

Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Instituto de Física

Dopagem tipo-n em estruturas SIMOX

Roana Melina de Oliveira

Dissertação elaborada sob orientação do Prof.
Dr. Henri Ivanov Boudinov apresentada ao
Instituto de Física da UFRGS como requisito
final à obtenção do título de Mestre em Física

Porto Alegre

2007

Agradecimentos

Quero prestar meus agradecimentos:

- A Deus, por tudo.
- Aos meus pais, Raul e Roseana e meus irmãos Raqueli e Rael, pelo apoio que sempre me ofereceram.
- Ao meu namorado Jesper, que sempre acreditou no meu trabalho, me apoiando e me motivando.
- A toda minha família e meus amigos.
- Aos colegas do Laboratório de Microeletrônica e especialmente ao Prof. Henri, pela excelente orientação.
- A todas as pessoas que me ajudaram de alguma forma.

Resumo

Foram estudadas a ativação elétrica e a redistribuição de As (dopante tipo n) implantado em SIMOX (*Separation by IMplanted OXYgen*). Estruturas SIMOX com diferentes espessuras da camada superficial de Si e do óxido enterrado foram usadas. As implantações de As⁺ foram feitas com a energia de 20 keV e doses de $5 \times 10^{14} \text{cm}^{-2}$ ou $2 \times 10^{15} \text{cm}^{-2}$. Um perfil em forma de platô foi implantado em algumas amostras por implantação com tripla energia. Recozimentos térmicos rápidos e convencionais foram aplicados para a ativação dos dopantes e cobertura dos danos de implantação. A caracterização física e elétrica foi feita através de RBS (*Rutherford Backscattering Spectrometry*), TEM (*Transmission Electron Microscopy*), MEIS (*Medium Energy Ion Scattering*) e medidas elétricas por efeito Hall. Os resultados são discutidos considerando a profundidade de amorfização alcançada pela implantação de dopantes e a cobertura dos danos após recozimentos e sua influência na ativação elétrica dos dopantes. As amostras completamente amorfizadas apresentaram maiores valores de resistência de folha e menor percentagem de ativação dos dopantes em comparação com as amostras que não tiveram a completa amorfização do filme de Si. Os resultados mostram claramente a necessidade de evitar a amorfização total do filme de Si em SIMOX durante a implantação iônica, possibilitando a formação de uma boa estrutura cristalina com boas características elétricas após o recozimento.

Abstract

The re-crystallization and electrical activation of As (n-type dopant) implanted in SIMOX (*Separation by IMplanted OXYgen*) were studied. Two SIMOX structures with different Si overlayers and buried oxide thicknesses were used. The As⁺ implantations were performed with energy of 20 keV to doses of $5 \times 10^{14} \text{cm}^{-2}$ or $2 \times 10^{15} \text{cm}^{-2}$ in both substrates. A plateau-like profile was achieved in an additional set of SOI samples by triple energy implantation. Rapid thermal and conventional furnace annealing were applied for dopant activation and recovery of the implantation damage. The physical and electrical characterizations were done by RBS (Rutherford Backscattering Spectrometry), TEM (Transmission Electron Microscopy), MEIS (Medium Energy Ion Scattering), sheet resistance measurements and Hall Effect measurements. The results are discussed considering the amorphization depth reached by dopant implantation and the crystal recovery process via thermal treatment and the influence in the electrical activation of the dopants. The completely amorphized samples presented higher values of sheet resistance and lower electrical activation percentage compared with the samples that did not have the complete top Si film amorphized. These results clearly show the need for avoiding total amorphization of the Si film during ion implantation in SIMOX, so that it is possible to achieve good crystal and electrical characteristics after thermal processing.

