela maior refletância.

Tabela 4.49. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função da $R_{\square B}$ para o método F.

	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	BSF de Boro (p^+)			
			Jsc (mA/cm^2)	Voc (mV)	FF	η (%)
Sem JF	44 ± 3	P1C12 α	25,2	594,6	0,767	11,5
		P1C15 α	26,1	595,7	0,765	11,9
			$25,6 \pm 0,6$	$595,2 \pm 0,8$	$0,766 \pm 0,002$	$11,68 \pm 0,28$
Com Al110 $t_{\text{oxi}}=20$ min	$53,2 \pm 2,5$	P9C15 α	16,5	585,2	0,742	7,1
		P9C16 α	16,8	587,3	0,752	7,4
			$16,61 \pm 0,22$	$586,27 \pm 1,48$	$0,747 \pm 0,007$	$7,27 \pm 0,18$
Com Al110 $t_{\text{oxi}}=45$ min	-	P7C13 α	5,6	545,2	0,688	2,1
		P7C14 α	7,8	542,7	0,598	2,5
			$6,72 \pm 1,54$	$543,94 \pm 0,06$	$0,643 \pm 0,063$	$2,3 \pm 0,3$

A eficiência média ponderada das células solares com junção flutuante no emissor produzido com a solução Al110 é mostrada na Tabela 4.50. No processo sem JF a η_w média foi de $(15,8 \pm 0,3)$ % e a maior η_w média das células com JF foi de $(13,4 \pm 0,3)$ %. Observa-se que a η_{emissor} para ambos os processos com a junção flutuante foram menores que 15 % e para a célula sem JF foi 16,9 %.

Tabela 4.50. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais em função da $R_{\square B}$ para o método F.

	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	η_{emissor} (%)	η_{BSF} (%)	η_w (%)
Sem JF	44 ± 3	P1C12 α	16,9	11,5	16,0
		P1C15 α	16,3	11,9	15,6
			$16,6 \pm 0,5$	$11,68 \pm 0,28$	$15,8 \pm 0,3$
Com Al110 $t_{\text{oxi}}=20$ min	$53,2 \pm 2,5$	P9C15 α	14,3	7,1	13,1
		P9C16 α	14,9	7,4	13,6
			$14,6 \pm 0,4$	$7,27 \pm 0,18$	$13,4 \pm 0,3$
Com Al110 $t_{\text{oxi}}=45$ min	-	P7C13 α	14,8	2,1	12,7
		P7C14 α	14,6	2,5	12,6
			$14,70 \pm 0,11$	$2,3 \pm 0,3$	$12,64 \pm 0,04$

Na Figura 4.15 está representada a eficiência quântica externa e a refletância medidas com irradiância no emissor e no BSF. Na Figura 4.15 (a), pode-se observar que em comprimentos de onda menores que 350 nm a EQE é similar para células solares com e sem junção flutuante no emissor. No entanto, da Figura 4.15 (c) nota-se que a refletância dos dois dispositivos com junção flutuante de Al é maior. Além do Al, este resultado está sendo influenciado pela espessura da camada de SiO_2 que não foi ajustada para este caso.

Na Figura 4.15 (b) nota-se novamente que a EQE é menor nas células solares com junção flutuante no emissor, podendo estar associado este resultado ao passo térmico adicional que degrada o substrato. O dispositivo produzido com maior tempo

de oxidação apresentou a menor EQE. A maior refletância corresponde a célula solar com a junção flutuante, sendo necessário um ajuste do filme antirreflexo, conforme mostra a Figura 4.15 (d).

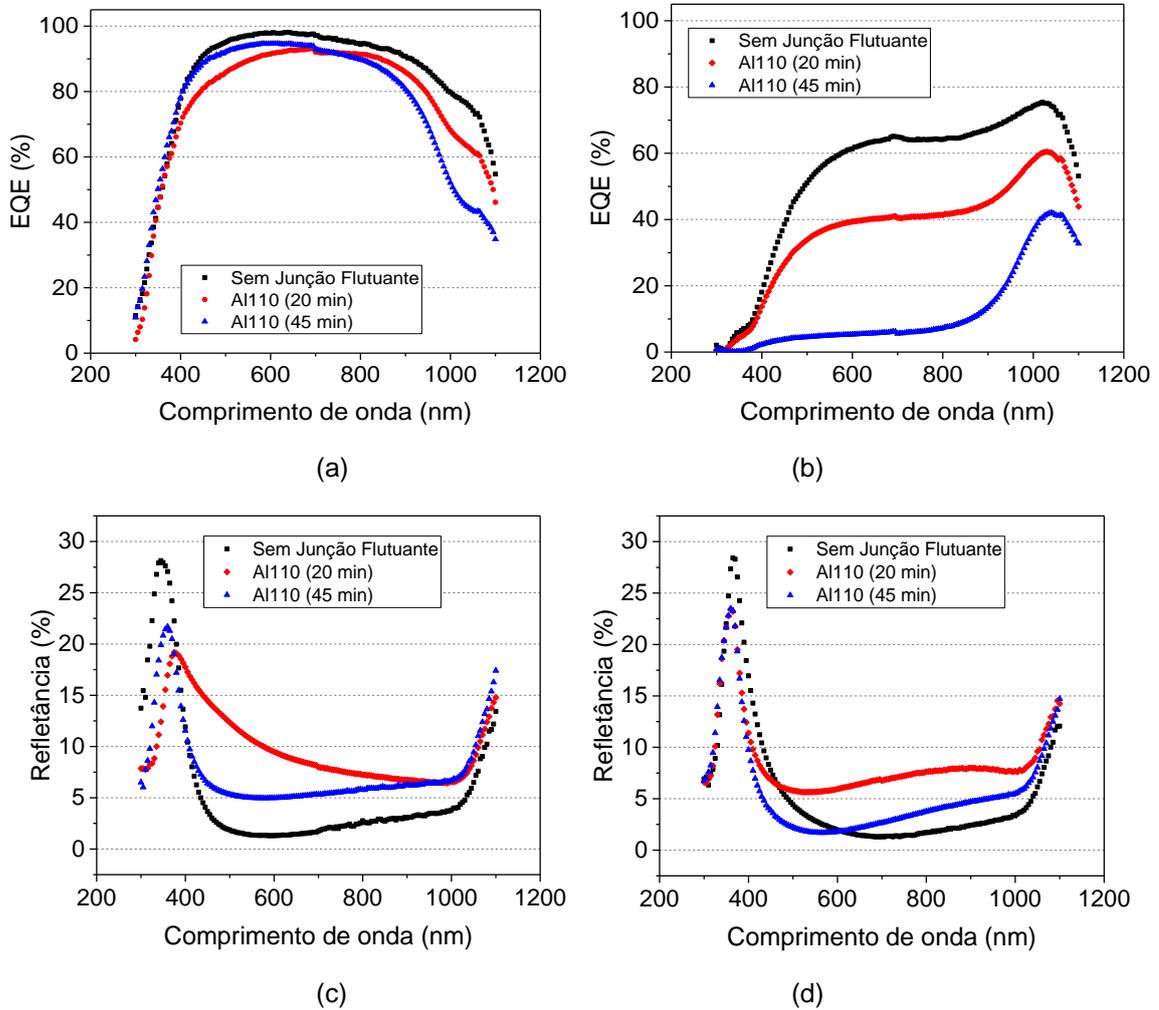


Figura 4.15. Eficiência quântica externa com irradiação no (a) emissor e (b) no BSF e refletância do (c) emissor e do (d) campo retrodifusor das células solares com maior eficiência processadas sem e com junção flutuante no emissor formada com o método F.

4.2. Processo Com Difusão de Boro e Fósforo na Mesma Etapa Térmica

O processo de difusão de boro e de fósforo na mesma etapa térmica, processo β , foi desenvolvido com difusão dos dopantes com base na solicitação de patente BR 10 2018 0085760, com título "Processo de Difusão de Dopante Tipo p e tipo n em Lâminas de Silício na Mesma Etapa Térmica". Com este método é possível diminuir ainda mais etapas no processo de fabricação de células solares.

Os parâmetros que foram fixados no processo de fabricação das células solares com o processo β são apresentados na Tabela 4.51. A partir dos resultados obtidos no processo α e com base em trabalhos anteriores, otimizou-se experimentalmente o campo retrodifusor e o emissor, variando o tempo e a temperatura de difusão. Também se analisou a influência da temperatura de oxidação para a passivação, as diferentes pastas de Ag/Al para a metalização na face do campo retrodifusor e a temperatura de queima das pastas de metalização.

Tabela 4.51. Parâmetros do processo de produção de células solares para otimização experimental do processo β .

Parâmetros		Referências
Tempo de difusão de Boro (min)	20	Zanesco e Moehlecke (2016)
Tempo de difusão de fósforo (min)	50	e
Temperatura de oxidação (°C)	800	Zanesco e Moehlecke (2018)
Tempo de oxidação (min)	45	
Espessura do filme AR no emissor	≈ 25	Zanesco et al. (2019)
Espessura do filme AR no BSF	≈ 55	

4.2.1. Análise da Influência da Temperatura de Difusão na Formação do Campo Retrodifusor

De acordo com os resultados apresentados na solicitação de patente BR 10 2018 0085760, a temperatura de difusão de boro (T_B) para formar o BSF na metodologia do processo β foram de 950 °C, 960 °C e 970 °C. Na Tabela 4.52 são apresentados os valores da resistência de folha de cada processo desenvolvido com tempo de difusão do boro de 20 minutos. Para a formação do emissor foi mantida a temperatura de difusão de fósforo em 845 °C. Nota-se que há pouca variação na resistência de folha do emissor. A $R_{P\Box}$ variou de (70 ± 4) a $(73 \pm 4) \Omega/\Box$. No entanto, a $R_{B\Box}$ variou de $(50,5 \pm 1,9)$ a $(61,0 \pm 1,9) \Omega/\Box$, com a diminuição da temperatura. Não foi observada uma correlação entre a dopagem de boro e a resistência de folha do emissor.

Tabela 4.52. Valores das resistências de folha do emissor e do BSF para o tempo de 20 minutos de difusão de boro em função da variação a temperatura de difusão.

Processo	Célula	$R_{P\Box} (\Omega/\Box)$	$R_{B\Box} (\Omega/\Box)$
BT _B 950	P1C2 β	71 ± 4	$61,0 \pm 1,9$
BT _B 960	P1C6 β	70 ± 4	$55,1 \pm 2,2$
BT _B 970	P3C18 β	73 ± 4	$50,5 \pm 1,9$

Ao variar a temperatura de difusão de boro, foram obtidos os parâmetros elétricos medidos com irradiância incidente no emissor apresentados na Tabela 4.53. Para a menor $R_{\square B}$ ($50,5 \pm 1,9$) Ω/\square obtiveram-se os maiores valores dos parâmetros elétricos, com J_{sc} e V_{oc} média de ($36,24 \pm 0,21$) mA/cm^2 e ($605,3 \pm 0,4$) mV , respectivamente. A maior eficiência foi de 16,6 %.

Tabela 4.53. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função da resistência de folha do BSF de boro para o tempo de difusão de 20 minutos, com T_{oxi} de 800 °C e T_Q de 850 °C.

T_B (°C)	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	Emissor de Fósforo (n^+)			
			J_{sc} (mA/cm^2)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
950	$61,0 \pm 1,9$	P1C1 β	34,9	583,0	0,724	14,7
		P1C3 β	35,3	584,4	0,732	15,1
			$35,10 \pm 0,28$	$583,70 \pm 0,99$	$0,728 \pm 0,006$	$14,9 \pm 0,26$
960	$55,1 \pm 2,2$	P1C5 β	34,6	583,6	0,663	13,4
		P1C7 β	34,3	583,3	0,746	14,9
			$34,45 \pm 0,17$	$583,45 \pm 0,21$	$0,705 \pm 0,059$	$14,1 \pm 1,1$
970	$50,5 \pm 1,9$	P3C12 β	36,0	605,2	0,693	15,1
		P3C13 β	36,4	605,7	0,740	16,3
		P3C14 β	36,2	605,5	0,734	16,1
		P3C15 β	35,9	605,3	0,715	15,6
		P3C16 β	36,4	605,5	0,744	16,4
		P3C17 β	36,4	604,6	0,751	16,5
		P3C18 β	36,5	605,7	0,753	16,6
			$36,24 \pm 0,21$	$605,3 \pm 0,4$	$0,733 \pm 0,022$	$16,1 \pm 0,6$

Os parâmetros elétricos com irradiância no BSF de boro são apresentados na Tabela 4.54. Observa-se que da mesma forma que na Tabela 4.53, os maiores resultados foram obtidos com a menor $R_{\square B}$. O parâmetro que mais variou foi a J_{sc} . Para a maior $R_{\square B}$, esse parâmetro foi de ($17,9 \pm 0,9$) mA/cm^2 e para a menor $R_{\square B}$ foi de ($27,4 \pm 0,4$) mA/cm^2 . Este resultado pode estar sendo afetado pelo maior tempo de vida dos portadores de carga na base, que também afetou o aumento da V_{oc} .

Tabela 4.54. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função da resistência de folha do BSF de boro para o tempo de difusão de 20 minutos, com T_{oxi} de 800 °C e T_Q de 850 °C.

T_B (°C)	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	BSF de Boro (p^+)			
			J_{sc} (mA/cm^2)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
950	$61,0 \pm 1,9$	P1C1 β	17,2	568,3	0,746	7,3
		P1C3 β	18,5	571,0	0,760	8,0
			$17,9 \pm 0,9$	$569,61 \pm 1,92$	$0,753 \pm 0,010$	$7,7 \pm 0,5$
960	$55,1 \pm 2,2$	P1C5 β	18,9	571,2	0,667	7,2
		P1C7 β	19,3	571,5	0,757	8,3
			$19,09 \pm 0,22$	$571,34 \pm 0,23$	$0,712 \pm 0,064$	$7,8 \pm 0,8$
970	$50,5 \pm 1,9$	P3C12 β	28,0	600,0	0,698	11,8
		P3C13 β	27,5	599,4	0,743	12,2
		P3C14 β	27,5	599,6	0,745	12,3
		P3C15 β	27,3	598,9	0,692	11,3
		P3C16 β	26,8	598,7	0,746	12,0
		P3C17 β	27,0	598,7	0,766	12,4
		P3C18 β	27,6	600,5	0,765	12,7
			$27,4 \pm 0,4$	$599,4 \pm 0,7$	$0,736 \pm 0,030$	$12,1 \pm 0,4$

Ao analisar a influência da variação da T_B na eficiência média ponderada, mostrada na Tabela 4.55, os maiores valores foram obtidos com o processo com a menor $R_{\square B}$, de $(50,5 \pm 1,9) \Omega/\square$. Tanto as eficiências para irradiância incidente no emissor quanto no BSF foram maiores com esse processo. A maior eficiência média ponderada obtida foi de 16,0 % com $\eta_{\text{emissor}} = 16,6 \%$ e $\eta_{\text{BSF}} = 12,7 \%$. Da mesma forma que os resultados obtidos com o processo α , a J_{sc} foi menor na região pp^+ nesse tipo de estrutura, devido à alta recombinação dos portadores de carga minoritários na região altamente dopada com boro (Moehlecke et al. 1995).

Tabela 4.55. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais em função da resistência de folha do BSF de boro para o tempo de difusão de 20 minutos, com T_{OXI} de 800 °C e T_Q de 850 °C.

T_B (°C)	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	η_{emissor} (%)	η_{BSF} (%)	η_w (%)
950	$61,0 \pm 1,9$	P1C1 β	14,7	7,3	13,5
		P1C3 β	15,1	8,0	13,9
			$14,9 \pm 0,26$	$7,7 \pm 0,5$	$13,7 \pm 0,3$
960	$55,1 \pm 2,2$	P1C5 β	13,4	7,2	12,4
		P1C7 β	14,9	8,3	13,8
			$14,1 \pm 1,1$	$7,8 \pm 0,8$	$13,09 \pm 1,05$
970	$50,5 \pm 1,9$	P3C12 β	15,1	11,8	14,5
		P3C13 β	16,3	12,2	15,6
		P3C14 β	16,1	12,3	15,4
		P3C15 β	15,6	11,3	14,9
		P3C16 β	16,4	12,0	15,7
		P3C17 β	16,5	12,4	15,8
		P3C18 β	16,6	12,7	16,0
			$16,1 \pm 0,6$	$12,1 \pm 0,5$	$15,4 \pm 0,5$

4.2.2. Otimização do Tempo de Difusão Para Formar o Campo Retrodifusor

O tempo de difusão de boro para formar o campo retrodifusor foi variado para a T_B de 950 °C, 960 °C e 970 °C. Na Tabela 4.56 mostram-se os valores da resistência de folha do emissor e do BSF para a T_B de 950 °C e tempo de difusão de boro de 10 e 20 minutos. Observa-se que apesar da variação da $R_{\square B}$, a $R_{\square P}$ manteve-se com o mesmo valor nos dois processos, sendo de $(71 \pm 4) \Omega/\square$. Nota-se que a $R_{\square B}$ aumentou de $(61,0 \pm 1,9)$ para $(67,5 \pm 2,7) \Omega/\square$ quando o tempo de difusão de boro foi reduzido de 20 min para 10 min.

Tabela 4.56. Valores das resistências de folha do emissor e do BSF para a T_B de 950 °C e com variação no tempo de difusão de boro.

Processo	t_B (minutos)	Célula	$R_{\square P}$ (Ω/\square)	$R_{\square B}$ (Ω/\square)
Bt _B 20	20	P1C2 β	71 ± 4	$61,0 \pm 1,9$
Bt _B 10	10	P2C16 β	71 ± 4	$67,5 \pm 2,7$

Na Tabela 4.57 comparam-se os parâmetros elétricos das células solares com irradiância incidente no emissor. Para formar a malha metálica na região com difusão de boro utilizou-se a pasta de Ag/Al PV3N2 e T_Q de 850 °C. Observa-se que com a redução do tempo de difusão e o conseqüente aumento da $R_{\square B}$, a eficiência média aumentou. Neste caso, apesar da redução na J_{sc} média de $(35,10 \pm 0,28)$ mA/cm² para $(34,3 \pm 0,4)$ mA/cm², o principal parâmetro de aumento foi a V_{oc} .

Tabela 4.57. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo para diferentes tempos de difusão de boro para formar o BSF, produzidas com T_B de 950 °C, T_{OXI} de 800 °C.

t_B (min)	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	Emissor de Fósforo (n^+)			
			J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
20	$61,0 \pm 1,9$	P1C1 β	34,9	583,0	0,724	14,7
		P1C3 β	35,3	584,4	0,732	15,1
			$35,10 \pm 0,28$	$583,70 \pm 0,99$	$0,728 \pm 0,060$	$14,90 \pm 0,26$
10	$67,5 \pm 2,7$	P2C15 β	34,1	596,1	0,743	15,1
		P2C16 β	34,6	596,3	0,737	15,2
			$34,3 \pm 0,4$	$596,16 \pm 0,14$	$0,740 \pm 0,004$	$15,14 \pm 0,08$

A Tabela 4.58 mostra os resultados das células solares com irradiância no BSF de boro. Novamente, obtém-se a maior eficiência com a maior $R_{B\square}$ (menor tempo de difusão). Da mesma forma que os resultados obtidos com o processo α , a J_{sc} na face com o campo retrodifusor de boro é menor. Ao comparar a J_{sc} média apresentada na Tabela 4.58 obtida com a $R_{\square B}$ de $(61,0 \pm 1,9)$ Ω/\square com aquela encontrada com iluminação no emissor (Tabela 4.57), observa-se que a J_{sc} é quase a metade com irradiância no BSF. No entanto, a maior J_{sc} foi obtida com o menor tempo de difusão de boro e, ou seja, a maior $R_{B\square}$.