Índice

1. Introdução	6
2. Junções rasas em SOI	9
2.1 Transistor MOS	9
2.2 Junções rasas	12
2.3 Silício sobre isolante (<i>Silicon On Insulator</i> -SOI)	20
3. Técnicas experimentais utilizadas	28
3.1 Implantação iônica	28
3.2 Recozimentos térmicos	33
3.3 Espectroscopia de Espalhamento Rutherford (RBS)/canalização	36
3.4 Espalhamento de Íons de Médias Energias (MEIS)	43
3.5 Microscopia Eletrônica de Transmissão (TEM)	45
3.6 Medidas elétricas	49
4. Resultados e discussões	55
4.1 Preparação das amostras	55
4.2 Medidas RBS e MEIS	62
4.3 Medidas TEM	69
4.4 Medidas elétricas	72
5. Conclusões	80
Referências	82

1. Introdução

Os dispositivos projetados e construídos com a tecnologia da microeletrônica têm sido usados em praticamente todos os produtos da indústria eletro-eletrônica. Sabemos que este é um setor extremamente dinâmico e que desempenha um papel muito importante na economia mundial. A indústria de microeletrônica atual tem como principal material semicondutor o silício, já que este apresenta um óxido nativo, o SiO_2 que permite a criação de interfaces semicondutor/isolante de alta qualidade, elemento crucial para a fabricação de circuitos integrados.

Os avanços na área de microeletrônica fazem com que a tecnologia esteja cada vez mais presente na vida das pessoas, já que resultam em menor custo de fabricação, em maior economia de energia e na melhora do desempenho dos dispositivos. Estes avanços têm ocorrido graças à miniaturização destes. Porém a miniaturização apresenta algumas limitações relacionadas à dissipação de energia do circuito.

A miniaturização dos dispositivos envolve a redução de todas as suas dimensões em função de um mesmo fator de escala. Uma destas dimensões é a profundidade das junções de fonte e dreno dos transistores MOSFET (*Metal-Oxide-Semiconductor Field Effect Transistor*), que são o bloco fundamental dos circuitos digitais. Com a miniaturização dos dispositivos, deve-se reduzir a profundidade das junções, de forma que efeitos indesejados que degradam o correto funcionamento dos MOSFETs sejam evitados. Esses efeitos serão discutidos no capítulo seguinte.

A pesquisa em substratos alternativos vem crescendo juntamente com a pesquisa para miniaturização dos dispositivos. Um destes substratos alternativos é o SOI (*Silicon On*

Insulator), que consiste em uma estrutura de Si sobre uma camada isolante, comumente SiO₂. Dispositivos fabricados com tecnologia SOI apresentam imunidade à radiação espacial, diminuição de efeitos indesejados devido à isolação do dispositivo com o substrato e maior integração (mais dispositivos por *chip*, portanto mais funções desempenhadas). Um tipo de estrutura SOI é o SIMOX (*Separation by IMplanted OXYgen*).

Os objetivos dos experimentos realizados neste trabalho são a obtenção de junções rasas tipo-n em estruturas SIMOX, a análise da redistribuição e ativação elétrica dos dopantes e a otimização das condições de implantação em estruturas SIMOX. Foi estudado o comportamento de dopantes tipo-n (As) implantados em estruturas SOI com diferentes espessuras, tanto da camada fina de Si quanto do óxido enterrado (*Buried Oxide-BOX*). As implantações foram feitas através de implantação única ou tripla, de forma que algumas das amostras tiveram a camada de Si totalmente amorfizada devido à implantação, já que o perfil de implantação se estendeu por toda a camada de Si. Outras amostras obtiveram todo filme de Si amorfizado devido à alta dose de dopantes implantados, o que gerou uma grande quantidade de defeitos no filme de Si. Nas outras amostras, a implantação não amorfizou totalmente o Si, deixando uma camada cristalina que serve como matriz para a reconstrução da estrutura cristalina e favorece a incorporação e ativação elétrica dos dopantes. Desta forma, buscamos uma maior compreensão sobre o mecanismo de transporte em função das espessuras da estrutura SOI.