Tabela 4.58. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro para diferentes tempos de difusão de boro para formar o BSF, produzidas com T_B de 950 °C, T_{OXI} de 800 °C.

t_B (min)	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Célula	BSF de Boro (p^+)			
			J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
20	$61,0 \pm 1,9$	P1C1 β	17,2	568,3	0,746	7,3
		P1C3 β	18,5	571,0	0,760	8,0
			$17,9 \pm 0,9$	$569,61 \pm 1,92$	$0,753 \pm 0,010$	$7,7 \pm 0,5$
10	$67,5 \pm 2,7$	P2C15 β	23,9	588,8	0,760	10,7
		P2C16 β	23,3	587,7	0,758	10,4
			$23,6 \pm 0,4$	$588,2 \pm 0,8$	$0,759 \pm 0,001$	$10,55 \pm 0,23$

Os valores da eficiência média ponderada para diferentes tempos de difusão e T_B de 950 °C, são apresentadas na Tabela 4.59. Nota-se que a maior diferença está na eficiência das células solares com irradiância no BSF. Para o processo com menor

tempo de difusão e maior $R_{B\Box}$ foi obtido a maior η_{BSF} e conseqüentemente a maior eficiência média ponderada de 14,4%.

Tabela 4.59. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais para diferentes tempos de difusão de boro para formar o BSF, produzidas com T_B de 950 °C, T_{OXI} de 800 °C.

t_B (min)	$R_{B\Box}$ (Ω/\Box)	Célula	$\eta_{emissor}$ (%)	η_{BSF} (%)	η_w (%)
20	61,0 \pm 1,9	P1C1 β	14,7	7,3	13,5
		P1C3 β	15,1	8,0	13,9
			14,16 \pm 1,10	7,7 \pm 0,5	13,7 \pm 0,3
10	67,5 \pm 2,7	P2C15 β	15,1	10,7	14,4
		P2C16 β	15,2	10,4	14,4
			15,14 \pm 0,08	10,55 \pm 0,23	14,38 \pm 0,03

A resistência de folha do emissor e do BSF, quando foi variado o tempo de difusão para a T_B de 960 °C, está apresentada na Tabela 4.60. A $R_{B\Box}$ variou de (55,1 \pm 2,2) a (72 \pm 5) Ω/\Box com a redução do tempo de difusão de boro de 20 minutos para 5 minutos. Para o menor t_B , o desvio padrão da resistência de folha aumentou, indicando que a difusão de boro neste caso é menos uniforme. É importante observar que não ocorreu variação na $R_{P\Box}$, indicando que a alteração do tempo de difusão de boro não afeta a resistência de folha do emissor no processo de difusão dos dois dopantes no mesmo passo térmico.

Tabela 4.60. Valores das resistências de folha do emissor e do BSF para a T_B de 960 °C com variação no tempo de difusão de boro.

Processo	t_B (minutos)	Célula	$R_{P\Box}$ (Ω/\Box)	$R_{B\Box}$ (Ω/\Box)
B t_B 20	20	P1C6 β	70 \pm 4	55,1 \pm 2,2
B t_B 15	15	P1C14 β	71 \pm 5	59,2 \pm 1,9
B t_B 5	5	P2C18 β	72 \pm 4	72 \pm 5

Ao analisar os parâmetros elétricos das células solares com irradiância incidente no emissor, mostrados na Tabela 4.61, observa-se que a maior eficiência, 15,3 %, foi obtida com o menor tempo de difusão de boro, de 5 minutos. Apesar de resultar em uma menor J_{SC} , se comparado ao processo com t_B de 20 min, $R_{B\Box}$ (59,2 \pm 1,9) Ω/\Box , os demais parâmetros influenciam na $\eta_{emissor}$. Deve-se levar em conta que no processo com t_B de 20 minutos foi utilizada a pasta de Ag/Al PV3N2, que foi comercializada recentemente.

Na Tabela 4.62 mostram-se os parâmetros elétricos das células solares medidas com irradiância incidente no campo retrodifusor, onde observa-se novamente que para o menor tempo de difusão e $R_{B\Box}$ de (72 \pm 5) Ω/\Box obtiveram-se os maiores

valores de todos os parâmetros elétricos. Este resultado pode estar relacionado com o maior tempo de vida dos minoritários na base, que pode ser resultado do menor tempo de difusão ou do tempo de vida inicial dos portadores de carga minoritários.

Tabela 4.61. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função do tempo de difusão para formar o BSF de boro, com T_B de 960 °C, T_{OXI} de 800 °C e T_Q de 850 °C.

t_B (min)	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Pasta de Ag/Al	Célula	Emissor de Fósforo (n^+)			
				J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
20	55,1 ± 2,2	PV3N2	P1C5 β	34,6	583,6	0,663	13,4
			P1C7 β	34,3	583,3	0,746	14,9
				34,45 ± 0,17	583,45 ± 0,25	0,705 ± 0,059	14,16 ± 1,10
15	59,2 ± 1,9	PV3N1	P1C14 β	35,5	584,7	0,704	14,6
			P1C16 β	35,4	585,6	0,719	14,9
				35,45 ± 0,02	585,2 ± 0,6	0,712 ± 0,011	14,76 ± 0,23
5	72 ± 5	PV3N2	P2C17 β	34,6	596,5	0,741	15,3

Tabela 4.62. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função do tempo de difusão para formar o BSF de boro, com T_B de 960 °C, T_{OXI} de 800 °C e T_Q de 850 °C.

t_B (min)	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Pasta de Ag/Al	Célula	BSF de Boro (p^+)			
				J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
20	55,1 ± 2,2	PV3N2	P1C5 β	18,9	571,2	0,667	7,2
			P1C7 β	19,3	571,5	0,757	8,3
				19,09 ± 0,22	571,34 ± 0,23	0,712 ± 0,064	7,8 ± 0,8
15	59,2 ± 1,9	PV3N1	P1C14 β	19,5	572,4	0,743	8,3
			P1C16 β	19,1	571,8	0,739	8,1
				19,30 ± 0,23	572,1 ± 0,4	0,741 ± 0,003	8,18 ± 0,14
5	72 ± 5	PV3N2	P2C17 β	23,9	588,2	0,757	10,6

As eficiências médias ponderadas das células solares processadas com diferentes tempos de difusão de boro e T_B de 960 °C são comparadas na Tabela 4.63. Nota-se que quanto menor o tempo de difusão maior é a η_w . Para a célula com o menor t_B e $R_{\square B} = (72 \pm 5) \Omega/\square$, a η_w foi de 14,5 %, $\eta_{emissor}$ de 15,3 % e η_{BSF} de 10,6 %.

Tabela 4.63. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais em função do tempo de difusão para formar o BSF de boro, com T_B de 960 °C, T_{OXI} de 800 °C e T_Q de 850 °C.

t_B (min)	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Pasta de Ag/Al	Célula	$\eta_{emissor}$ (%)	η_{BSF} (%)	η_w (%)
20	55,1 ± 2,2	PV3N2	P1C5 β	13,4	7,21	12,4
			P1C7 β	14,9	8,30	13,8
				14,16 ± 1,10	7,8 ± 0,8	13,09 ± 1,05
15	59,2 ± 1,9	PV3N1	P1C14 β	14,6	8,3	13,5
			P1C16 β	14,9	8,1	13,8
				14,76 ± 0,23	8,18 ± 0,14	13,66 ± 0,17
5	72 ± 5	PV3N2	P2C17 β	15,3	10,6	14,5

Para comparar os resultados, desenvolveram-se processos com a T_B de 970 °C e tempo de difusão de boro de até 20 minutos. Na Tabela 4.64 são apresentados os valores da resistência de folha do emissor e do BSF.

A $R_{\square B}$ variou de $(49,1 \pm 2,3)$ a $(83 \pm 3) \Omega/\square$ e a $R_{\square P}$ ficou praticamente a mesma, com exceção do resultado obtido com o tempo de 5 minutos, que apresentou o valor de $(82 \pm 3) \Omega/\square$. Para o processo com a difusão de boro e de fósforo durante o mesmo tempo e na mesma temperatura (Bt_B0), a $R_{\square B}$ foi de $(83 \pm 3) \Omega/\square$.

Tabela 4.64. Valores das resistências de folha do emissor e do BSF para a T_B de 970 °C com variação no tempo de difusão de boro.

Processo	t_B (minutos)	Célula	$R_{\square P} (\Omega/\square)$	$R_{\square B} (\Omega/\square)$
Bt_B20	20	P2C6 β	72 ± 4	$49,1 \pm 2,3$
Bt_B20		P3C18 β	73 ± 4	$50,6 \pm 2,4$
Bt_B10	10	P1C18 β	76 ± 3	$56,8 \pm 1,8$
Bt_B5	5	P2C12 β	82 ± 3	$70,3 \pm 2,8$
Bt_B0	-	P2C14 β	72 ± 4	83 ± 3

Os parâmetros elétricos das células solares com irradiância incidente no emissor são mostrados na Tabela 4.65. Ao comparar os resultados mostrados nas Tabelas 4.57 ($T_B = 950$ °C) e 4.61 ($T_B = 960$ °C) com os valores apresentados na Tabela 4.65 ($T_B = 970$ °C), observa-se que a maior eficiência foi obtida com a T_B de 970 °C. Nota-se uma tendência de diminuição da J_{sc} com a redução do t_B . Os maiores valores da J_{sc} e da V_{oc} foram obtidos com o tempo de difusão de boro de 20 min. Neste caso, a J_{sc} média foi de $(36,24 \pm 0,21) \text{ mA/cm}^2$ e a V_{oc} média foi de $(605,3 \pm 0,4) \text{ mV}$. Nos resultados encontrados com a T_B de 950 °C e de 960 °C, o valor máximo da V_{oc} foi menor que 600 mV.

Os resultados com irradiância incidente no BSF, obtidos com diferentes tempos de difusão de boro, são apresentados na Tabela 4.66. Nestes dispositivos utilizaram-se as pastas de metalização na face posterior PV3N1 e PV3N2. A maior eficiência foi obtida com o tempo de 20 minutos devido principalmente ao maior valor de J_{sc} . Este parâmetro, nesse tipo de estrutura, apresentou o maior valor médio, de $(27,4 \pm 0,4) \text{ mA/cm}^2$.

Tabela 4.65. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função do tempo de difusão para formar o BSF de boro, para a T_B de 970 °C, com T_{OXI} de 800 °C e T_Q de 850 °C.

t_B (min)	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Pasta de Ag/Al	Células	Emissor de Fósforo (n^+)			
				J_{sc} (mA/cm 2)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
20	49,1 \pm 2,3	PV3N2	P2C7 β	35,3	602,1	0,757	16,1
			P2C8 β	35,5	601,7	0,752	16,1
				35,38 \pm 0,13	601,90 \pm 0,25	0,755 \pm 0,004	16,07 \pm 0,02
20	50,5 \pm 1,9	PV3N2	P3C12 β	36,0	605,2	0,693	15,1
			P3C13 β	36,4	605,7	0,740	16,3
			P3C14 β	36,2	605,5	0,734	16,1
			P3C15 β	35,9	605,3	0,715	15,6
			P3C16 β	36,4	605,5	0,744	16,4
			P3C17 β	36,4	604,6	0,751	16,5
			P3C18 β	36,5	605,7	0,753	16,6
				36,24 \pm 0,21	605,3 \pm 0,4	0,733 \pm 0,022	16,1 \pm 0,6
10	56,8 \pm 1,8	PV3N1	P1C17 β	35,5	585,1	0,720	15,0
			P1C18 β	35,6	585,7	0,722	15,1
				35,54 \pm 0,07	585,4 \pm 0,4	0,721 \pm 0,001	15,00 \pm 0,07
5	70,3 \pm 2,8	PV3N2	P2C11 β	35,3	594,2	0,691	14,5
			P2C12 β	35,7	594,9	0,734	15,6
				35,50 \pm 0,28	594,6 \pm 0,5	0,713 \pm 0,030	15,0 \pm 0,8
-	83 \pm 3	PV3N2	P2C13 β	34,9	587,5	0,718	14,7
			P2C14 β	35,0	588,4	0,730	15,0
				34,92 \pm 0,06	588,0 \pm 0,6	0,724 \pm 0,008	14,87 \pm 0,22

Tabela 4.66. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função do tempo de difusão para formar o BSF de boro, para a T_B de 970 °C, com T_{OXI} de 800 °C e T_Q de 850 °C.

t_B (min)	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Pasta de Ag/Al	Célula	BSF de Boro (p^+)			
				J_{sc} (mA/cm 2)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
20	49,1 \pm 2,3	PV3N2	P2C7 β	24,3	594,7	0,774	11,2
			P2C8 β	24,4	595,5	0,775	11,3
				24,36 \pm 0,07	595,1 \pm 0,6	0,775 \pm 0,001	11,23 \pm 0,05
20	50,5 \pm 1,9	PV3N2	P3C12 β	28,1	600,0	0,698	11,8
			P3C13 β	27,5	599,4	0,743	12,2
			P3C14 β	27,5	599,6	0,745	12,3
			P3C15 β	27,3	598,9	0,692	11,3
			P3C16 β	26,8	598,7	0,746	12,0
			P3C17 β	27,0	598,7	0,766	12,4
			P3C18 β	27,6	600,5	0,765	12,7
				27,4 \pm 0,4	599,4 \pm 0,7	0,736 \pm 0,030	12,09 \pm 0,5
10	56,8 \pm 1,8	PV3N1	P1C17 β	19,1	571,7	0,741	8,1
			P1C18 β	18,8	571,3	0,734	7,9
				18,93 \pm 0,22	571,50 \pm 0,23	0,738 \pm 0,005	7,98 \pm 0,15
5	70,3 \pm 2,8	PV3N2	P2C11 β	21,6	583,7	0,737	9,3
			P2C12 β	21,5	584,2	0,765	9,6
				21,58 \pm 0,06	583,9 \pm 0,4	0,751 \pm 0,020	9,46 \pm 0,23
-	83 \pm 3	PV3N2	P2C13 β	17,6	572,2	0,758	7,6
			P2C14 β	19,6	575,7	0,760	8,6
				18,61 \pm 1,44	573,92 \pm 2,50	0,759 \pm 0,001	8,1 \pm 0,7

A eficiência média ponderada é mostrada na Tabela 4.67. Com a T_B de 970 °C, foram obtidos os maiores valores de η_w , se comparados aos valores das Tabela 4.59 e 4.63. Para o processo com t_B de 20 minutos e $R_{\square B}$ de (50,5 \pm 1,9) Ω/\square , a η_w média foi de (15,4 \pm 0,5) %, devido aos valores mais altos da η_{BSF} .

Tabela 4.67. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais em função do tempo de difusão para formar o BSF de boro, para a T_B de 970 °C, com T_{OXI} de 800 °C e T_Q de 850 °C.

t_B (min)	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Pasta de Ag/Al	Célula	$\eta_{emissor}$ (%)	η_{BSF} (%)	η_w (%)
20	49,1 ± 2,3	PV3N2	P2C7 β	16,1	11,2	15,3
			P2C8 β	16,1	11,3	15,3
				16,07 ± 0,02	11,23 ± 0,05	15,26 ± 0,01
20	50,5 ± 1,9	PV3N2	P3C12 β	15,1	11,8	14,5
			P3C13 β	16,3	12,2	15,6
			P3C14 β	16,1	12,3	15,4
			P3C15 β	15,6	11,3	14,9
			P3C16 β	16,4	12,0	15,7
			P3C17 β	16,5	12,4	15,8
			P3C18 β	16,6	12,7	16,0
				16,1 ± 0,6	12,09 ± 0,5	15,4 ± 0,5
10	56,8 ± 1,8	PV3N1	P1C17 β	15,0	8,1	13,8
			P1C18 β	15,1	7,9	13,9
				15,00 ± 0,07	7,98 ± 0,15	13,83 ± 0,03
5	70,3 ± 2,8	PV3N2	P2C11 β	14,5	9,3	13,6
			P2C12 β	15,6	9,6	14,6
				15,0 ± 0,8	9,46 ± 0,23	14,1 ± 0,7
-	83 ± 3	PV3N2	P2C13 β	14,7	7,6	13,5
			P2C14 β	15,0	8,6	14,0
				14,87 ± 0,22	8,1 ± 0,7	13,74 ± 0,29

4.2.3. Comparação do Processo Térmico de Oxidação Para a Passivação

A influência do processo térmico de oxidação para a passivação nos parâmetros elétricos das células solares foi avaliada. Realizaram-se dois processos de oxidação com diferentes etapas, mas com a mesma temperatura e com o mesmo tempo. Nos dois processos de oxidação, a T_{OXI} foi de 800 °C e o tempo de oxidação foi de 45 minutos. No processo padrão (Oxi800), as lâminas entraram no forno na temperatura de 800 °C. No outro processo (Oxi500) foi realizada uma rampa de aumento da temperatura. Neste processo, as lâminas foram colocadas no forno na temperatura de 500 °C e aumentou-se a temperatura do forno com as lâminas já dentro do forno.

Na Tabela 4.68 são mostrados os parâmetros elétricos das células solares com irradiância incidente no emissor, em função da T_Q , para os dois processos de oxidação. A $R_{\square B}$ e a $R_{P\square}$ para ambos os processos foram as mesmas: $R_{\square B} = (52,9 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{P\square} = (70 \pm 5) \Omega/\square$. Comparando os dois processos de oxidação, observa-se que a maior eficiência média foi obtida com o processo Oxi800, onde maior eficiência média foi de $(14,87 \pm 0,25) \%$, que é 0,3 % (absoluto) maior que o valor medido nos dispositivos produzidos com o processo Oxi500.

Tabela 4.68. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo, processadas com T_B de 960 °C e tempo de 15 minutos, e em função da T_Q . A pasta de metalização usada na face posterior foi a PV3N1.

T_Q (°C)	Oxid.	Célula	Emissor de Fósforo (n^+)			
			J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
820	Oxi500	P1C13 β	35,0	583,1	0,648	13,2
		P1C15 β	35,1	585,7	0,636	13,1
		35,01 \pm 0,08	584,39 \pm 1,84	0,642 \pm 0,008	13,14 \pm 0,10	
P1C13 β		35,9	583,9	0,685	14,4	
P1C15 β		35,8	586,3	0,700	14,7	
		35,83 \pm 0,08	585,06 \pm 1,71	0,693 \pm 0,011	14,52 \pm 0,23	
840		P1C13 β	35,6	582,4	0,694	14,4
		P1C15 β	35,6	584,5	0,705	14,7
		35,62 \pm 0,02	583,47 \pm 1,45	0,700 \pm 0,008	14,54 \pm 0,19	
860		P1C13 β	34,4	581,3	0,710	14,2
	P1C15 β	34,5	583,8	0,720	14,5	
	34,42 \pm 0,04	582,53 \pm 1,81	0,715 \pm 0,007	14,34 \pm 0,20		
820	Oxi800	P1C14 β	35,2	584,4	0,599	12,3
		P1C16 β	35,6	586,5	0,587	12,3
		35,4 \pm 0,3	585,47 \pm 1,50	0,593 \pm 0,008	12,29 \pm 0,03	
840		P1C14 β	35,6	586,9	0,703	14,7
		P1C16 β	36,3	587,4	0,706	15,1
		36,0 \pm 0,5	587,1 \pm 0,4	0,705 \pm 0,002	14,87 \pm 0,25	
850		P1C14 β	35,5	584,7	0,704	14,6
		P1C16 β	35,4	585,6	0,719	14,9
		35,45 \pm 0,02	585,2 \pm 0,6	0,712 \pm 0,011	14,76 \pm 0,23	
860		P1C14 β	34,4	583,5	0,719	14,4
	P1C16 β	34,7	584,3	0,724	14,7	
	34,54 \pm 0,26	583,9 \pm 0,6	0,722 \pm 0,004	14,55 \pm 0,20		

Na Tabela 4.69 são comparados os parâmetros elétricos das células solares com irradiância incidente no BSF, produzidas com os processos de oxidação com diferentes rampas de aumento de temperatura. Para a mesma T_Q , observa-se que a J_{sc} e V_{oc} e, conseqüentemente, a eficiência dos dispositivos que foram produzidos com o processo Oxi800 são maiores que os valores obtidos com o processo Oxi500. Este resultado indica que a permanência das lâminas de silício no forno durante a subida da temperatura pode reduzir o tempo de vida dos minoritários. A maior η_{BSF} obtida foi de 8,8 % com T_Q de 840 °C.

Na Tabela 4.70 observa-se que as maiores η_W foram obtidas com a Oxi800. A maior $\eta_{emissor}$ foi de 15,1 % e a η_{BSF} foi de 8,5 %, resultando na η_W de 14,0 %, para a T_Q de 840 °C.

Tabela 4.69. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais, com irradiância no BSF de boro, processadas com T_B de 960 °C e tempo de 15 minutos, e em função da T_a . A pasta de metalização usada na face posterior foi a PV3N1.

T_a (°C)	Oxid.	Célula	BSF de Boro (p ⁺)			
			J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
820	Oxi500	P1C13 β	17,1	567,7	0,707	6,9
		P1C15 β	18,7	572,5	0,696	7,5
		17,90 ± 1,18	570,1 ± 3,4	0,702 ± 0,008	7,2 ± 0,4	
840		P1C13 β	18,6	570,3	0,734	7,8
		P1C15 β	20,1	574,1	0,737	8,5
		19,35 ± 1,01	572,20 ± 2,62	0,736 ± 0,002	8,1 ± 0,5	
850		P1C13 β	17,7	567,3	0,734	7,4
		P1C15 β	19,0	570,8	0,738	8,0
		18,3 ± 0,9	569,04 ± 2,46	0,736 ± 0,003	7,7 ± 0,4	
860		P1C13 β	17,6	567,1	0,736	7,4
	P1C15 β	19,0	572,5	0,758	8,3	
	18,3 ± 1,0	569,8 ± 3,8	0,747 ± 0,016	7,8 ± 0,6		
820	Oxi800	P1C14 β	18,6	570,9	0,663	7,0
		P1C16 β	18,4	572,3	0,665	7,0
		18,50 ± 0,16	571,6 ± 0,99	0,664 ± 0,001	7,02 ± 0,03	
840		P1C14 β	20,8	575,8	0,733	8,8
		P1C16 β	20,0	575,0	0,743	8,5
		20,40 ± 0,56	575,4 ± 0,6	0,738 ± 0,007	8,65 ± 0,16	
850		P1C14 β	19,5	572,4	0,743	8,3
		P1C16 β	19,1	571,8	0,739	8,1
		19,30 ± 0,23	572,1 ± 0,4	0,741 ± 0,003	8,18 ± 0,14	
860		P1C14 β	19,4	572,3	0,754	8,4
	P1C16 β	19,0	571,6	0,747	8,1	
	19,20 ± 0,28	571,9 ± 0,5	0,751 ± 0,005	8,23 ± 0,19		

Tabela 4.70. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais processadas com T_B de 960 °C e tempo de 15 minutos, e em função da T_a . A pasta de metalização usada na face posterior foi a PV3N1.

T_a (°C)	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	Oxid.	Cél	$\eta_{emissor}$ (%)	η_{BSF} (%)	η_w (%)
820	59,2 ± 1,9	Oxi500	P1C13 β	13,2	6,9	12,2
			P1C15 β	13,1	7,5	12,1
			13,14 ± 0,10	7,2 ± 0,4	12,14 ± 0,01	
840			P1C13 β	14,4	7,8	13,3
			P1C15 β	14,7	8,5	13,7
			14,52 ± 0,23	8,1 ± 0,5	13,45 ± 0,27	
850			P1C13 β	14,4	7,4	13,2
			P1C15 β	14,7	8,0	13,6
			14,54 ± 0,19	7,7 ± 0,4	13,40 ± 0,23	
860			P1C13 β	14,2	7,4	13,1
	P1C15 β	14,5	8,3	13,4		
	14,34 ± 0,20	7,8 ± 0,6	13,25 ± 0,27			
820	59,2 ± 1,9	Oxi800	P1C14 β	12,3	7,04	11,4
			P1C16 β	12,3	7,00	11,4
			12,29 ± 0,03	7,02 ± 0,03	11,41 ± 0,03	
840			P1C14 β	14,7	8,8	13,7
			P1C16 β	15,1	8,5	14,0
			14,87 ± 0,25	8,65 ± 0,16	13,83 ± 0,18	
850			P1C14 β	14,6	8,3	13,5
			P1C16 β	14,9	8,1	13,8
			14,76 ± 0,23	8,18 ± 0,14	13,66 ± 0,17	
860			P1C14 β	14,4	8,4	13,4
	P1C16 β	14,7	8,1	13,6		
	14,55 ± 0,20	8,23 ± 0,19	13,50 ± 0,13			

A fim de avaliar a influência da temperatura de queima (T_Q) das pastas de metalização, na Figura 4.16 comparam-se os parâmetros elétricos medidos com irradiância no emissor e no BSF das células solares produzidas com os processos de oxidação Oxi800 e Oxi500. Estas células solares foram processadas com a T_B de 960 °C, tempo de 15 minutos e a pasta PV3N1 na face posterior. Da Figura 4.16 (a) e (b) pode-se ver que, para os dois processos, os maiores valores de J_{sc} e V_{oc} foram obtidos com a T_Q de 840 °C, tanto com iluminação no emissor quanto no BSF. Também se nota os menores valores da V_{oc} e, principalmente, da J_{sc} , com irradiância no BSF.

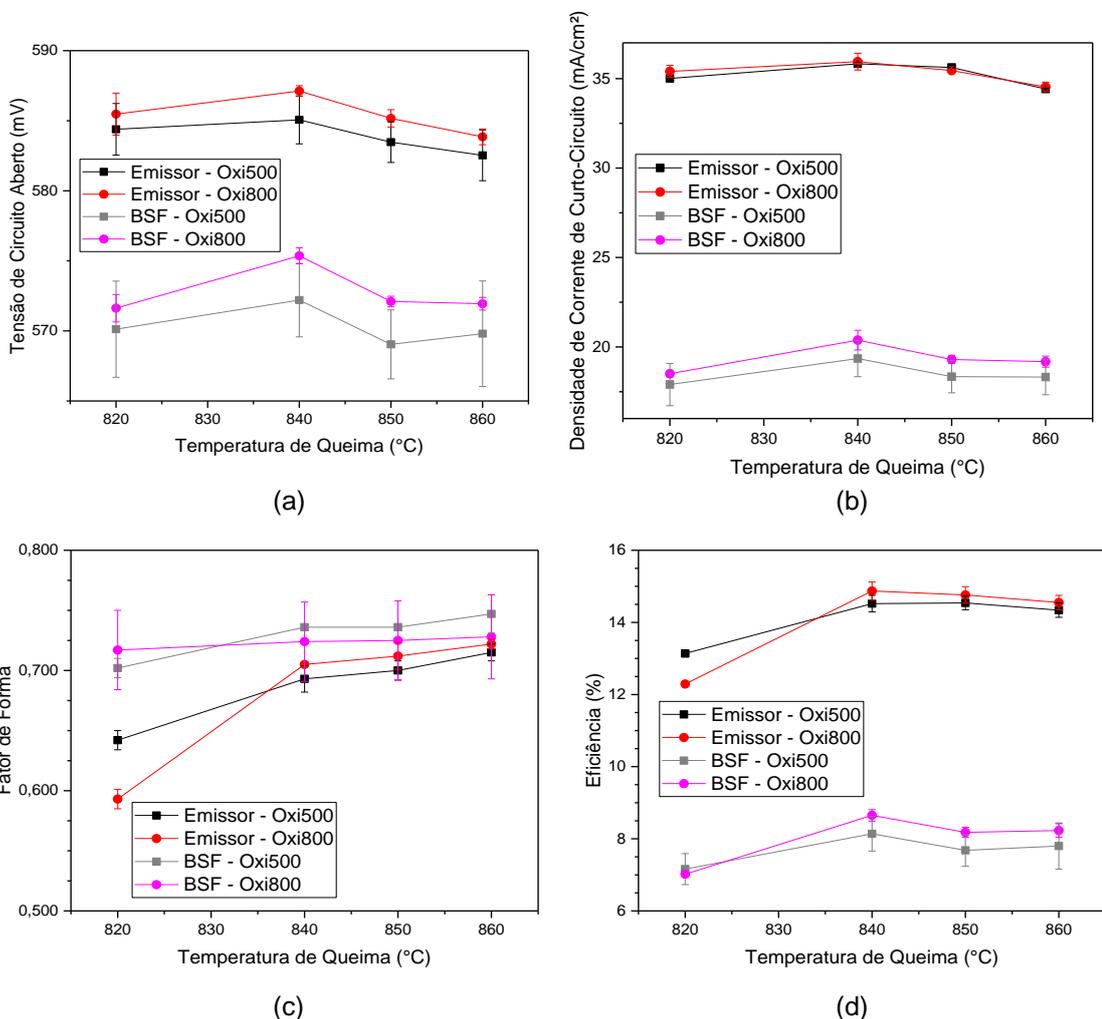


Figura 4.16. Parâmetros elétricos das células solares em função da temperatura de queima das pastas de metalização produzidas com diferentes rampas de aquecimento para a oxidação para passivação: (a) tensão de circuito aberto, (b) densidade de corrente de curto-circuito, (c) fator de forma e (d) eficiência. As células solares foram produzidas com a T_B de 960 °C e tempo de difusão 15 minutos.

Na Figura 4.16 (c) mostra-se o fator de forma em função da T_Q . Nota-se a tendência de aumento deste parâmetro com o aumento da T_Q . O fator de forma é o único parâmetro que apresenta maiores valores com iluminação no BSF. A eficiência é apresentada na Figura 4.16 (d). Novamente, pode-se observar a diferença entre os valores da eficiência do emissor e do BSF. A maior eficiência ocorre para a T_Q de 840 °C, indicando que esta é a melhor temperatura para a queima das pastas metálicas.

Comparando os resultados obtidos com o processo Oxi800 e Oxi500, na Figura 4.16 verifica-se que a V_{oc} é o principal parâmetro que apresentou maiores valores com o processo de oxidação com menor tempo de permanência das lâminas de silício no forno. Portanto, provavelmente o tempo de vida dos minoritários é menor nas células de silício do processo Oxi500.

Para confirmar os resultados anteriores, foram produzidas células solares com a T_B de 970 °C e tempo de difusão de boro de 20 minutos. Neste caso, a $R_{\square B}$ foi de $(49,2 \pm 1,9) \Omega/\square$. Na Tabela 4.71 mostram-se os parâmetros elétricos das células solares medidas com irradiância incidente no emissor. Confirma-se que, para a mesma T_Q , a eficiência dos dispositivos com Oxi800 são maiores. A maior eficiência média foi de $(14,73 \pm 0,27) \%$, similar ao valor de $(14,87 \pm 0,25) \%$, apresentado na Tabela 4.68.

Tabela 4.71. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância incidente no emissor de fósforo em função da T_Q , processadas com T_B de 970 °C, tempo de 20 minutos e pasta de metalização posterior PV3N1. A $R_{\square B}$ foi de $(49,2 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{\square P}$ foi de $(75 \pm 5) \Omega/\square$.

T_Q (°C)	Oxid.	Célula	Emissor de Fósforo (n ⁺)			
			J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
820	Oxi500	P1C9 β	32,4	582,3	0,555	10,5
840		P1C9 β	35,0	583,3	0,704	14,4
850		P1C9 β	35,2	581,9	0,711	14,6
860		P1C9 β	33,8	580,9	0,716	14,1
820	Oxi800	P1C10 β	34,9	588,9	0,559	11,5
		P1C12 β	34,3	589,2	0,697	14,1
			$34,6 \pm 0,5$	$589,04 \pm 0,15$	$0,628 \pm 0,098$	$12,78 \pm 1,83$
840		P1C10 β	34,6	590,4	0,712	14,5
		P1C12 β	35,0	589,7	0,723	14,9
			$34,79 \pm 0,28$	$590,0 \pm 0,5$	$0,718 \pm 0,008$	$14,73 \pm 0,27$
850		P1C12 β	34,8	587,4	0,723	14,8
860		P1C10 β	34,3	587,7	0,713	14,4
		P1C12 β	33,8	585,8	0,730	14,4
			$34,1 \pm 0,4$	$586,71 \pm 1,35$	$0,722 \pm 0,012$	$14,41 \pm 0,04$

Os parâmetros elétricos medidos com irradiância incidente no BSF nas células solares produzidas com os dois processos de oxidação são comparados na Tabela 4.72. Neste caso, também a maior eficiência média de $(9,31 \pm 0,22) \%$, obtida com o processo de oxidação Oxi800, maior que o valor obtido com $T_B = 960 \text{ }^\circ\text{C}$ que foi de $(8,65 \pm 0,16) \%$.

Tabela 4.72. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância incidente no BSF de boro em função da T_Q , processadas com T_B de $970 \text{ }^\circ\text{C}$, tempo de 20 minutos e pasta de metalização posterior PV3N1. A $R_{\square B}$ foi de $(49,2 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{\square P}$ foi de $(75 \pm 5) \Omega/\square$.

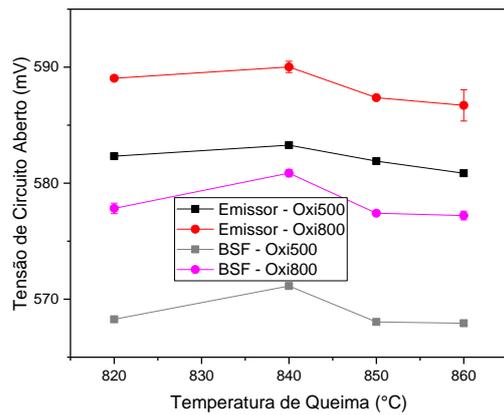
T_Q ($^\circ\text{C}$)	Oxid.	Célula	BSF de Boro (p^+)			
			J_{sc} (mA/cm^2)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
820	Oxi500	P1C9 β	17,6	568,3	0,608	6,1
		P1C9 β	19,1	571,1	0,735	8,0
		P1C9 β	18,3	568,0	0,733	7,6
		P1C9 β	17,7	567,9	0,751	7,6
820	Oxi800	P1C10 β	20,6	578,2	0,621	7,4
		P1C12 β	20,1	577,5	0,733	8,5
			$20,4 \pm 0,4$	$577,8 \pm 0,5$	$0,677 \pm 0,079$	$8,0 \pm 0,8$
		P1C10 β	21,3	581,1	0,740	9,2
		P1C12 β	21,8	580,6	0,750	9,5
			$21,5 \pm 0,3$	$580,9 \pm 0,3$	$0,745 \pm 0,007$	$9,31 \pm 0,22$
		P1C12 β	20,5	577,4	0,755	8,9
840	Oxi800	P1C10 β	21,5	577,5	0,746	9,3
		P1C12 β	20,2	576,5	0,764	8,9
			$21,0 \pm 0,9$	$577,2 \pm 0,4$	$0,755 \pm 0,013$	$9,10 \pm 0,25$

A influência das rampas de aumento da temperatura no processo de oxidação na eficiência média ponderada pode ser vista na Tabela 4.73. A maior η_w foi de 14 % com a η_{emissor} de 14,9 % e a η_{BSF} de 9,5 % e foi obtida com o processo de oxidação Oxi800 e T_Q de $840 \text{ }^\circ\text{C}$.

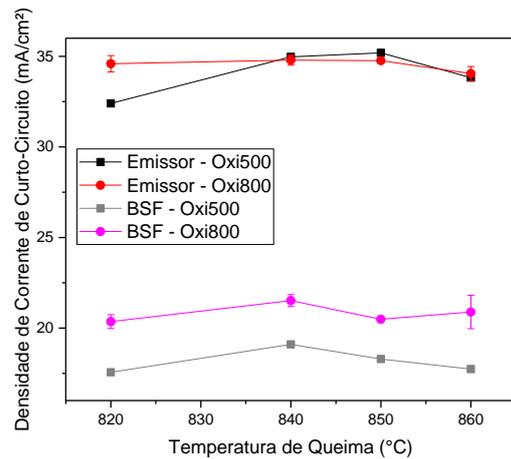
Na Figura 4.17 são comparados os parâmetros elétricos das células solares bifaciais produzidas com os dois processos de oxidação em função da temperatura de queima das pastas de metalização. Da Figura 4.17 (a) pode ver que com irradiância no emissor ou no campo retrodifusor, os dispositivos produzidos com o processo Oxi800 (menos tempo no forno e rampa de aquecimento rápida) apresentaram os maiores valores da V_{oc} e, conseqüentemente, da eficiência. Este resultado confirma a redução do tempo de vida dos portadores de carga minoritários no processo com maior tempo de permanência das lâminas de Si no forno. Também se observa que os maiores valores são obtidos com a T_Q de $840 \text{ }^\circ\text{C}$.

Tabela 4.73. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais, em função da T_Q , processadas com T_B de 970 °C, tempo de 20 minutos e pasta de metalização posterior PV3N1. A A $R_{\square B}$ foi de $(49,2 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{\square P}$ foi de $(75 \pm 5) \Omega/\square$.

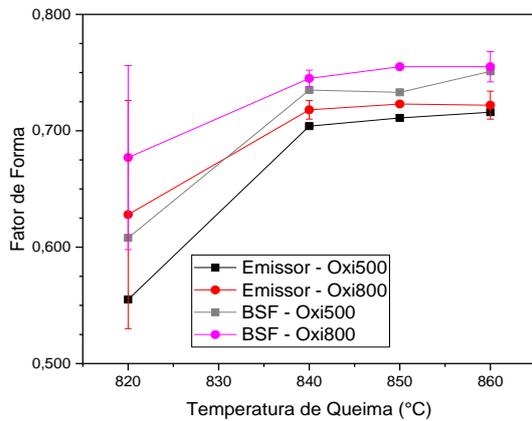
T_Q (°C)	Oxid.	Célula	η_{emissor} (%)	η_{BSF} (%)	η_w (%)
BT _Q 820	Oxi500	P1C9 β	10,5	6,1	9,7
BT _Q 840		P1C9 β	14,4	8,0	13,3
BT _Q 850		P1C9 β	14,6	7,6	13,4
BT _Q 860		P1C9 β	14,1	7,6	13,0
BT _Q 820	Oxi800	P1C10 β	11,5	7,4	10,8
		P1C12 β	14,1	8,5	13,2
			12,78 \pm 1,83	8,0 \pm 0,8	11,98 \pm 1,65
BT _Q 840		P1C10 β	14,5	9,2	13,6
		P1C12 β	14,9	9,5	14,0
			14,73 \pm 0,27	9,31 \pm 0,22	13,82 \pm 0,26
BT _Q 850		P1C12 β	14,8	8,9	13,8
BT _Q 860		P1C10 β	14,4	9,3	13,6
	P1C12 β	14,4	8,9	13,5	
		14,41 \pm 0,04	9,10 \pm 0,25	13,53 \pm 0,01	



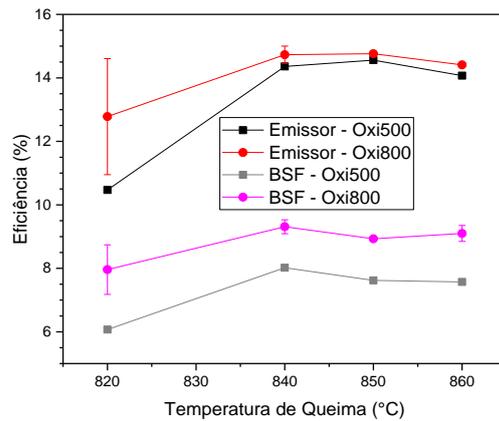
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 4.17. Parâmetros elétricos das células solares em função da temperatura de queima das pastas de metalização produzidas com diferentes rampas de aquecimento para a oxidação para passivação: (a) tensão de circuito aberto, (b) densidade de corrente de curto circuito, (c) fator de forma e (d) eficiência. As células solares foram produzidas com a T_B de 970 °C e tempo de difusão 20 minutos.