Buscando a otimização das condições de implantação em estruturas SOI com diferentes espessuras, buscamos a formação de junções rasas e abruptas e com a menor resistência de folha possível, já que a resistividade das junções deve manter-se constante mesmo com a redução da profundidade das junções. Junções mais rasas tendem a serem mais resistivas, portanto, deve-se buscar o aumento da mobilidade dos portadores e da quantidade de dopantes ativados, o que está fortemente relacionado com o processo de recristalização da estrutura após a implantação dos dopantes e recozimentos. O aumento da dose de dopantes nem sempre

resultará em melhores características elétricas se este trazer maior quantidade de defeitos à estrutura. Discutiremos os resultados considerando a substitucionalidade e ativação elétrica dos dopantes, em função da profundidade de amorfização alcançada pela implantação e o processo de recristalização através de tratamentos térmicos.

Para a caracterização estrutural das amostras foram feitas medidas RBS/canalização, MEIS e TEM, mostrando a qualidade cristalina de todas as amostras após os processos de implantação iônica e tratamentos térmicos. Medidas de resistência de folha e efeito Hall foram feitas para obtenção dos valores da resistência de folha da camada, mobilidade dos portadores e número de portadores ativados.

A dissertação está dividida em 5 capítulos. O primeiro é a introdução. O capítulo 2 situa o trabalho no contexto da pesquisa científica e justifica a motivação para o trabalho e suas possíveis aplicações tecnológicas. A primeira parte do capítulo trata dos transistores e da miniaturização, que leva à necessidade do desenvolvimento de junções rasas. A segunda parte trata dos substratos SOI, suas vantagens e aplicações tecnológicas. O capítulo 3 faz uma descrição das técnicas experimentais utilizadas neste trabalho, que são implantação iônica, tratamentos térmicos rápido e convencional, RBS (*Rutherford Backscattering Spectrometry*) e canalização, MEIS (*Medium Energy Ion Scattering*), TEM (*Transmission Electron Microscopy*), medidas de resistência de folha e de efeito Hall. O capítulo 4 descreve a preparação das amostras e apresenta os resultados de todas as medidas executadas e a discussão dos dados, explicando a origem do comportamento dos dopantes. O capítulo 5 apresenta as conclusões do trabalho.

2. Junções rasas em SOI

2.1 Transistor MOS

Existem dois tipos de transistores: o transistor com junção bipolar (*Bipolar Junction Transistor*-BJT) e o transistor por efeito de campo (*Field Effect Transistor*-FET). A principal diferença entre os dois tipos de transistores está no mecanismo no qual é feito o controle da corrente. Corrente, tensão e energia podem ser amplificadas usando transistores em circuitos apropriados, enquanto que para aplicações digitais, o transistor tem a função de mudar os estados de ON para OFF em uma curta duração de tempo [1].

O transistor BJT é um semicondutor composto de três regiões dopadas. A região central, que é inserida entre duas regiões que possuem o mesmo tipo de dopagem, possui o tipo oposto de dopagem, o que faz um transistor do tipo PNP ou NPN. Os três terminais são inseridos nas três regiões. A região central é denominada base e cumprirá a função de terminal de controle enquanto as outras duas regiões cumprirão os papéis de emissor e coletor. O nome bipolar se refere aos dois tipos de portadores, elétrons e lacunas, que tomam parte no processo de condução.

A condução no transistor FET é feita apenas com um tipo de portador, portanto este é um dispositivo unipolar [2]. Transistores FET têm como característica primária o efeito de um campo elétrico transversal no movimento longitudinal dos portadores. A construção e operação de transistores FET são diferentes dos BJT. Em um BJT, o estudo das correntes é baseado principalmente no estudo da difusão de portadores minoritários, enquanto que em um FET a corrente é um resultado do movimento dos portadores sobre a influência de um campo elétrico

longitudinal. Existem duas classes básicas de FETs: o *Junction Field Effect Transistor* (JFET) e o *Metal-Oxide-Semiconductor Field Effect Transistor* (MOSFET). Um transistor MOSFET é um dispositivo feito com material semicondutor e composto por quatro terminais: fonte, dreno, porta e substrato. A corrente flui através do semicondutor da fonte ao dreno enquanto a tensão entre a porta e o substrato controla o fluxo desta corrente.