A Figura 4.17 (b) demonstra a diferença dos valores da J_{sc} da medida no emissor e no BSF e novamente a melhor T_Q para ambos os processos foi de 840 °C. Na Figura 4.17 (c) comparam-se as curvas do fator de forma. Com base neste parâmetro, as melhores T_Q são entre 840 °C e 860 °C. As curvas da eficiência são apresentadas na Figura 4.17 (d) e as células com Oxi800 apresentaram os maiores valores e novamente a melhor T_Q foi de 840 °C.

4.2.4. Avaliação do Tempo de Vida dos Portadores de Carga Minoritários

Na Tabela 4.74 mostram-se os valores do tempo de vida dos portadores de carga minoritários inicial ($\tau_{inicial}$), nas lâminas de silício após as difusões (com HF, τ_{base}) e com a camada de óxido de silício para passivação (sem HF, $\tau_{passivação}$). Na lâmina 1 difundiu-se somente fósforo no forno de tubo de quartzo com $T_P = 845$ °C durante 50 minutos, sem deposição de líquido dopante de boro. Na lâmina 4 difundiu-se no forno de tubo de quartzo somente boro, com o método da deposição do líquido dopante e com $T_B = 970$ °C durante 20 minutos. Nas lâminas de 5 a 18 foi realizado o processo β para a difusão de dopantes, com $T_B = 970$ °C durante 20 minutos e $T_P = 845$ °C durante 50 minutos e oxidação para passivação. Desta maneira, pode-se comparar o tempo de vida dos portadores de carga minoritários após cada etapa térmica. As lâminas de silício 1,4, 5, 6 e 8 foram então retiradas do processo para posterior medição e as demais (12 a 18) foram submetidas ao processo de oxidação para passivação com $T_{OXI} = 800$ °C durante 45 minutos.

Tabela 4.74. Tempo de vida dos portadores de carga minoritários inicial, com silicato e com óxido.

Processamento	Lâm.	$\tau_{inicial}$ (μs)	τ_{base} (μs)	$\tau_{passivação}$ (μs)	
				p ⁺	n ⁺
Somente difusão de fósforo (sem PBF20)	1	78	94	-	-
Somente difusão de boro (com PBF20)	4	67	104	-	-
Difusão de boro e fósforo (Processo β)	5	57	107	-	-
	6	62	113	-	-
	8	65	125	-	-
	12	67	-	72	76
	13	58	-	67	70
	14	67	-	71	74
	15	71	-	69	72
	16	74	-	66	68
	17	68	-	72	76
	18	54	-	75	84
Média		65	104	71	75

Ao se comparar os valores do tempo de vida dos portadores de carga minoritários, verifica-se que a difusão de fósforo realiza *gettering* e aumenta este parâmetro na base em 20 %. A difusão de boro também aumenta o tempo de vida dos portadores de carga minoritários na base e comparando com o valor inicial, o aumento é de 55 %. No entanto, a difusão dos dois dopantes é realizada na mesma etapa térmica e, neste caso (lâminas 5, 6 e 8), o aumento do tempo de vida dos portadores de carga minoritários na base é 88 %, maior que no caso das difusões separadamente.

O valor médio do tempo de vida dos portadores de carga minoritários final, após a oxidação para passivação e considerando as regiões altamente dopadas, é de 73 μs , 12 % maior que o valor médio inicial de 65 μs .

4.2.5. Otimização das Etapas do Processo de Metalização

4.2.5.1. Análise de Diferentes Pastas de Metalização

Para a fabricação de células solares bifaciais, foram testadas diferentes pastas de metalização. No processo α foi utilizada a pasta de Ag/Al PV3N1. A pasta de Ag/Al testada para a formação da malha metálica na face dopada com boro no processo β foi a PV3N1 – mesma utilizada no processo α – e a pasta PV3N2, desenvolvida para impressão dupla, com maior flexibilidade na seleção do processo de metalização. A pasta de prata utilizada na face com o emissor foi a PV19L.

Devido a evolução na produção das células solares, as pastas utilizadas na metalização sofreram alterações e foi necessária a otimização da temperatura de queima (T_Q) das pastas metálicas. Variou-se a T_Q de 820 °C a 860 °C. Na Tabela 4.75 mostram-se os parâmetros elétricos das células solares com irradiância incidente no emissor de fósforo e produzidas com as pastas de Ag/Al PV3N1 e a PV3N2 na face com o BSF. Com a pasta PV3N2, a maior η foi de 15,1 % obtida com a T_Q de 840 °C e 850 °C. Com a outra pasta, a maior eficiência, de 13,9 %, foi 1,2 % (absoluto) menor e foi obtida com a T_Q de 860 °C. Porém, o fator de forma foi baixo para todas as células solares.

Tabela 4.75. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo, em função da T_Q . As células solares foram produzidas com T_B de 950 °C, resultando na $R_{\square B}$ de $(61,0 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{\square P}$ de $(71 \pm 4) \Omega/\square$.

Proc.	Pasta Ag/Al	T_Q (°C)	Célula	Emissor de Fósforo (n^+)				
				J_{SC} (mA/cm ²)	V_{OC} (mV)	FF	η (%)	
BT _Q 820	PV3N2	820	P1C1 β	34,5	583,2	0,629	12,7	
			P1C3 β	34,7	584,8	0,713	14,5	
				34,62 ± 0,15	584,03 ± 1,13	0,671 ± 0,059	13,57 ± 1,29	
BT _Q 840		840	P1C1 β	34,8	585,1	0,722	14,7	
			P1C3 β	35,1	586,0	0,731	15,1	
				34,96 ± 0,26	585,5 ± 0,6	0,727 ± 0,006	14,87 ± 0,26	
BT _Q 850		850	P1C1 β	34,9	583,0	0,724	14,7	
			P1C3 β	35,3	584,4	0,732	15,1	
				35,10 ± 0,28	583,73 ± 1,01	0,728 ± 0,006	14,92 ± 0,26	
BT _Q 860		860	P1C1 β	33,9	582,0	0,715	14,1	
			P1C3 β	34,8	583,7	0,727	14,8	
				34,3 ± 0,6	582,83 ± 1,25	0,721 ± 0,008	14,4 ± 0,5	
BT _Q 820	PV3N1	820	P1C2 β	34,1	585,7	0,662	13,2	
			P1C4 β	34,7	585,1	0,603	12,2	
				34,4 ± 0,5	585,4 ± 0,4	0,633 ± 0,042	12,7 ± 0,7	
BT _Q 840		840	P1C2 β	34,3	586,0	0,687	13,8	
			P1C4 β	34,2	586,8	0,684	13,7	
				34,27 ± 0,07	586,4 ± 0,6	0,686 ± 0,002	13,77 ± 0,06	
BT _Q 850		850	P1C2 β	34,4	584,5	0,684	13,7	
BT _Q 860		860	P1C2 β	33,6	584,4	0,700	13,7	
			P1C4 β	33,8	585,3	0,703	13,9	
				33,65 ± 0,14	584,8 ± 0,7	0,702 ± 0,002	13,81 ± 0,11	

Comparando os parâmetros elétricos medidos com irradiância incidente no BSF, mostrados na Tabela 4.76, observa-se que as células solares produzidas com a pasta PV3N1 apresentaram uma eficiência um pouco maior para todos os valores da temperatura de queima. Os maiores valores da J_{SC} e da V_{OC} foram obtidos com a pasta PV3N1 e T_Q de 840 °C. No entanto, o maior FF, de 0,760, foi obtido com a pasta PV3N2 e T_Q de 850 °C.

A maior eficiência média ponderada foi obtida com a pasta PV3N2, por causa da maior eficiência na face com o emissor, como se pode ver na Tabela 4.77. Com exceção dos resultados obtidos com a T_Q de 820 °C, com o uso da pasta PV3N2 para todas as demais células solares a η_w média ponderada foi acima de 13 %.

Na Figura 4.18 comparam-se os parâmetros elétricos das células solares medidas com irradiância incidente no emissor e no BSF produzidas com as duas pastas de metalização. Na Figura 4.18 (a) observa-se que os maiores valores de V_{OC} foram obtidos com a pasta PV3N1, independente da face com iluminação e que a maior diferença ocorre na face com o BSF. Por outro lado, ao avaliar a Figura 4.18

(b) nota-se que os maiores valores da J_{sc} foram obtidos com a pasta PV3N2 e que a T_Q influencia pouco este parâmetro.

Tabela 4.76. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro, em função da T_Q . As células solares foram produzidas com T_B de 950 °C, resultando na $R_{\square B}$ de $(61,0 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{\square P}$ de $(71 \pm 4) \Omega/\square$.

Proc.	Pasta Ag/Al	T_Q (°C)	Célula	BSF de Boro (p ⁺)			
				J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
BT _Q 820	PV3N2	820	P1C1 β	17,0	568,4	0,682	6,6
			P1C3 β	18,2	571,4	0,744	7,7
			17,6 ± 0,8	569,92 ± 2,14	0,67 ± 0,06	7,2 ± 0,8	
BT _Q 840		840	P1C1 β	18,6	572,2	0,736	7,8
			P1C3 β	19,9	574,8	0,753	8,6
			19,2 ± 0,9	573,48 ± 1,82	0,745 ± 0,012	8,2 ± 0,6	
BT _Q 850		850	P1C1 β	17,2	568,3	0,746	7,3
			P1C3 β	18,5	571,0	0,760	8,0
			17,9 ± 0,9	569,61 ± 1,92	0,753 ± 0,010	7,7 ± 0,5	
BT _Q 860		860	P1C1 β	17,6	568,3	0,732	7,3
			P1C3 β	18,8	572,1	0,754	8,1
			18,2 ± 0,9	570,19 ± 2,75	0,743 ± 0,016	7,7 ± 0,6	
BT _Q 820	PV3N1	820	P1C2 β	18,9	573,4	0,718	7,8
			P1C4 β	18,8	573,0	0,680	7,3
			18,83 ± 0,03	573,19 ± 0,29	0,699 ± 0,027	7,6 ± 0,7	
BT _Q 840		840	P1C2 β	20,4	575,5	0,719	8,4
			P1C4 β	19,7	576,1	0,735	8,3
			20,0 ± 0,5	575,8 ± 0,4	0,727 ± 0,011	8,38 ± 0,08	
BT _Q 850		850	P1C2 β	19,3	572,8	0,729	8,0
BT _Q 860		860	P1C2 β	19,7	573,9	0,726	8,2
			P1C4 β	18,3	571,0	0,740	7,7
			19,0 ± 0,99	572,45 ± 2,07	0,733 ± 0,010	7,98 ± 0,3	

Tabela 4.77. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais, em função da T_Q . As células solares foram produzidas com T_B de 950 °C, resultando na $R_{\square B}$ de $(61,0 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{\square P}$ de $(71 \pm 4) \Omega/\square$.

Proc.	Pasta Ag/Al	T_Q (°C)	Célula	$\eta_{emissor}$ (%)	η_{BSF} (%)	η_w (%)
BT _Q 820	PV3N2	820	P1C1 β	12,7	6,6	11,7
			P1C3 β	14,5	7,7	13,4
			13,57 ± 1,29	7,2 ± 0,8	12,50 ± 1,20	
BT _Q 840		840	P1C1 β	14,7	7,8	13,6
			P1C3 β	15,1	8,6	14,0
			14,87 ± 0,26	8,2 ± 0,6	13,8 ± 0,3	
BT _Q 850		850	P1C1 β	14,7	7,3	13,5
			P1C3 β	15,1	8,03	13,9
			14,92 ± 0,26	7,7 ± 0,5	13,7 ± 0,3	
BT _Q 860		860	P1C1 β	14,1	7,3	13,0
			P1C3 β	14,8	8,12	13,6
			14,4 ± 0,5	7,7 ± 0,6	13,3 ± 0,5	
BT _Q 820	PV3N1	820	P1C2 β	13,2	7,8	12,3
			P1C4 β	12,2	7,3	11,4
			12,7 ± 0,7	7,6 ± 0,7	11,9 ± 0,6	
BT _Q 840		840	P1C2 β	13,8	8,4	12,9
			P1C4 β	13,7	8,3	12,8
			13,77 ± 0,06	8,38 ± 0,08	12,88 ± 0,06	
BT _Q 850		850	P1C2 β	13,7	8,04	12,8
BT _Q 860		860	P1C2 β	13,7	8,2	12,8
			P1C4 β	13,9	7,7	12,9
			13,81 ± 0,11	8,0 ± 0,3	12,83 ± 0,04	

Contudo, a temperatura de queima afeta de maneira mais importante o fator de forma, como mostra a Figura 4.18 (c). Observa-se a tendência de aumento deste parâmetro com a T_Q . Os maiores valores do FF foram obtidos com a pasta PV3N2 com irradiação no BSF. Quanto a eficiência, mostrada na Figura 4.18 (d), verifica-se que para o emissor, os maiores valores foram obtidos com a T_Q de 840 °C a 850 °C e com iluminação no BSF, a maior eficiência foi obtida com $T_Q = 840$ °C.

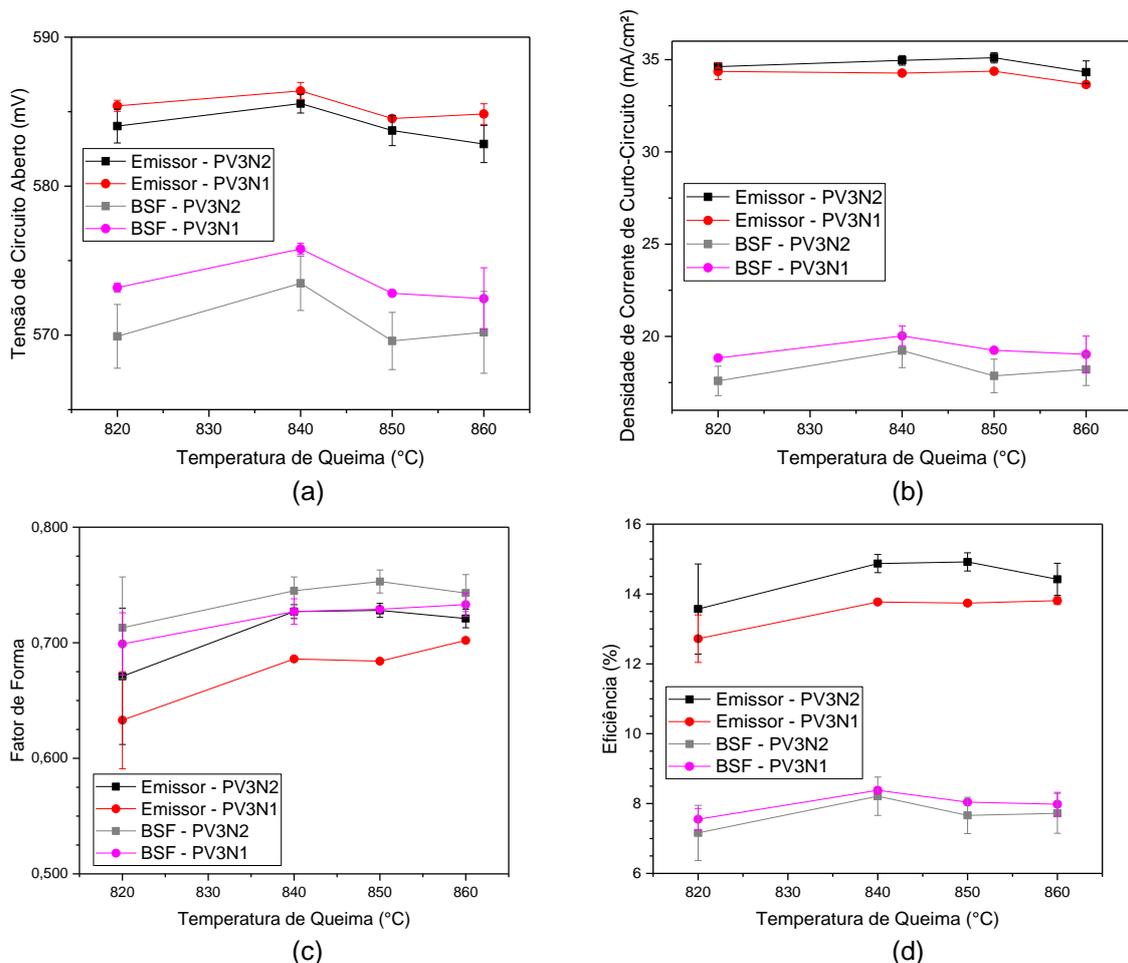


Figura 4.18. Parâmetros elétricos das células solares produzidas com as pastas de metalização PV3N1 e PV3N2 na face com o BSF, em função da temperatura de queima das pastas metálicas: (a) tensão de circuito aberto, (b) densidade de corrente de curto-circuito, (c) fator de forma e (d) eficiência. As células solares foram produzidas com a T_B de 950 °C e tempo de difusão de 20 minutos.

Para confirmar as conclusões acima, foram processadas células solares com a $T_B = 960$ °C. A $R_{\square B}$ foi de $(55,1 \pm 2,2)$ Ω/\square e a $R_{\square P}$ de (70 ± 4) Ω/\square . Os parâmetros elétricos das células com irradiação incidente no emissor dos processos e produzidas com as duas pastas metálicas em função da variação da T_Q são mostradas na Tabela

4.78. Os maiores parâmetros elétricos foram obtidos com a pasta PV3N2 e T_Q de 840 °C, os quais são: $J_{sc} = 34,9 \text{ mA/cm}^2$, $V_{oc} = 585,5 \text{ mV}$, $FF = 0,737$ e $\eta = 15,1 \%$.

Tabela 4.78. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo, em função da T_Q . As células solares foram produzidas com T_B de 960 °C, resultando na $R_{\square B}$ de $(61,0 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{\square P}$ de $(71 \pm 4) \Omega/\square$.

Proc.	Pasta Ag/Al	Célula	Emissor de Fósforo (n^+)			
			$J_{sc} \text{ (mA/cm}^2\text{)}$	$V_{oc} \text{ (mV)}$	FF	$\eta \text{ (%)}$
BT _Q 820	PV3N2	P1C5 β	33,5	584,4	0,609	11,9
		P1C7 β	34,5	584,0	0,695	14,0
			34,0 \pm 0,7	584,59 \pm 0,29	0,652 \pm 0,061	12,98 \pm 1,48
BT _Q 840	PV3N2	P1C5 β	34,6	585,3	0,657	13,3
		P1C7 β	34,9	585,5	0,737	15,1
			34,76 \pm 0,19	585,36 \pm 0,14	0,697 \pm 0,057	14,19 \pm 1,23
BT _Q 850	PV3N2	P1C5 β	34,6	583,6	0,663	13,4
		P1C7 β	34,3	583,3	0,746	14,9
			34,45 \pm 0,17	583,45 \pm 0,25	0,705 \pm 0,059	14,16 \pm 1,10
BT _Q 860	PV3N2	P1C5 β	34,0	582,9	0,651	12,9
		P1C7 β	34,0	582,9	0,736	14,6
			34,01 \pm 0,05	582,86 \pm 0,01	0,649 \pm 0,060	13,74 \pm 1,17
BT _Q 820	PV3N1	P1C6 β	33,6	586,2	0,610	12,0
		P1C8 β	34,8	586,7	0,580	11,8
			34,2 \pm 0,9	586,4 \pm 0,4	0,595 \pm 0,021	11,92 \pm 0,12
BT _Q 840	PV3N1	P1C6 β	34,2	587,8	0,691	13,9
		P1C8 β	34,5	588,5	0,708	14,4
			34,33 \pm 0,21	588,1 \pm 0,5	0,700 \pm 0,012	14,1 \pm 0,3
BT _Q 850	PV3N1	P1C6 β	33,9	585,5	0,697	13,9
BT _Q 860	PV3N1	P1C6 β	33,3	585,1	0,710	13,8
		P1C8 β	34,1	586,5	0,722	14,5
			33,7 \pm 0,6	585,80 \pm 1,02	0,716 \pm 0,008	14,1 \pm 0,5

Conforme mostra a Tabela 4.79, novamente verifica-se que a maior eficiência média, de 8,8 %, com irradiância incidente no BSF, foi obtida com a pasta PV3N1 e T_Q de 840 °C, devido à maior J_{sc} .

A maior eficiência média ponderada das células solares produzidas com as duas pastas metálicas foi similar, sendo de 13,2 %, como mostra a Tabela 4.80. Porém, a maior η_W de 14,0 % foi obtida com a pasta PV3N2 e com a T_Q de 840 °C. Neste dispositivo, a $\eta_{emissor}$ foi de 15,1 % e η_{BSF} de 8,9 %.

O comportamento dos parâmetros elétricos em função da temperatura de queima para as duas pastas de metalização é mostrado na Figura 4.19 considerando a iluminação no emissor e no BSF. Da Figura 4.19 (a) confirma-se que os maiores valores da V_{oc} foram obtidos com a pasta PV3N1 e a T_Q de 840 °C. Para a J_{sc} , mostrada na Figura 4.19 (b), nota-se que a diferença entre os valores para o emissor e o BSF é evidente, porém quase não há influência da pasta de metalização.

Tabela 4.79. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro, em função da T_Q . As células solares foram produzidas com T_B de 960 °C, resultando na $R_{\square B}$ de $(61,0 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{\square P}$ de $(71 \pm 4) \Omega/\square$.

Proc.	Pasta Ag/Al	Célula	BSF de Boro (p ⁺)			
			J_{SC} (mA/cm ²)	V_{OC} (mV)	FF	η (%)
BT _Q 820	PV3N2	P1C5 β	18,3	571,3	0,635	6,6
		P1C7 β	18,3	572,6	0,740	7,8
		18,30 \pm 0,04	571,9 \pm 0,9	0,688 \pm 0,074	7,2 \pm 0,8	
BT _Q 840		P1C5 β	20,0	575,1	0,678	7,8
		P1C7 β	20,6	575,2	0,752	8,9
		20,3 \pm 0,4	575,19 \pm 0,07	0,715 \pm 0,052	8,4 \pm 0,8	
BT _Q 850		P1C5 β	18,9	571,2	0,667	7,2
		P1C7 β	19,3	571,5	0,757	8,3
		19,09 \pm 0,22	571,34 \pm 0,23	0,712 \pm 0,064	7,8 \pm 0,8	
BT _Q 860		P1C5 β	18,9	572,2	0,671	7,3
		P1C7 β	19,3	572,2	0,759	8,4
		19,1 \pm 0,3	572,21 \pm 0,01	0,715 \pm 0,062	7,8 \pm 0,8	
BT _Q 820	PV3N1	P1C6 β	19,4	574,4	0,663	7,4
		P1C8 β	19,4	574,6	0,654	7,3
		19,39 \pm 0,03	574,49 \pm 0,19	0,659 \pm 0,006	7,34 \pm 0,08	
BT _Q 840		P1C6 β	21,0	578,2	0,728	8,9
		P1C8 β	20,1	578,3	0,748	8,7
		20,57 \pm 0,65	578,23 \pm 0,11	0,738 \pm 0,014	8,77 \pm 0,11	
BT _Q 850		P1C6 β	19,7	574,7	0,734	8,3
BT _Q 860		P1C6 β	19,7	575,2	0,745	8,4
		P1C8 β	19,0	573,9	0,751	8,2
		19,4 \pm 0,5	574,6 \pm 0,9	0,716 \pm 0,008	8,32 \pm 0,17	

Tabela 4.80. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais, em função da T_Q . As células solares foram produzidas com T_B de 960 °C, resultando na $R_{\square B}$ de $(61,0 \pm 1,9) \Omega/\square$ e $R_{\square P}$ de $(71 \pm 4) \Omega/\square$.

Proc.	Pasta Ag/Al	Célula	$\eta_{emissor}$ (%)	η_{BSF} (%)	η_w (%)
BT _Q 820	PV3N2	P1C5 β	11,9	6,6	11,0
		P1C7 β	14,0	7,8	13,0
		12,98 \pm 1,48	7,2 \pm 0,8	12,01 \pm 1,37	
BT _Q 840		P1C5 β	13,3	7,8	12,4
		P1C7 β	15,1	8,9	14,0
		14,19 \pm 1,23	8,36 \pm 0,8	13,22 \pm 1,15	
BT _Q 850		P1C5 β	15,1	7,2	12,4
		P1C7 β	14,9	8,3	13,8
		15,00 \pm 0,08	7,8 \pm 0,8	13,09 \pm 1,05	
BT _Q 860		P1C5 β	12,9	7,3	12,0
		P1C7 β	14,6	8,4	13,5
		13,74 \pm 1,17	7,8 \pm 0,8	12,76 \pm 1,11	
BT _Q 820	PV3N1	P1C6 β	12,0	7,4	11,2
		P1C8 β	11,8	7,3	11,1
		11,92 \pm 0,12	7,34 \pm 0,08	11,16 \pm 0,12	
BT _Q 840		P1C6 β	13,9	8,9	13,0
		P1C8 β	14,4	8,7	13,4
		14,1 \pm 0,3	8,77 \pm 0,11	13,23 \pm 0,27	
BT _Q 850		P1C6 β	13,9	8,3	12,9
BT _Q 860		P1C6 β	13,8	8,4	12,9
		P1C8 β	14,5	8,2	13,4
		14,1 \pm 0,5	8,32 \pm 0,17	13,2 \pm 0,3	

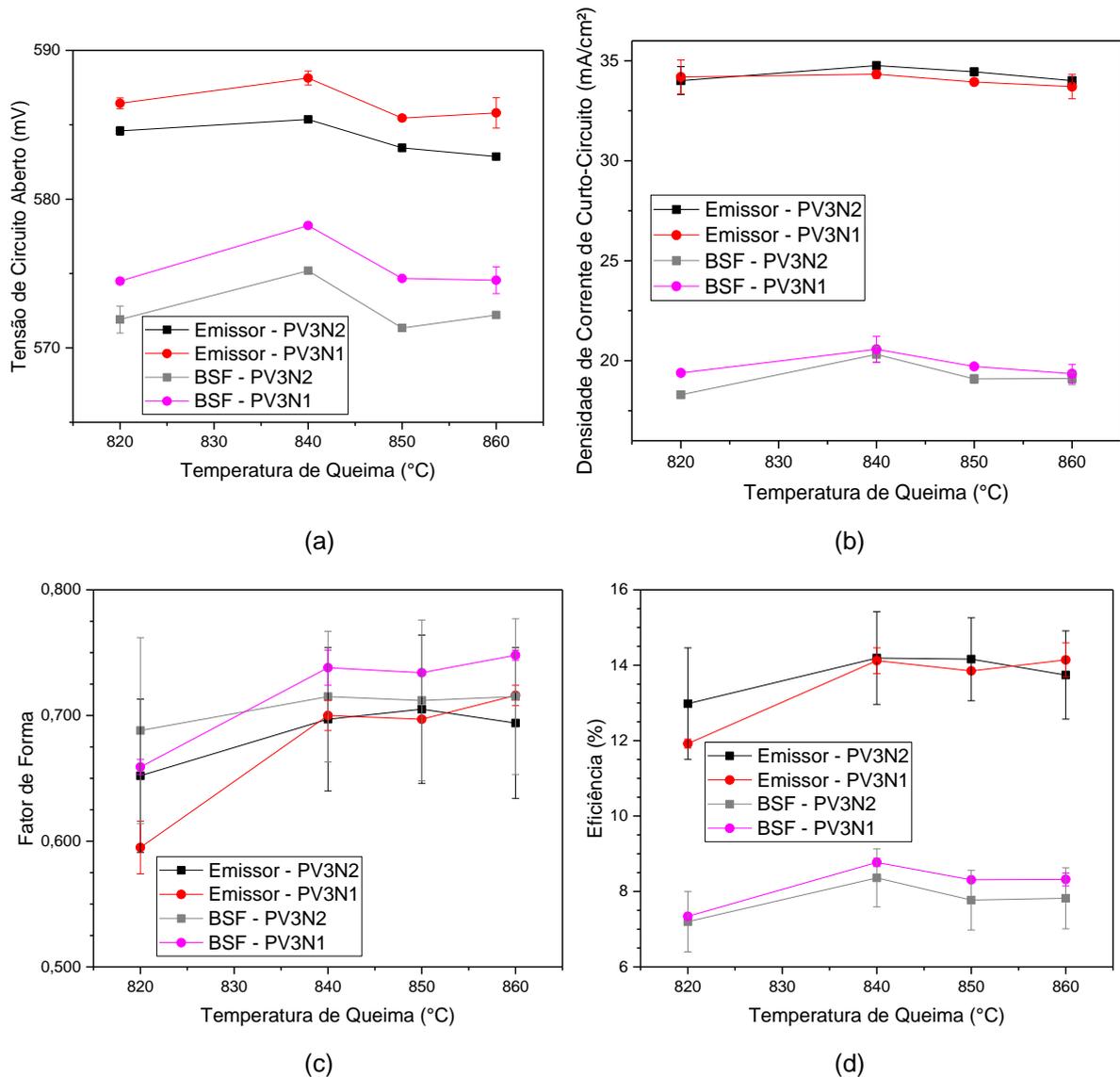


Figura 4.19. Parâmetros elétricos das células solares produzidas com as pastas PV3N1 e PV3N2 na face com o BSF, em função da temperatura de queima das pastas metálicas: (a) tensão de circuito aberto, (b) densidade de corrente de curto circuito, (c) fator de forma e (d) eficiência. As células solares foram produzidas com a T_B de 960 °C e tempo de difusão de 20 minutos.

Na Figura 4.19 (c), mostram-se os resultados de FF, parâmetro que está intimamente ligado a metalização e pode-se notar que o uso da pasta PV3N1 levou aos maiores valores no BSF. Novamente, verifica-se a tendência de aumento do fator de forma com o aumento da T_Q . Para a eficiência, mostrada na Figura 4.19 (d), a melhor T_Q foi de 840 °C e os maiores valores no emissor foram obtidos com a pasta PV3N2 e no BSF com a pasta PV3N1.

4.2.5.2. Influência da Temperatura de Queima das Pastas

A influência da T_Q nos parâmetros elétricos das células solares foi avaliada para dispositivos com diferentes valores de $R_{\square B}$ e em um maior intervalo de temperatura. Da Tabela 4.81 nota-se que a $R_{\square P}$ variou de (71 ± 14) a $(75 \pm 1,9) \Omega/\square$. Com a alteração da T_B , foram produzidas células solares com $R_{\square B}$ de $(49,2 \pm 1,9)$ a $(61,0 \pm 1,9) \Omega/\square$ e variou-se a T_Q de $820 \text{ }^\circ\text{C}$ a $900 \text{ }^\circ\text{C}$.

Os resultados obtidos com irradiância incidente no emissor são apresentados na Tabela 4.81. A maior eficiência, de 15,3 % foi obtida com a $R_{\square B}$ de $(49,2 \pm 1,9) \Omega/\square$ na T_Q de $860 \text{ }^\circ\text{C}$. Também se nota a tendência de aumento da eficiência (células solares destacadas) com a redução da $R_{\square B}$. Porém, o fator de forma foi baixo para todos os dispositivos.

Tabela 4.81. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo em função da resistência de folha do campo retrodifusor ($R_{\square B}$) de boro e da T_Q .

Célula	$R_{\square B} (\Omega/\square)$	$R_{\square P} (\Omega/\square)$	Proc.	Emissor de Fósforo (n^+)			
				$J_{sc} (\text{mA}/\text{cm}^2)$	$V_{oc} (\text{mV})$	FF	η (%)
P1C4 β	$61,0 \pm 1,9$	71 ± 4	BT _Q 820	34,7	585,1	0,603	12,2
			BT _Q 840	34,2	586,8	0,684	13,7
			BT _Q 860	33,8	585,3	0,703	13,9
			BT _Q 880	33,8	582,3	0,715	14,1
			BT _Q 900	33,4	579,4	0,720	14,0
				$34,0 \pm 0,5$	$583,8 \pm 2,9$	$0,685 \pm 0,048$	$13,6 \pm 0,8$
P1C8 β	$55,1 \pm 2,2$	70 ± 4	BT _Q 820	34,8	586,7	0,580	11,8
			BT _Q 840	34,5	588,5	0,708	14,4
			BT _Q 860	34,1	586,5	0,722	14,5
			BT _Q 880	34,3	584,0	0,722	14,5
			BT _Q 900	34,0	581,7	0,725	14,3
				$34,3 \pm 0,3$	$585,5 \pm 2,7$	$0,691 \pm 0,063$	$13,9 \pm 1,8$
P1C10 β	$49,2 \pm 1,9$	75 ± 5	BT _Q 820	34,9	588,9	0,559	11,5
			BT _Q 840	34,6	590,4	0,712	14,5
			BT _Q 860	36,5	587,7	0,713	15,3
			BT _Q 880	34,4	584,5	0,727	14,6
			BT _Q 900	34,0	582,3	0,727	14,4
				$34,9 \pm 1,0$	$586,8 \pm 3,3$	$0,688 \pm 0,072$	$14,1 \pm 1,5$

Na Tabela 4.82 mostram-se os parâmetros elétricos das células solares medidos com irradiância incidente no BSF. Novamente, verifica-se que a maior eficiência (resultados destacados) foi obtida com a menor $R_{\square B}$, devido principalmente ao maior valor de J_{sc} . Neste caso, a eficiência foi de 9,3 %, resultando em uma bifacialidade de apenas 0,6.

Tabela 4.82. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no BSF de boro em função da resistência de folha do campo retrodifusor ($R_{\square B}$) de boro e da T_Q .

Célula	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	$R_{\square P}$ (Ω/\square)	Proc.	BSF de Boro (p^+)			
				J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)
P1C4 β	$61,0 \pm 1,9$	71 ± 4	BT _Q 820	18,8	573,0	0,680	7,3
			BT _Q 840	19,7	576,1	0,735	8,3
			BT _Q 860	19,5	571,0	0,740	8,2
			BT _Q 880	17,9	567,9	0,736	7,5
			BT _Q 900	17,6	564,6	0,733	7,3
				$18,7 \pm 0,9$	$570,5 \pm 0,5$	$0,743 \pm 0,025$	$7,7 \pm 0,5$
P1C8 β	$55,1 \pm 2,2$	70 ± 4	BT _Q 820	19,4	574,6	0,654	7,3
			BT _Q 840	20,1	578,3	0,748	8,7
			BT _Q 860	20,2	573,9	0,751	8,7
			BT _Q 880	18,5	570,9	0,754	8,0
			BT _Q 900	18,2	568,2	0,753	7,8
				$19,3 \pm 0,9$	$573,2 \pm 3,8$	$0,732 \pm 0,043$	$8,1 \pm 0,6$
P1C10 β	$49,2 \pm 1,9$	75 ± 5	BT _Q 820	20,6	578,2	0,621	7,4
			BT _Q 840	21,3	581,1	0,740	9,2
			BT _Q 860	21,5	577,5	0,746	9,3
			BT _Q 880	19,6	573,6	0,746	8,4
			BT _Q 900	19,3	570,3	0,748	8,2
				$20,5 \pm 1,0$	$576,1 \pm 4,2$	$0,720 \pm 0,056$	$8,5 \pm 0,8$

A eficiência média ponderada, apresentada na Tabela 4.83, mostra a influência da T_Q para diferentes $R_{\square B}$. Os melhores resultados foram obtidos com a T_Q entre 840 e 880 °C. A maior η_w de 14,3 % foi obtida com a $R_{\square B}$ de $(49,2 \pm 1,9) \Omega/\square$ com $\eta_{emissor} = 15,3 \%$ e $\eta_{BSF} = 9,3 \%$, para a T_Q de 860 °C.

Tabela 4.83. Eficiência média ponderada das células solares bifaciais, em função da resistência de folha do campo retrodifusor ($R_{\square B}$) de boro e da T_Q .

Célula	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	$R_{\square P}$ (Ω/\square)	Proc.	$\eta_{emissor}$ (%)	η_{BSF} (%)	η_w (%)
P1C4 β	$61,0 \pm 1,9$	71 ± 4	BT _Q 820	12,2	7,3	11,4
			BT _Q 840	13,7	8,3	12,8
			BT _Q 860	13,9	8,2	12,9
			BT _Q 880	14,1	7,5	13,0
			BT _Q 900	14,0	7,3	12,8
				$13,6 \pm 0,8$	$7,7 \pm 0,5$	$12,6 \pm 0,7$
P1C8 β	$55,1 \pm 2,2$	70 ± 4	BT _Q 820	11,8	7,3	11,1
			BT _Q 840	14,4	8,7	13,4
			BT _Q 860	14,5	8,7	13,5
			BT _Q 880	14,5	8,0	13,4
			BT _Q 900	14,3	7,8	13,2
				$13,9 \pm 1,8$	$8,1 \pm 0,6$	$12,9 \pm 1,0$
P1C10 β	$49,2 \pm 1,9$	75 ± 5	BT _Q 820	11,5	7,4	10,8
			BT _Q 840	14,5	9,2	13,6
			BT _Q 860	15,3	9,3	14,3
			BT _Q 880	14,6	8,4	13,6
			BT _Q 900	14,4	8,2	13,4
				$14,1 \pm 1,5$	$8,5 \pm 0,8$	$13,1 \pm 1,4$

Os parâmetros elétricos das células solares com diferentes valores de $R_{\square B}$, (processadas com T_B de 950 °C, 960 °C e 970 °C) em função da variação da temperatura de queima das pastas de metalização, são apresentadas na Figura 4.20.

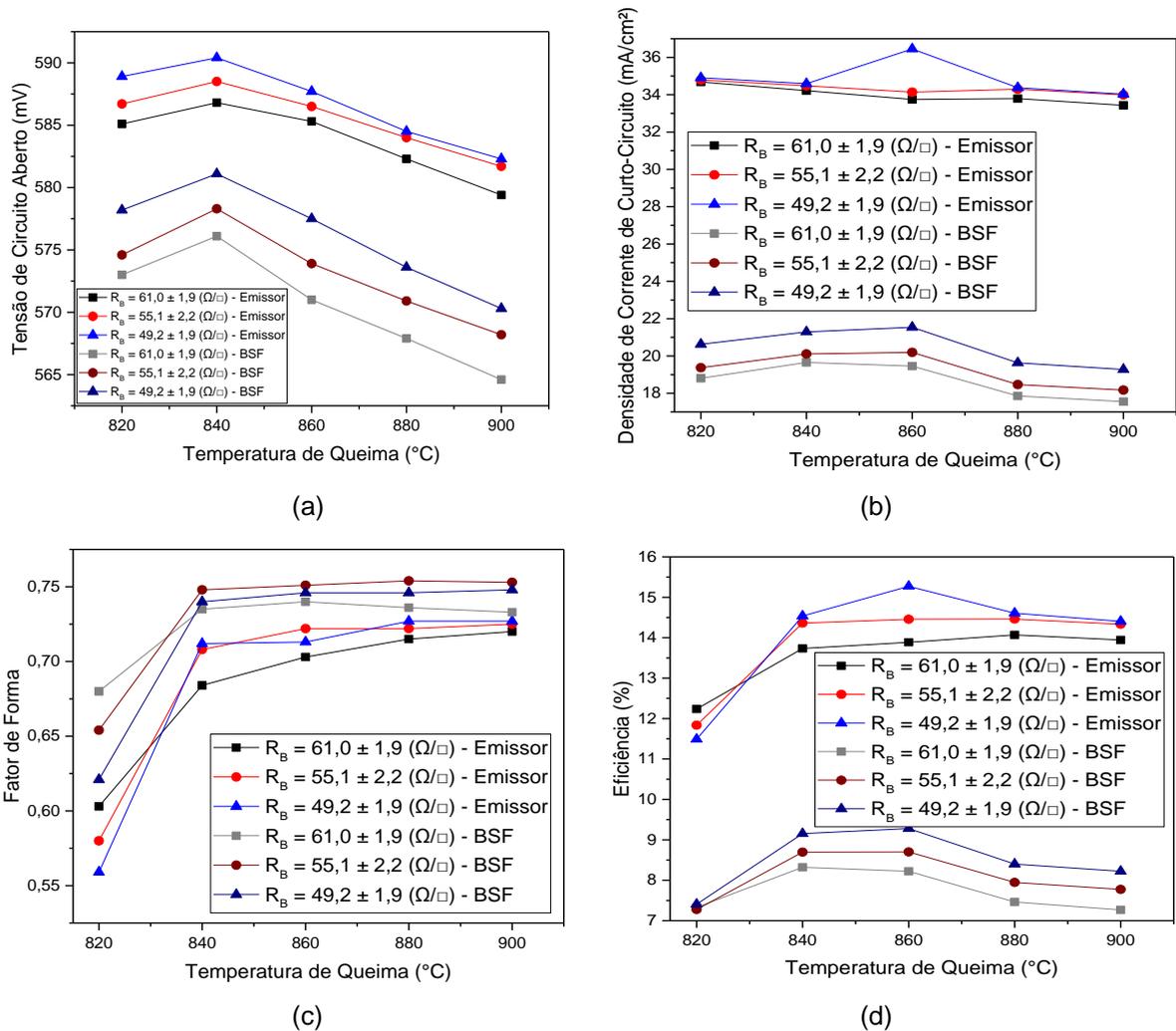


Figura 4.20. Parâmetros elétricos das células solares com diferentes $R_{\Omega B}$ em função da T_Q : (a) tensão de circuito aberto, (b) densidade de corrente de curto-circuito, (c) fator de forma e (d) eficiência.