Em geral, o FET tem algumas vantagens sobre o BJT. A principal vantagem é o baixo consumo de energia dos circuitos inversores, que são a base para construção de circuitos digitais mais complexos. Isso porque em um inversor construído com MOSFETs, a corrente elétrica passa somente quando há uma mudança de estado lógico, mas não há necessidade de corrente para manutenção do estado (o que ocorre com o transistor BJT), reduzindo a energia gasta. O FET é mais fácil de ser fabricado e ocupa menos espaço em um chip do que o BJT. Uma outra propriedade dos dispositivos MOSFET é que podem ser utilizados como resistores e capacitores (que são elementos necessários nos circuitos eletrônicos), possibilitando o design de sistemas consistindo exclusivamente de MOSFETs. Estes dispositivos são relativamente insensíveis à temperatura e imunes à radiação. Tudo isso faz do MOSFET o dispositivo dominante nos sistemas de integração de ultra-grande-escala (*ultra-large-scale-integration* ULSI).

A figura 2.1a mostra a estrutura básica de um dispositivo MOSFET com seus terminais, a fonte, a porta, o dreno e o substrato[3, 4]. L_{Gate} denota o comprimento da porta, na verdade a dimensão do contato da porta, L é o comprimento do canal, e w é a largura da porta. Sobre o canal existe um filme dielétrico que está recoberto por uma camada de material condutor, podendo ser metal ou Si policristalino altamente dopado. Esta estrutura central, que na verdade é um capacitor MOS, constitui a porta. Para um MOSFET de canal do tipo-n, o substrato é do tipo-p e as regiões de fonte e dreno são n^+ dopadas. Os dopantes são introduzidos por implantação iônica de B, As ou P e ativados por tratamentos térmicos a temperaturas em torno dos 1000°C. A concentração de As chega a 10^{20} cm^{-3} próximo aos contatos. A profundidade da

extensão da junção da fonte e do dreno (indicado por x_j na figura 2.1b) é significativamente mais rasa que a profundidade das junções abaixo dos contatos de fonte e dreno. Para dispositivos menores, essas regiões altamente dopadas devem ser ainda mais rasas.