Da Figura 4.20 (a) nota-se que a maior tensão de circuito aberto, tanto para iluminação no emissor quanto no BSF, foi com $T_Q = 840$ °C. Também se observa a tendência de aumento da V_{OC} com a redução da $R_{\Omega B}$ para todos os valores de T_Q avaliados. Na Figura 4.20 (b) mostra-se a densidade de corrente de curto-circuito das células medidas no emissor e no BSF. Neste caso, com irradiância no BSF, também se verifica o aumento deste parâmetro com a redução da $R_{\Omega B}$ para todos os valores de T_Q . Porém, com irradiância no emissor, verifica-se que a T_Q pouco afeta a J_{sc} . O fator de forma está apresentado na Figura 4.20 (c) e observa-se a tendência de aumento deste parâmetro com o aumento da T_Q . Para valores de T_Q acima de 840 °C o FF varia pouco, sendo os maiores valores medidos para irradiância incidente no BSF. A Figura 4.20 (d) mostra que as maiores eficiências foram obtidas com a T_Q de 860 °C tanto para o emissor quanto para o BSF.

4.3. Comparação das Células Solares Bifaciais Com Diferentes Processos com Redução de Etapas Térmicas

A comparação dos dois processos de fabricação de células solares bifaciais com redução de etapas térmicas foi realizada a fim de verificar o quão eficiente foram os processos. No método convencional o processo ocorre em 12 etapas. No processo α , que foi realizado com redução de duas etapas térmicas, são necessárias 10 etapas. No processo β reduziu-se, além das duas etapas térmicas do processo α , mais duas etapas de limpeza e difusão, fazendo a difusão de boro e fósforo simultaneamente em uma etapa térmica, reduzindo para 8 etapas no processo de fabricação das células solares bifaciais.

4.3.1. Comparação do Tempo de Vida dos Portadores de Carga Minoritários

O tempo de vida dos portadores de carga minoritários inicial (τ_{inicial}), após as difusões de boro e de fósforo ($\tau_{\text{comJunção}}$) e após remoção das regiões n^+ e p^+ (τ_{base}) do processo α e do processo β estão apresentados na Tabela 5.86. Em ambos os processos a T_B foi de 970 °C com o tempo de 20 minutos e a T_P foi de 845 °C com o tempo de 50 minutos. O único parâmetro diferente entre os processos foi que no processo α a T_{OXI} das lâminas 6 e 17 foi de 860 °C durante 30 minutos. Todas as demais lâminas foram oxidadas com a T_{OXI} de 800 °C durante 45 minutos.

O tempo de vida inicial médio das lâminas de silício do processo β foi de 66 μs , maior do que o valor médio, de 39 μs , das amostras do processo α . Após as difusões, as lâminas apresentaram um menor tempo de vida dos minoritários com as regiões altamente dopadas, indicando a alta recombinação nestas regiões. No processo α , após a remoção da junção em três amostras (lâminas de Si 3, 9 e 11), o tempo de vida dos minoritários na base foi 115 % maior do que o valor inicial. No entanto, em outras três lâminas de Si (6, 13 e 14), este parâmetro foi baixo. Nestas amostras, pode ser que as regiões altamente dopadas não tenham sido totalmente removidas. No processo β , nas 7 lâminas de Si, o tempo de vida dos minoritários foi 54 % do valor inicial.

Ao comparar os dois processos observa-se que o tempo de vida dos minoritários na base das amostras produzidas com processo β foi 108 % maior do que o valor medido nas lâminas de Si produzidas com o processo α . Ressalta-se que o processo β tem um menor número de processos térmicos e de limpeza. Além de diminuir os custos de produção, o substrato apresentou maior tempo de vida dos portadores de carga minoritários, ou seja, maior tempo entre a geração de pares elétron-lacuna e a recombinação e, com isso, aumentando a probabilidade de serem coletados.

Tabela 4.84. Tempo de vida dos portadores de carga minoritários dos processos α e β , com e sem regiões n^+ e p^+ .

Lâm.	Processo α			Processo β		
	$\tau_{inicial}$ (μs)	$\tau_{com\ Jun\c{c}ao}$ (μs)	τ_{base} (μs)	$\tau_{inicial}$ (μs)	$\tau_{com\ Jun\c{c}ao}$ (μs)	τ_{base} (μs)
1	9	-	-	78	9	94
2	16	6	-	68	9	-
3	45	8	104	71	8	-
4	43	15	-	67	7	104
5	45	-	-	57	7	107
6	47	6	14	62	6	113
7	49	-	-	58	-	-
8	55	-	-	65	6	125
9	52	10	105	67	28	75
10	52	10	-	69	-	-
11	28	13	56	69	20	98
12	26	-	-	67	-	-
13	34	11	7	58	-	-
14	35	9	12	67	-	-
15	37	-	-	71	-	-
16	39	-	-	74	-	-
17	60	3	-	68	-	-
18	37	-	-	54	-	-
Média	39	11	49	66	11	102

Na Figura 4.21 (a) e 4.21 (b) compara-se a evolução do tempo de vida dos portadores de carga minoritários nas amostras produzidas com o processo α e com o processo β , respectivamente. Conforme esperado, as lâminas com regiões n^+ e p^+ apresentam menor tempo de vida dos minoritários, devido a recombinação nas regiões altamente dopadas. Ao comparar os valores da base, após a remoção das regiões n^+ e p^+ , pode-se constatar que os processos de difusão foram benéficos para o substrato, aumentando o tempo de vida inicial.

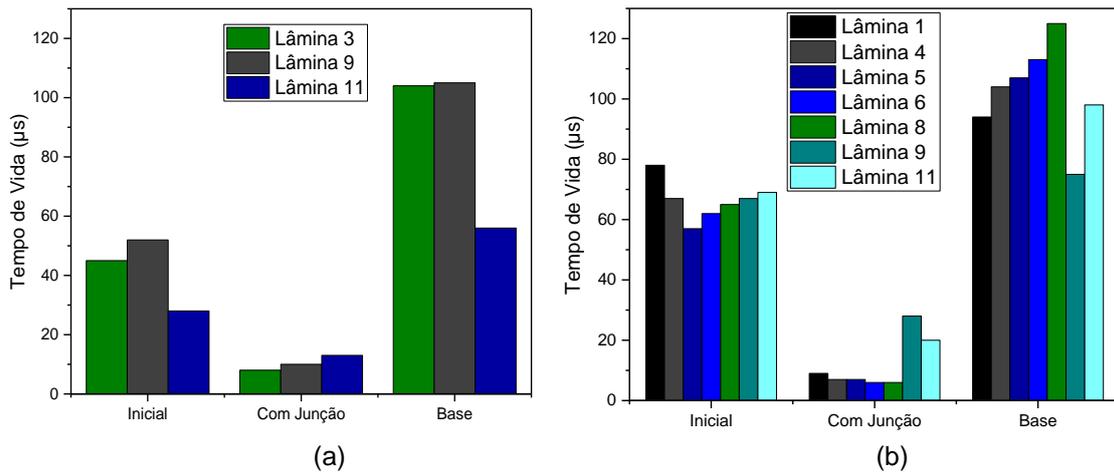


Figura 4.21. Tempo de vida inicial, com regiões n^+ e p^+ e da base no (a) processo α e no (b) processo β .

Também se confirma que o maior tempo de vida dos portadores de carga inicial nas lâminas do processo β , se comparada ao processo α . Os valores deste parâmetro na base, após as difusões, foram similares.

4.3.2. Comparação dos Parâmetros Elétricos

As células solares com maior eficiência produzidas com os processos α e β foram desenvolvidas com a T_B de 970 °C, tempo de difusão para formar o BSF de 20 minutos e T_P de 845 °C. Para estes dispositivos, na Tabela 4.85 são mostrados os valores das resistências de folha do BSF de boro ($R_{\square B}$) e do emissor de fósforo ($R_{\square P}$) produzidas nos processos α e β com as diferentes temperaturas de oxidação. Da Tabela 4.85 nota-se que as resistências de folha do processo α foram menores que do processo β , tanto no emissor quanto no BSF.

Tabela 4.85. Resistência de folha do emissor ($R_{\square P}$) e no BSF ($R_{\square B}$) das células solares com maior eficiência produzidas com o processo α e com o processo β .

Processo	Célula	T_{OXI} (°C)	$R_{\square B}$ (Ω/\square)	$R_{\square P}$ (Ω/\square)
α	P1C12 α	800	44 ± 3	62 ± 2
	P10C14 α	830	42,0 ± 1,4	61,2 ± 2,6
β	P3C18 β	800	50,6 ± 2,4	73 ± 4

Na Tabela 4.86 comparam-se os parâmetros elétricos das células solares com irradiância incidente no emissor e no BSF, produzidas com a T_{OXI} de 800 °C e 830 °C e com tempo de 45 e 30 minutos, respectivamente. Para a T_{OXI} de 800 °C foi obtida a

maior J_{sc} de 36,4 mA/cm² e η de 16,9 % no emissor. No entanto os maiores valores de V_{oc} e FF foram obtidos com a T_{oxi} de 830 °C, sendo de 605,9 mV e 0,789, respectivamente. Observa-se que os maiores valores dos parâmetros elétricos com irradiância no BSF foram obtidos com a T_{oxi} de 830 °C. Neste caso, a maior J_{sc} obtida com o processo α foi de 27,1 mA/cm².

Tabela 4.86. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais desenvolvidas com o processo α e com irradiância no emissor de fósforo e no BSF de boro.

Proc.	T_{oxi} (°C)	Célula	Irrad.	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)	η_w (%)
BT _o 800	800	P1C12 α	Emissor	36,4	599,8	0,776	16,9	16,0
			BSF	25,2	594,6	0,767	11,5	
BT _o 830	830	P10C14 α	Emissor	35,3	605,9	0,777	16,6	16,0
			BSF	27,1	600,4	0,789	12,8	

Os maiores valores dos parâmetros elétricos do processo β são apresentados na Tabela 4.87, com irradiância incidente no emissor e no BSF. A maior $\eta_{emissor}$ foi de 16,6 % e η_{BSF} foi de 12,7 %, com uma η_w de 16,0 %, maior valor obtido também no processo α .

Tabela 4.87. Parâmetros elétricos das células solares bifaciais com irradiância no emissor de fósforo e no BSF de boro do processo β . A temperatura de oxidação foi de 800 °C.

Proc.	Célula	Irrad.	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (mV)	FF	η (%)	η_w (%)
BT _o 800	P3C18 β	Emissor	36,5	605,7	0,753	16,6	16,0
		BSF	27,6	600,5	0,765	12,7	

As diferenças nas curvas de densidade de corrente em função da tensão elétrica das células solares desenvolvidas com os dois processos podem ser vistas na Figura 4.22. Na Figura 4.22 (a) apresentam-se as medidas com a irradiância incidente no emissor e nota-se que as curvas J-V das células solares do processo α foram muito semelhantes às do processo β . Contudo na Figura 4.22 (b), observa-se que a J_{sc} dos dispositivos obtidos com o processo β foi maior que a do processo α , quando irradiância incidiu no BSF. Com o processo β foi obtida a maior J_{sc} , de 27,6 mA/cm², considerando todos os processos realizados neste trabalho. Demonstrou-se que com o processo β foi possível diminuir a recombinação dos portadores de carga minoritários na região altamente dopada com boro.

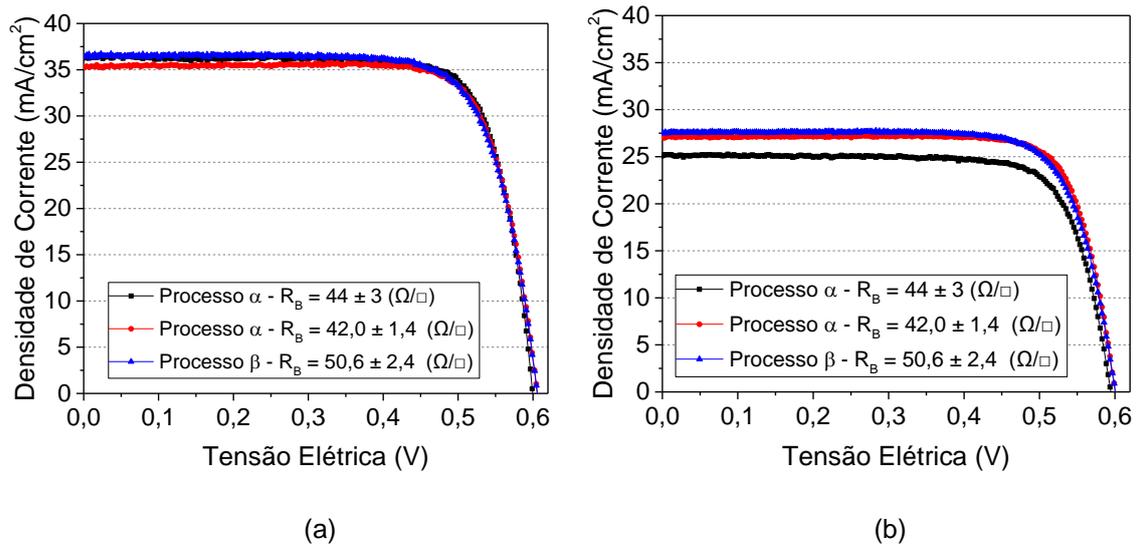


Figura 4.22. Curva J-V das células solares com maior eficiência desenvolvidas com o processo α e com o processo β e medida com irradiância na face: (a) com o emissor de fósforo e (b) com o BSF de boro.

A evolução no processo de fabricação de células solares bifaciais no NT-Solar, pode ser observada na Tabela 4.88. Para células solares bifaciais base n, com área de 61,58 cm², a eficiência na face frontal (η_{frontal}) variou de 12,8 % (Costa, 2015) a 16,6 % (Biazetto, 2019) e na face posterior ($\eta_{\text{posterior}}$) de 10,4 % (Costa, 2015) a 15,5 % (Biazetto, 2019). Comparando especificamente células solares bifaciais base p, com área de 61,58 cm², a η_{frontal} variou de 12,2 % (Costa, 2009) a 14,5 % (Osório, 2012) e a $\eta_{\text{posterior}}$ de 5,4 % (Costa, 2009) a 11,1 % (Osório, 2012). Enquanto neste trabalho foram desenvolvidas células solares bifaciais base p, com o processo α a maior η_{frontal} foi de 16,9 % e a $\eta_{\text{posterior}}$ de 12,8 % e no processo β as maiores eficiências foram de 16,6 % e 12,7 % nas faces frontal e posterior, respectivamente.

Tabela 4.88. Comparação dos parâmetros elétricos das células solares bifaciais desenvolvidas no NT-Solar.

Referência	Área (cm ²)	Substrato	Estrutura	η_{frontal} (%)	$\eta_{\text{posterior}}$ (%)
Mallmann (2006)	4	p	n ⁺ pp ⁺	10,2	2,4
Costa (2009)	61,58	p	n ⁺ pn ⁺	14,3	10,9
			n ⁺ pp ⁺	12,2	5,4
Osório (2012)	61,58	p	n ⁺ pp ⁺	14,5	11,1
Costa (2013)	61,58	n	p ⁺ nn ⁺	14,3	13,7
		n	n ⁺ np ⁺	12,8	10,4
Costa (2015)	61,58	p	n ⁺ pp ⁺	13,6	9,0
		n	p ⁺ nn ⁺	16,6	15,5

5. CONCLUSÕES E PROPOSTA PARA TRABALHOS FUTUROS

Com o desenvolvimento do processo com difusão de boro e oxidação na mesma etapa térmica (processo α) concluiu-se que para a formação do BSF de boro a temperatura de difusão de boro (T_B) e tempo de difusão de boro (t_B) que resultaram nos maiores valores dos parâmetros elétricos foram de 970 °C e 20 minutos. Na análise da formação do emissor de fósforo concluiu-se que a temperatura de difusão de fósforo (T_P) que produziu os dispositivos com os maiores valores dos parâmetros elétricos foi de 845 °C. Foi avaliada a formação do BSF de boro e alumínio, e constatou-se que o aumento da etapa térmica para a difusão de alumínio aumentou a profundidade da junção do emissor e diminuiu a profundidade do BSF de boro. Portanto, pode-se concluir que a adição de mais essa etapa térmica não foi eficaz.

Com a otimização da passivação a partir da formação de uma camada de SiO_2 , concluiu-se que com o processo de oxidação com a temperatura de oxidação (T_{OXI}) de 800 °C e tempo de 45 minutos foi obtida a célula solar com maior eficiência no emissor ($\eta_{emissor}$) de 16,9 %. No entanto, a maior eficiência no BSF (η_{BSF}), de 12,8 %, foi obtida com a camada de SiO_2 produzida com a T_{OXI} de 830 °C e tempo de 30 minutos, devido a maior densidade de corrente de curto-circuito (J_{SC}). Com relação a formação da junção flutuante sobre a região p^+ foram utilizadas diferentes concentrações de dopantes e diferentes métodos de formação dessa junção e concluiu-se que a junção flutuante não foi eficaz e não resultou no aumento dos parâmetros elétricos do BSF. A junção flutuante sobre o emissor também foi desenvolvida com alumínio e constatou-se que aumentou a tensão de circuito aberto (V_{oc}), mas não aumentou a eficiência das células solares bifaciais.

No processo com difusão de boro e fósforo na mesma etapa térmica (processo β) os maiores valores dos parâmetros elétricos foram obtidos com as mesmas temperaturas e tempo de difusão de boro e de fósforo do processo α . Foi realizada a

análise da influência do processo térmico de oxidação para passivação e concluiu-se que a maior eficiência, tanto no BSF quanto no emissor, foi obtida com o método padrão. Com relação a otimização experimental da temperatura de queima (T_Q) das pastas de metalização, conclui-se que a melhor T_Q para ambas as pastas foi de 860 °C.

A avaliação do tempo de vida dos portadores de carga minoritários foi realizada nos processos α e β após diferentes etapas térmicas e pode-se concluir que a difusão dos dois dopantes na mesma etapa térmica (processo β) resulta em um aumento do tempo de vida dos portadores de carga minoritários da base, maior do que ocorre no processo α . Após as difusões, o tempo de vida dos portadores de carga minoritários foi menor nas amostras com as regiões altamente dopadas, indicando a alta recombinação nestas regiões.

Cabe destacar que para produzir células solares bifaciais PERT são necessárias 12 principais etapas. Com os processos α e β as etapas de fabricação foram reduzidas para 10 e 8, respectivamente. A eficiência obtida foi similar com os dois processos. Com o processo α a maior η_{emissor} e η_{BSF} alcançada foi de 16,6 % e 12,8 %, respectivamente e foi obtida com a T_{OXI} de 830 °C. Com a T_{OXI} de 800 °C as eficiências foram de 16,9 % e de 11,5 %. Com o processo β , os maiores valores dos parâmetros elétricos foram obtidos com a T_{OXI} de 800 °C, resultando na η_{emissor} de 16,6 % e η_{BSF} de 12,7 %. A eficiência obtida é um pouco menor da eficiência de um módulo bifacial comercial ($\eta_{\text{emissor}} = 20,5$ % e $\eta_{\text{BSF}} = 14,4$ %), porém os dois processos de produção de células solares bifaciais PERT possuem menos etapas térmica e químicas. Levando em conta que o processo α diminui etapas térmicas há redução de custos quanto aos gases. No processo β além da redução das etapas térmicas são reduzidas também etapas com as limpezas químicas, gerando menos resíduos químicos e, conseqüentemente, reduzindo o impacto ambiental.

Sugerem-se como propostas para trabalhos futuros:

- Desenvolver o processo β com lâminas de silício cristalino do tipo n. Sabe-se que o substrato tipo n geralmente apresenta maior tempo de vida dos portadores de carga minoritários e têm menor sensibilidade a presença de impurezas. Com a otimização

desse processo, pode-se esperar obter resultados melhores que os obtidos com o Si tipo p.

- Analisar diferentes tipos de filmes finos para passivação das superfícies, além dos já utilizados nesse trabalho.
- Determinar a redução nos custos de produção das células solares tanto para o processo α quanto para o processo β e comparar os resultados com àqueles obtidos com o processo convencional.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABERLE, A. G. Surface passivation of crystalline silicon solar cells – A review. **Progress in Photovoltaics: Research and applications**. v.8, p. 362-376, 1999.

APPELBAUM, J. Bifacial photovoltaic panels field. **Renewable Energy**, v. 85, p. 338-343, 2016. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.renene.2015.06.050>>. Acesso em: 05 abril 2017.

BARTH, S.; Doll, O.; Koehler, I.; Neckermann, K.; Blech, M.; Lawerenz, A.; Edler, A.; Kopecek, R.; Schneider, J. J. 19.4 % Efficient bifacial solar cell with spin-on boron diffusion. **Energy Procedia**. v. 38, 410-415, doi: 10.1016/j.egypro.2013.07.297, 2013.

BENTZEN, A. **Phosphorus Diffusion and Gettering in Silicon Solar Cells**. Oslo. 2006. 271p. Tese de Doutorado. Universidade de Oslo, Noruega.

BLAKERS, A.W.; Wang, A.; Milne A.M.; Zhao, J.; Green, M.A. 22.8 % Efficient Silicon Solar Cell, **Applied Physics Letter**, 55, 1363 – 1365, 1989.

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 dos Materiais). Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

BÖSCKE, T. S.; Kania, D.; Helbig, A.; Schöllhorn, C.; Dupke, M.; Sadler, P.; Braun, M.; Roth, T.; Stichtenoth, D.; Wütherich, T.; Jesswein, R.; Fiedler, D.; Carl, R.; Lossen, J.; Grohe, A.; Krokoszinski, H. J. Bifacial n-type cells with > 20 % front-side efficiency for industrial production. **IEEE Journal of Photovoltaics**. v.3, n. 2, p. 674-677, 2013.

BOWDEN, S.; Honsberg, C.; PVCDROM. Disponível em: <<http://pveducation.org/pvcdrom/introduction/solar-energy> >. Acesso em: 17 dezembro de 2019.

CANADIANSOLAR – DataSheet of bifacial modules of monocrystalline silicon solar cells. December 2019. All rights reserved, PV Module Product Datasheet V5.587_EN. Disponível em: https://canadiansolar.com.br/la/wp-content/uploads/2020/02/EN_Canadian_Solar-Datasheet-BiHiKu_CS3W-MB-AG_1000V1500V_v5.587.pdf. Acesso em: 17 dezembro 2020.

CAÑIZO, C.; Moehlecke, A.; Zanesco, I.; Tobias, I.; Luque, A. Cz Analysis of a technology for Cz bifacial solar cells. **IEEE Electron Device Letters**. v. 48, n.10, p. 2337-2341, 2001.

CENCI, A. S. **Desenvolvimento de Células Solares com Metalização por Serigrafia: Influência do Emissor n⁺**. Porto Alegre. 2012. 150p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia dos Materiais). Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

CHAMBOULEYRON, I. e Chevalier, Y. Silicon double solar cell. **Proc. 1st. European Com. Conf. on Photovoltaic Solar Energy**. Luxemburgo, p. 967-976, 1978.

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**. v. 38, p. 416-422, 2013.

CHEN, W.; Depauw, V.; Haddad, F.; Maurice, J. L.; Cabarrocas, P. R. Influence of anodic bonding on the surface passivation quality of crystalline silicon. **Solar Energy Materials & Solar Cells**. v.157, pp. 154–160, 2016.

CHEN, Y.; Zhong, S.; Tan, M.; Shen, W. SiO₂ passivation layer grown by liquid phase deposition for silicon solar cell application. **Energy**. v. 11, p. 52-59, 2017.

CHO, Y. J.; Shin, W. C.; Chang, H. S. Selective deposition contact patterning using atomic layer deposition for the fabrication of crystalline silicon solar cells. **Thin Solid Films**. v. 568, p. 1–5, 2014. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1016/j.tsf.2014.07.054>>. Acesso em: 12 março 2017.

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 dos Materiais). Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

COSTA, R. C. **Desenvolvimento e Comparação de Células Solares Bifaciais Industriais com Deposição de Dopante com Boro por *Spin-on***. Porto Alegre. 2013. 119p. Tese (Doutorado em Engenharia e Tecnologia dos Materiais). Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, 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 dos Materiais). Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

COTTER, J. E.; Guo, J. H.; Cousins, P. J.; Abbot, M. D.; Chen, F. W.; Fischer, K. C. p-type versus n-type silicon wafers: prospects for high-efficiency commercial silicon solar cells. **IEEE Transactions on Electron Devices**, v. 53, p. 1893 – 1901, 2006.

CRESTANI, T. **Desenvolvimento do Campo Retrodifusor Seletivo de Alumínio e Boro em Células Solares de Silício**. Porto Alegre. 2016. 118p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia dos Materiais). Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

CRESTANI, T.; Zanesco, I.; Moehlecke, A.; Razera, R. A. Z.; Aquino, J.; Model, J. C. M.; Ly, M. Influência do tempo de difusão de boro no campo retrodifusor seletivo de

alumínio e boro em células solares de silício. In: **XXXIX Reunión de Trabajo de la Asociación Argentina de Energías Renovables**: 2016, La Plata, Buenos Aires, Argentina: ASADES. v. 4, p. 04.23-04.33, 2016.

CRESTANI, T.; Zanesco, I.; Moehlecke, A. Influência da passivação em células solares de silício com campo retrodifusor seletivo de alumínio e boro. **Revista Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**. v.14, n.3, p. 236-242, Doi: 10.4322/2176-1523.1229, jul./set. 2017^a.

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. 8, p. 59-66, 2017^b.

CRESTANI, T., Zanesco, I., Moehlecke, A., Aquino, J., Model, J. C. M., Razera, R. A. Z., Ly, M. Análise da influência de diferentes tipos de pastas metálicas na formação do campo retrodifusor seletivo em células solares de silício, **XL Reunión de Trabajo de la Asociación Argentina de Energías Renovables y Medio Ambiente**, vol. 5, pp. 04.23-04.33, San Juan, 2017^c.

CRESTANI, T.; Zanesco, I.; Moehlecke, A.; Ly, M. Análise do perfil de boro para produção de células solares base p com redução de etapas térmicas. In: **XLI Reunión de Trabajo de la Asociación Argentina de Energías Renovables**: 2018, La Plata, Buenos Aires, Argentina: ASADES. v. 6, p. 03.159-03.170, 2018.

CRESTANI, T.; Zanesco, I.; Moehlecke, A.; Ly, M.; Freiburger, M. Análise da Junção Flutuante no Campo Retrodifusor de Boro em Células Solares PERT Bifaciais. **Revista Brasileira de Energia Solar**. v. 11, n. 1, p. 68-78, 2020.

CUEVAS, A.; Sangrador, J.; Luque, A.; Ruiz, J.M.; Sala, G. High-efficiency transcells and vertical multijunction cells for double-sided concentrated illumination. **Proc. Second E. C. Photovoltaic Solar Energy Conference**, Berlin, p. 808-816, 1979.

CUEVAS, A. The early history of bifacial solar cells. In: **20th European Photovoltaic Solar Energy Conference**: 2005, Barcelona. Proceedings. Munique: WIP, p. 801-805, 2005.

CVP21, Manual of Wafer Profiler, Electrochemical Capacitance Voltage Profiling.(2011). Disponível em: <<http://www.wepcontrol.com/cv-profiler/>>. Acesso em: 20 abril de2018.

DESCOEUDRES, A.; Horzel, J.; Paviet-Salomon, B.; Senaud, L.; Christmann, G.; Geissbühler, J.; Wyss, P.; Badel, N.; Schüttauf, J.; Zhao, J.; Allebé, C.; Faes, A.; Nicolay, S.; Ballif, C.; Despeisse, M. The versatility of passivating carrier-selective silicon thin films for diverse high-efficiency screen-printed heterojunction-based solar cells. **Progress in Photovoltaics Research and Applications**. p.1–9, 2019. Doi: 10.1002/pip.3227

DULLWEBER, T.; Schulte-Huxel, H.; Hannebauer, H.; Blankemeyer, S.; Baumann, U.; Schimanke, S.; Witteck, R.; Köntges, M.; Brendel. Bifacial PERC+ solar cells: status of industrial implementation and future perspectives. In: **Workshop bifIPV2017**, Konstanz, October 25th 2017.

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**: 2009, Hamburg. Proceedings... Munique: WIP, 2009, p. 1775-1778. Doi: 10.4229/24thEUPVSEC2009-2CV.5.19

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

FILMTRONICS Inc. Box 1521, Butler Pennsylvania 16003 USA. Revision #6, July 2004. Disponível em: <https://docplayer.net/47331720-Spin-on-diffusants-filmtronics-inc-box-1521-butler-pennsylvania-u-s-a-tel-724.html>. Acesso em: Janeiro 2021.

FOSSUM, J. G.; Burgess, E. L. High efficiency p^+nn^+ back-surface-field solar cells". **Applications Phys. Lett.** v. 33, p. 238-240, 1978. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1063/1.90311>>. Acesso em: 05 maio 2017.

GARCIA, S. B.; Moehlecke, A.; Zanesco, I. Desenvolvimento de um forno para fabricação de células solares de silício. **Revista Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**. Abril – Junho 2012. v. 9, n. 2. p. 109-116.

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

GRAFULHA, M. F.; Zanesco, I. Comparação de sistema fotovoltaico com módulos bifaciais e convencionais em condomínio residencial. In: **XXXIX Reunión de Trabajo de la Asociación Argentina de Energías Renovables**:. La Plata, Buenos Aires, Argentina: ASADES, 2016. v. 4. p. 04.145-04.155, 2016.

GREEN, M. A. **Solar Cells: Operating Principles, Technology and System Applications**. Sydney: UNSW Photovoltaics, 1992. 274 p.

GREEN, M. A. The path to 25% silicon solar cell efficiency: history of silicon cell evolution. **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**. v. 17, p. 183-189, 2009. Disponível em:<<http://dx.doi.org/10.1002/pip.892>>. Acesso em: 20 maio 2017.

GREEN, M. A. The passivated emitter and rear cell (PERC): From conception to mass production. **Solar Energy Materials e Solar Cells**. v.143, p. 190-197, 2015.

GREEN, M. A., Emery, K., Hishikawa, Y., Warta, W., Dunlop, E.D. Solar cell efficiency tables (Versão 47). **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**, vol. 24, p. 3-11. DOI: 10.1002/pip.2728, 2016.

GREEN, M. A.; Emery, K.; Hishikawa, Y.; Warta, W.; Dunlop, E.D. Solar cell efficiency tables (Versão 49). **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**, v. 25, p. 3-13, Doi: 10.1002/pip.2855, 2017.

GREEN, M. A.; Dunlop, E.D.; Hohl-Ebinger, J.; Yoshita, M.; Kopidaskis, N.; Ho-Baillie, A. W. Y. Solar cell efficiency tables (Versão 57). **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**, v. 29, p. 3-15, Doi: 10.1002/pip.3371, 2021.

GUERRERO, L. R.; Vega, R.; Kim, T.; Kimm, A. Shephard, L. E. Bifacial solar photovoltaics - A technology review. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 60, p. 1533-1549, Doi: 10.1016/j.rser.2016.03.041, 2016.

HO, W-J.; Tsai, P-H.; Lee, Y-Y.; Chang, C-M. Electrical and optical properties of thin film silicon solar cells with sub-wavelength surface structure and TiO₂ passivation. **Vacuum**. v. 118, p. 64-68, 2015.

HO, C.P.; PLUMMER, J.D. Si/SiO₂ interface oxidation kinetics: A physical model for the influence of high substrate doping levels, **Journal of the Electrochemical Society**, v. 126, n. 9, pp.1523-1530, Jan. 1979.

HUANG, J. J.; Lin, C. C.; Wu, D. S. Antireflection and passivation property of titanium oxide thin film on silicon nanowire by liquid phase deposition. **Surface & Coatings Technology**. p. 1 – 7, Doi: 0.1016/j.surfcoat.2017.01.027, 2017.

IKEDA, Y.; Tomizwa, Y.; Itoh, H.; Shiro, T. Investigation of rear localized back surface field formed from boron laser doping and screen-printed aluminum paste in high-efficiency solar cells. In: **6th International Conference on Silicon Photovoltaics, Silicon PV 2016**. v.92, p. 404-411, 2016.

ITRPV 2017 - **International Technology Roadmap for Photovoltaic**, SEMI PV Group Europe, 2017. 9^a edição, março 2018. Disponível em: <http://www.itrpv.net/Reports/Downloads/>.

ITRPV 2020 - **International Technology Roadmap for Photovoltaic**, SEMI PV Group Europe, 2017. 11^a edição, abril 2020. Disponível em: <http://www.itrpv.net/Reports/Downloads/>.

ITRPV 2021 - **International Technology Roadmap for Photovoltaic**, SEMI PV Group Europe, 2017. 12^a edição, abril 2021. Disponível em: <http://www.itrpv.vdma.org/en/>

JEON, M.; Kang, J.; Shim, G.; Ahn, S.; Balaji, N.; Park, C.; Lee, Y-J.; Yi, J. Passivation effects of tunnel oxide grown by N₂O plasma for c-Si solar cells applications. **Vacuum**. v. 141, p. 152-156, 2017.

JIMENO, J. C.; Bueno, G.; Lago, R.; Freire, I.; Pérez, L.; Recart, F.; Hoces, I.; Azkona, N.; Alonso, J.; Sánchez-FrierA, P.; Glunz, S. W.; Emanuel, G.; Ruiz, R.; Pohl, A.; Wolke, W.; Schubert, M.; Gavilanes, I.; Ezker, M.; Zugasti, E.; Turumbay, A.; Sato, H.; Bragagnolo, J.; Nasch, P. M.; Ostapenko, S.; Belyaev, A.; Dallas, W.; Polupan, O.; Albertsen, K.; Shaikh, A.; Kerp, H.; Salami, J. Low cost using ultra-thin bifacial cells. In: **22nd European Photovoltaic Solar Energy Conference**. Milan, p. 1-4, 2007.

JOSHI, A.; Iqbal, H. Impact of Light-and Elevated Temperature – Induced Degradation on PERC Solar Cells. **Advances in Solar Power Generation and Energy Harvesting**. Singapore, p. 53-63, 2020.

KANG, Y.; Deng, H.; Chen, Y.; Huo, Y.; Jia, J.; Zhao, L.; Zaidi, Z.; Zang, K.; Harris, J. S. Titanium dioxide hole-blocking layer in ultra-thin-film crystalline silicon solar cells. **Applied Physics**. 2017.

KERN, W. **Handbook of Semiconductor Wafer Cleaning Technology**, New Jersey, Noyes Publications, 1993.

KIM, H.; Bae, S.; Ji, K-S.; Kim, S. M.; Yang, J. W.; Lee, C. H.; Lee, K. D.; Kim, S.; Kang, Y.; Lee, H-S.; Kim, D. Passivation properties of tunnel oxide layer in passivated contact silicon solar cells. **Applied Surface Science**. v. 409, p. 140-148, 2017.

KRÄNZL, A.; Kopecek, R.; Peter, K.; Fath, P. Bifacial solar cells on multi-crystalline silicon with boron BSF and open rear contact. p. 968-971, 2006. Doi: 10.1109/WCPEC.2006.279618. Disponível em: < <http://ieeexplore.ieee.org/document/4059791/>>. Acesso em: 11 maio 2017.

KÜHNHOLD, S.; Saint-Cast, P.; Kafle, B.; Hofmann, M.; Colonna, F.; Zacharias, M. High-temperature degradation in plasma-enhanced chemical vapor deposition Al_2O_3 surface passivation layers on crystalline silicon. **Journal of Applied Physics** 116, 054507; doi: 10.1063/1.4891634. p. 1-10. 2014. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1063/1.4891634>>. Acesso em 18 maio 2017.

KUMAR, A.; Bieri, M.; Reindl, T.; Aberle, A. G. economic viability analyses of silicon solar cell manufacturing: Al-BSF versus PERC. **Energy Procedia**, v.130, 2017, p. 43-49.

LATERNE, 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, Doi: 10.1002/pip.2574, 2015.

LEE, J. Y.; Glunz, S.W. Investigation of various surface passivation schemes for silicon solar cells. **Solar Energy Materials & Solar Cells**, Vol. 90, pp. 82-92, 2006.

LEI, D.; Yu, X.; Song, L.; Gu, X.; Li, G.; Yang, D. Modulation of atomic-layer-deposited Al_2O_3 film passivation of silicon surface by rapid thermal processing. **Applied Physics Letters**. v. 99, p. 1-4, 2011. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1063/1.3616145>>. Acesso em: 10 maio 2017.

LEINKEIT, B.; Steckmetz, S.; Muchlich, A.; Metz, A.; Hezel, R. High quality screen-printed and fired through silicon nitride rear contacts for bifacial silicon solar cells. **Proceedings of the 16th European Photovoltaic Solar Energy Conference**, Glasgow, 2000.

LELIÈVRE, J-F.; Kafle, B.; Saint-Cast, P.; Brunet, P.; Magnan, R.; Hernandez, Em.; Pouliquen, S.; Massines, F. Efficient silicon nitride $\text{SiN}_x\text{:H}$ antireflective and passivation layers deposited by atmospheric pressure PECVD for silicon solar cells. **Progress in Photovoltaics Research Application**. v.27, p.1007–1019, doi.org/10.1002/pip.3141, 2019.

LI, J. D.; Shen, G. S.; Chen, W. L.; Li, Z.; Hong, R. J. Preparations of SiN_x multilayer films by mid-frequency magnetron sputtering for crystalline silicon solar cells. **Materials Science in Semiconductor Processing**. v. 59, p. 40-44, 2017. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1016/j.mssp.2016.11.039>>. Acesso em : 20 maio 2017.

LI, H.; Wenham, S. R.; Shi, Z. High efficiency PERL cell on CZ P-type crystalline silicone using a thermally stable a-Si:H/Si_nx rear surface passivation stack. **Solar Energy Materials & Solar Cells**. v. 117, p. 41-47, 2013. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.solmat.2013.05.028>>. Acesso em: 21 maio 2017.

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**: Madri. Proceedings... IEEE, p. 42-45, Doi:10.1109/ICRERA.2013.6749723, 2013.

LOPES, N. **Implementação e Análise de Junção Flutuante em Células Solares Industriais de Silício Tipo n**. Porto Alegre. 2013. 99p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia dos Materiais). Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, 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**. v.5, n.1, p. 62-67, 2014.

LORENZO, E. **Electricidad Solar – Ingeniería de los Sistemas Fotovoltaicos**. 1^o edição. Progensa, 1994, 338p.

LUQUE, A.; Hegedus, S. **Handbook of Photovoltaic Science and Engineering**. 1^a edição. John Wiley & Sons Ltda, p. 87-95, 2003.

MACHADO, T. C. P. A. **Implementação de Emissores p⁺ com Diferentes Dopantes para Células Solares n⁺np⁺ Finas**. Porto Alegre. 2018. 82p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia dos Materiais). Programa de Pós-Graduação em

Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

MALLMANN, A. P. **Metalização Serigráfica de Células Solares Bifaciais Fabricadas por Processos Térmicos Rápidos**. Porto Alegre. 2006. 94p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia dos Materiais). Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

MARKVART, T.; Castanêr, L. **Solar Cells Material, Manufacture and Operation**, Great Britain: Elsevier, 2005. 556 p.

MAY, G. S.; Sze, S.M. **Fundamentals of Semiconductor Fabrication**. John Wiley & Sons. 1ª ed, 2003, 352p.

MEDDEB, H.; Bearda, T.; Abdelwahab, I.; Ferro, V.; O'Sullivan, B.; Abdulraheem, Y.; Ezzaouia, H.; Gordon, I.; Szlufcik, J.; Poortmans, J. Thermal, structural and electrical study of the effect of annealing on the passivation by amorphous silicon of n-type crystalline (100) silicon surfaces. **Energy Procedia**. v.55, p. 818-826, Doi:10.1016/j.egypro.2014.08.065, 2014.

MIHAILETCHI, V. D.; Chu, H.; Galbiati, G.; Comparotto, C.; Halm, A.; Kopecek, R. A comparison study of n-type PERT and IBC cell concepts with screen printed contacts. **Energy Procedia**. v. 77, p. 534-539, Doi:10.1016/j.egypro.2015.07.076, 2015.

MIN, B.; Müller, M.; Wagner, H.; Fischer, G.; Brendel, R.; Altermatt, P. P.; Neuhaus. A Roadmap Towards 24 % Efficient PERC Solar Cells in Industrial Mass Production. **IEEE Journal of Photovoltaics**, v. 6, p. 1541-1550, 2017.

MODEL, José Cristiano Mengue. **Desenvolvimento e Análise de Passivação com Dióxido de Titânio em Células Solares com Campo Retrodifusor Seletivo**. Porto Alegre. 2017. 79 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia dos Materiais). Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

MOEHLECKE, A.; Zanesco, I.; Luque, A., Practical High Efficiency Bifacial Solar Cells. In: First World Conference On Photovoltaic Energy Conversion, 1, 1994. **Proceedings of the Twenty Fourth IEEE Photovoltaic Specialists Conference**, Hawaii: Waikoloa. p.1663-1666, 1994.

MOEHLECKE, A.; Zanesco, I.; Cañizo, C.; Luque, A., Experimental comparison between p and n bases for bifacial solar cells. In: **13th European Photovoltaic Solar Energy Conference**. Nice, França, p.1242-1245, 1995.

MOEHLECKE, A. **Conceptos Avanzados de Tecnologia Para Células Solares con Emisores p+ Dopados con Boro**. Madri. 1996. 202 p. Tese (Doutorado em Engenharia pela Universidade Politécnica de Madri – UPM). Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Telecomunicación.

MOEHLECKE, A.; Cañizo, C.; Zanesco, I.; Luque, A. Floating junctions passivations of p⁺ emitters. In: **2nd World Conference and Exhibition on Photovoltaic Solar Energy Conversion**: 1998, Viena, Austria, p. 1551-1554. 1998^a.

MOEHLECKE, A.; Zanesco, I.; Cañizo, C.; Luque, A. Stability problems in (n)p⁺nn⁺ silicon solar cells. In: **2nd World Conference and Exhibition on Photovoltaic Solar Energy Conversion**: 1998, Viena, Austria, p. 1386-1389, 1998^b.

MOEHLECKE, A.; Zanesco, I. Mercado, física e processamento de células solares. **Metalurgia e Materiais**, vol. 61, n^o. 557, pp. 394-397, 2005.

MOEHLECKE, A.; Zanesco, I. Pilot production of n⁺pn⁺ and n⁺pp⁺ silicon solar cells: efficiency x yield. In: **25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition and 5th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion**: 2010, Valência. Proceedings... Munique: WIP, p. 2497-2500, 2010.

MOEHLECKE, A.; Zanesco, I. In: **Caderno de altos estudos 10. Energia solar fotovoltaica no Brasil: Situação atual e perspectivas para estabelecimento de indústrias apoiadas em programas de P&D e financiamento**. Brasília, 2012. p.193-202.

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.; Zanesco, I. Desenvolvimento de células solares eficientes em lâminas de silício tipo n. **Relatório Técnico**, convênio FINEP 2102/09.2015.

MORI, H. **Radiation energy transducing device**, U.S. Patent 3.278.811. (priority Oct. 1960).

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

MORALES-VILCHES, A. B.; Wang, E.; Henschel, T.; Kubicki, M.; Criz, A.; Janke, S.; Korte, L.; Schlatmann, R.; Stannowski, B. Improved surface passivation by wet texturing, ozone-based cleaning, and plasma-enhanced chemical vapor deposition processes for high-efficiency silicon heterojunction solar cells. **Physica Status Solid**. v.217 p. 1-7, 2020.

MÜLLER, R.; Reichel, C.; Benick, J.; Hermle, M. Ion implantation for all-alumina IBC solar cells with floating emitter. 2014. In: 4th International Conference on Silicon Photovoltaics, SiliconPV 2014. **Energy Procedia**, v.55, p. 265 – 271, 2014.

NEUHAUS, D. H.; Münzer, A. Industrial Silicon Wafer Solar Cells. Hindawi Publishing Corporation **Advances in OptoElectronics**, v. 2007, p. 1 – 15, 2007.

NURSAM, N.M.; Ren ,Y.; Weber, K.J. PECVD silicon nitride passivation on boron emitter: the analysis of electrostatic charge on the interface properties, **Adv. Optoelectron**, v, 487406, p.1–8, Doi: 10.1155/2010/487406, 2010.

OSÓRIO, V. C. **Células Solares Bifaciais Finas com Campo Retrodifusor Localizado de Alumínio e Seletivo de Boro e Alumínio**. Porto Alegre. 2012. 154p. Tese (Doutorado em Engenharia e Tecnologia dos Materiais), Programa de Pós-

Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

OSÓRIO, V. C.; Moehlecke, A.; Zanesco, I. Células solares bifaciais industriais em lâminas de silício finas: análise de passivação de superfícies e tipo de silício. **Cerâmica**. v. 64, p. 183 – 189, doi: 10.1590/0366-69132018643702280, 2018.

PARIDA, B.; Lim, G.; Choi, J.; Palei, S.; Kim, K. Hydrogen passivations effect on the conversion efficiency of Si solar cell by low-energy proton implantation. **Solar Energy**. v. 122, p. 486-496, 2015.

PENG, Z. W.; Hsieh, P. T.; Huang, C. J.; Chang, P. K.; Kuo, C.; Li, C. C. Towards 21% efficiency n-PERT solar cells with selective back surface field technique. **Energy Procedia**. v. 92, p. 702-707, Doi: 10.1016/j.egypro.2016.07.047, 2016.

PEINER, E.; Schlachetzki, A.; Kruger, D. Doping profile analysis in Si by electrochemical capacitance-voltage measurements. **Journal of the Electrochemical Society**, v. 142, p. 576-580, 1995.

PERLIN, J. **From Space to Earth. The Story of Solar Electricity**. Ann Arbor, Aatec Publications, 1999.

PINTO, J. L. **Análise de Gettering e do Campo Retrodifusor de Células Solares Dopadas com Boro**. Porto Alegre. 2008. 95p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia dos Materiais). Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

RAZERA, R. A. Z.; Moehlecke, A.; Zanesco, I.; Aquino, J. ; Ly, M.; Crestani, T.; Model, J. C. M. Análise de Processos de Oxidação com Trans-LC para Fabricação de Células Solares. In: **XXXIX Reunión de Trabajo de la Asociación Argentina de Energías Renovables**: 2016, La Plata, Buenos Aires, Argentina: ASADES. v. 4, p. 04.13-04.21, 2016.

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 dos Materiais). Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

RAZERA, R. A. Z.; Aquino, J.; Zanesco, I.; Moehlecke, A.; Crestani, T.; Model, J. C. M.; Ly, M.; Influência do Tempo de Imersão em HF no Tempo de Vida dos Portadores de Carga Minoritários em Lâmina de Silício. In: **Revista Brasileira de Energia Solar**, v 7, n. 1, 2017^a.

RAZERA, R. A. Z.; Boudinov, H.; Zanesco, I.; Moehlecke, A. Passivation analysis of the emitter and selective back surface field of silicon solar cells. In: **32nd Symposium on Microelectronics Technology and Devices (SBMicro)**: 2017, Fortaleza, Brasil. p. 1-4, 2017^b.

RICHTER, A.; Benick, J.; Feldmann, F.; Fell, A.; Hermle, M.; Glunz, S. W. N-type Si solar cells with passivating electron contact: identifying sources for efficiency limitations by wafer thickness and resistivity variation. **Solar Energy Materials and Solar Cells**. 2017. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2017.05.042>. Acesso em: 08 junho 2017.

RICHARDS, B. S.; Cotter, J. E.; Honsberg, C. B. Enhancing the surface passivation of TiO₂ coated silicon wafers. **Applied Physics Letters**, v. 80, n. 7, p.1123-1125, 2002.

ROOS, V. O. A simple theory of back surface field (BSF) solar cells. **Journal of Applied Physics**. v. 49, p. 3503-3511, 1978. Doi:10.1063/1.325262. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1063/1.325262>>. Acesso em: 10 março 2017.

ROTHHARDT, P.; Meier, S.; Demberger, C.; Wolf, A.; Biro, D.; Codiffused bifacial n-type solar cells (CoBiN). **Energy Procedia**. v. 55, p. 287-294, Doi: 10.1016/j.egypro.2014.08.084, 2014.

SAHA, S.; Rao, R. A.; Mathew, L.; Ainom, M.; Banerjee, S.K. A novel low-cost method for fabricating bifacial solar cells. **39th IEEE Photovoltaic Specialists Conference**. p. 2268-2271, Doi: 10.1109/PVSC.2013.6744929, 2013.

SCHIELE, Y.; Joos, S.; Hahn, G.; Terheiden, B. Etch-back of p+ structures for selective boron emitters in n-type c-Si solar cells. **Energy Procedia**. v. 55, p. 295-301, Doi: 10.1016/j.egypro.2014.08.086, 2014.

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

SEGUINI, G.; Cianci, E.; Wiemer, C.; Saynova, D.; Roosmalen, J. A. M.; Perego, M. Si surface passivation by Al₂O₃ thin films deposited using a low thermal budget atomic layer deposition process. **Applied Physics Letters** 102-131603. p.1-5. 2013. Disponível em: <[http:// dx.doi.org/10.1063/1.4800541](http://dx.doi.org/10.1063/1.4800541)>. Acesso em: 19 maio 2017.

SEPEAI, S.; Cheow, S. L.; Sulaiman, M. Y.; Sopian, K.; Zaidi, S. H. Fabrication and characterization of Al-BSF bifacial solar cell. **39th IEEE Photovoltaic Specialists Conference**. p. 2664-2668, Doi:10.1109/PVSC.2013.674502, 2013.

SEPEAI, S.; Sulaiman, M. Y.; Zaidi, S. H.; Sopian, K. Enhanced Light Absorption in Bifacial Solar Cells. **10th IEEE Internacional Conference Semiconductor Electronics (ICSE)**. p. 38-41, Doi: 10.1109/SMElec.2012.6417086, 2012.

SINGHA, B.; Solanki, C. S. Boron-rich layer properties formed by boron spin on dopant diffusion in n-type silicon. **Materials Science in Semiconductor Processing**, v. 57, p. 83-89. Doi: 10.1016/j.mssp.2016.09.034, 2017.

SOPORI, B.; Basnyat, P.; Devayajanam, S.; Shet, S.; Mehta, V.; Binns, J.; Appel, J. Understanding light-induced degradation of c-Si solar cells. In: **2012 IEEE Photovoltaic Specialists Conference**: 2012, Austin. Disponível em: <http://www.osti.gov/bridge/product.biblio.jsp?query_id=1&page=0&osti_id=1047337&Row=0&formname=basicsearch.jsp>. Acesso em: 14 abril 2020.

SPINELLI, P; Guillevin, N.; Burgers, T.; Mewe, A.; Vlooswijk, A.; Geerligs, B.; Weeber, A.; Cesar, I. Front-floating emitter voltage mapping of IBC Mercury cells. 2015. **Energy Procedia**, v. 77, p. 187-194, 2015.

SZE, S. M. **VLSI Technology**. 2^a ed. Nova Iorque: Mc-Graw-Hill, 1988, 676p.

SUH, Dongchul. Thermal stability of Al₂O₃/TiO₂ stacks for boron emitter passivation on n-type silicon solar cells. **Thin Solid Films**. n. 669, p. 60-64, 2019.

TAON, N.N. Spin on Glass Materials and Applications in Advanced IC Technologies (Ph.D. thesis), **International Training Institute for Materials Science (ITIMS)**, Hanoi, Vietnam, 1999.

THOMSON, A. F.; Lynn, S. Z.; McIntosh, K. R. Passivation of silicon by negatively charged TiO₂. **25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition /5th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion**. Valencia, Spain, 6-10 September 2010.

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, Doi:10.1002/pip.2471, 2015.

YAN, D.; Cuevas, A.; Wan, Y.; Bullock, J. Passivating contacts for silicon solar cells based on boron-diffused recrystallized amorphous silicon and thin dielectric interlayers. **Solar Energy Materials & Solar Cells**. v. 152, pp. 73-79, Doi: 10.1016/j.solmat.2016.03.033, 2016.

YANG, L.; Ye, Q.H.; Ebong, A.; Song, W. T.; Zhang, G.J.; Wang, J. X.; et al. High efficiency screen printed bifacial solar cells on monocrystalline CZ silicon. **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**. v. 19, p. 275-279, Doi: 10.1002/pip.1018, 2011.

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. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.solener.2016.08.011>>. Acesso em: 08 maio 2017.

YUSUFOGLU, U. A.; Lee, T. H.; Pletzer, T. M.; Halm, A.; Koduvelikulathu, L. J.; Comparotto, C.; Kopecek, R.; Kurz, H. Simulation of energy production by bifacial modules with revision of ground reflection. **Energy Procedia**. v. 55, p. 389 – 395, 2014.

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.

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. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.solmat.2014.06.020>>. Acesso em: 11 maio 2017.

WEHR, G. **Desenvolvimento e Comparação de Células Solares n^+pn^+ e n^+pp^+ em Silício Multicristalino**. Porto Alegre. 2011. 136p. Tese (Doutorado em Engenharia e Tecnologia dos Materiais), Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil.

WEHR, G.; Zanesco, I.; Moehlecke, A. Development and comparison of n^+pn^+ and n^+pp^+ solar cells in multicrystalline silicon. **Materials Research**. v. 16, p. 1411-1417, Doi: 0.1590/S1516-14392013005000138, 2013.

YINGLY SOLAR – DataSheet of bifacial module YLM GG 144CELL (144 cell, p-type mono-Si, framed) - Doubled strength for multiplied reliability. Disponível em: <http://www.yinglisolar.com/en/products/175>. Acesso em: agosto 2021.

ZAITSEVA, A.K. e Fedoseeva, O.P. Study of possibility of bifacial silicon solar cell applications. **Teplotenergetika**, n. 3, p. 89, 1961.

ZANESCO, I.; Moehlecke, A. **Energia Elétrica para o Terceiro Milênio: A Conversão Fotovoltaica**. In: C. Galli; A. Moehlecke; D. Basso; . Catelli; I. Zanesco; J. B. R. Filho; L. M. Scolari; M. Salami. (Orgs.). *Sobre Volta, Batatas e Fótons*. (pp. 95-120). Porto Alegre, RS: EDIPUCRS, 2003.

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, 2012.

ZANESCO, I. Desenvolvimento de processos industriais para fabricação de células solares com pasta de alumínio. 2013. (**Relatório de Pesquisa**). p. 182.

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

ZANESCO, I.; Moehlecke, A. Analysis of the silicon dioxide passivation and forming gas annealing in silicon solar cells. In: **ISES Solar World Congress: 2015**, Daegu. Proceedings... Freiburg: ISES, p.1-9, 2015^a.

ZANESCO, I., Moehlecke, A. Células solares de alta eficiência com emissores seletivos. **Relatório Final de Projeto de P&D**, Convênio CEEE-D nº 9942400. p. 210, 2015^b.

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

ZANESCO, I.; Razera, R. A. Z.; Moehlecke, A. Análise da passivação com SiO₂ na face posterior e frontal de células solares com campo retrodifusor seletivo. **Revista Matéria**, Rio de Janeiro, v.22, pp. 1-9, 2017.

ZANESCO, I.; Moehlecke, A. Processo de difusão de dopante tipo p e tipo n em lâminas de silício na mesma etapa térmica. 2018, Brasil. **Patente:** Privilégio de Inovação. Número do registro: BR1020180085760, título: "Processo de difusão de dopante tipo p e tipo n em lâminas de silício na mesma etapa térmica", Instituição de registro: INPI - Instituto Nacional da Propriedade Industrial. Depósito: 27/04/2018.

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.8, p. 41-48, 2018^a.

ZANESCO, I.; Cruz, L. R. O.; Medeiro, R. A.; Moehlecke, A.; Ly, M. Passivação das regiões altamente dopadas n^+ e p^+ em células solares de silício cristalino com filmes de ZnO:Al. In: **VII Congresso Brasileiro de Energia Solar**, 2018, Gramado, RS. Anais do VII Congresso Brasileiro de Energia Solar. São Paulo, SP: Associação Brasileira de Energia Solar, p. 1-7, 2018^b.

ZANESCO, I.; Moehlecke, A.; Model, J. C. M.; Ly, M.; Aquino, J.; Razera, R. A. Z.; Crestani, T.; Osório, V. C.; Gonçalves, V. A. Evaluation of the TiO₂ anti-reflective coating in PERT solar cells with silicon dioxide Passivation. In: Solar Word Congress, 2019, Santiago, Chile. **Proceedings of the Solar Word Congress**. Freiburg in Breisgau, Alemanha: ISES - International Solar Energy Society, 2019. p. 1-10.

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 B1. 30 nov 2012. Instituição de registro: INPI - Instituto Nacional da Propriedade Industrial. Concedida em dezembro de 2020.

ZHANG, Y. Y.; Wu, T.; Shi, L. B.; Ren, R. C.; Li, C. X. Analysing the influence of emission layer thickness and interface defect states on bifacial HIT solar cell. In: **IEEE Chinese Automation Congress (CAC)**: 2013. Doi: 10.1109/CAC.2013.6775840.

ZHANG, C.; Shen, H.; Sun, L.; Yang, J.; Wu, S.; Lu, Z. Bifacial p-type PERC solar cell with efficiency over 22 % using laser doped selective emitter. **Energies**. v. 13, n. 6, p. 1-12, 2020. Doi:10.3390/en13061388.

ZHAO, L.; Zhou, C. L.; Li, H. L.; Diao, H. W.; Wang, W. J. Design optimization of bifacial HIT solar cells on p-type silicon substrate by simulation. **Solar Energy Materials e Solar Cells**. v. 92, p. 673-681, 2008. Doi:10.1016/j.solmat.2008.01.018.

ZHUANG, Y. F.; Zhong, S. H.; Liang, X. J.; Kang, H. J.; Li, Z. P. Application of SiO₂ passivation technique in mass production of silicon solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 193, p. 379-386, 2019.



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul
Pró-Reitoria de Graduação
Av. Ipiranga, 6681 - Prédio T - 2º andar
Porto Alegre - RS - Brasil
Fone: (51) 3320-3500 - Fax: (51) 3339-1564
E-mail: prograd@pucrs.br
Site: www.pucrs.br