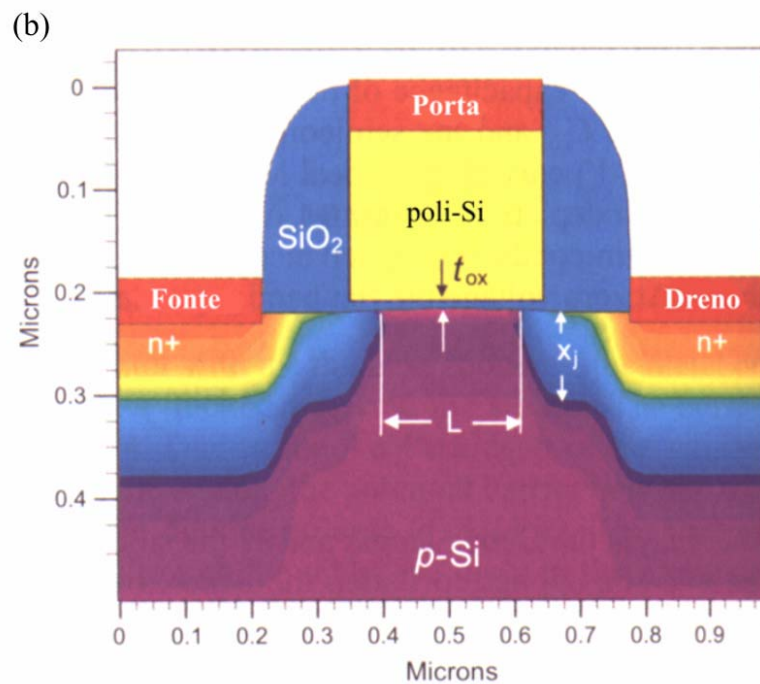
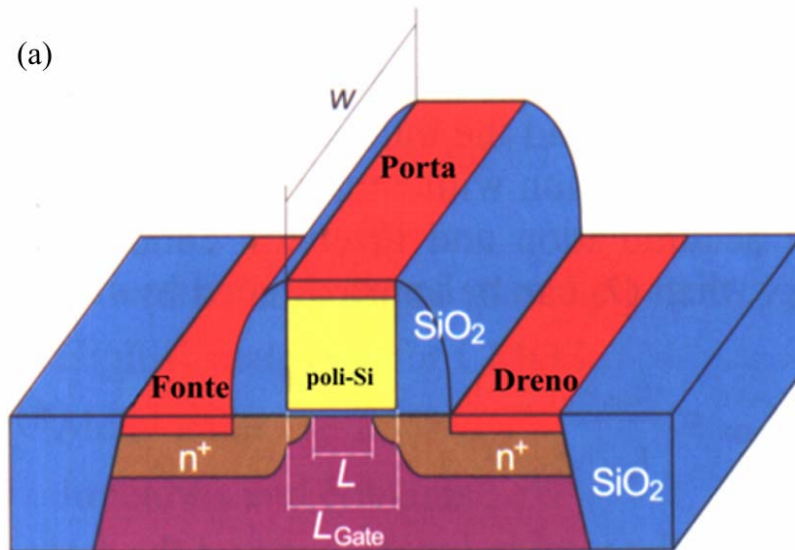


Figura 2.1: Estrutura do dispositivo MOSFET, com seus terminais e regiões características.

Para a operação do transistor, uma tensão é aplicada na porta. Se essa diferença de potencial entre a porta e o substrato (V_{GB}) for maior que um certo valor limiar V_T (*Threshold Voltage*), este induzirá o canal, possibilitando a passagem de corrente entre a fonte e o dreno. Se V_{GB} for inferior à V_T , a fonte e o dreno permanecem isolados um do outro.

Uma aplicação muito importante dos MOSFETs está no arranjo conhecido como *Complementary Metal Oxide Semiconductor System* (CMOS). Atualmente, o CMOS forma a base tecnológica dos sistemas digitais de alta densidade.

2.2 Junções rasas

O escalamento de MOSFETs em dimensões menores é necessário para aumento da densidade de dispositivos em um chip e da redução do consumo de energia. Porém inúmeras medidas devem ser tomadas para a manutenção da função dos transistores em dimensões muito pequenas. Transistores pequenos tendem a exibir efeitos indesejados, como a falta de saturação da corrente, degradação do óxido da porta devido à presença de elétrons quentes, mudanças no V_T , correntes parasitas induzidas entre a fonte e o dreno, etc.

O conceito mais simples de escalamento de transistores MOSFET é o escalamento a campo constante [4]. A idéia é o escalamento das dimensões verticais e horizontais do dispositivo, assim como as voltagens pelo mesmo fator α , enquanto aumentando proporcionalmente a concentração de dopantes do substrato, para manutenção do campo elétrico constante. A concentração de dopantes deve ser aumentada a fim de reduzir a largura de depleção. O escalamento a campo constante implica que a profundidade da junção deve ser reduzida por α para manutenção do campo constante. A tabela II.1 mostra como as dimensões do transistor devem ser reduzidas se quisermos reduzir uma dimensão pelo fator α e os efeitos no desempenho do mesmo. Podemos ver que o tempo de atraso do circuito decresce por um

fator α e que a dissipação de energia pelo circuito decresce por α^2 , o que diminui o aquecimento do dispositivo.

Parâmetros do dispositivo e do circuito	Fator multiplicativo ($\alpha > 1$)
Comprimento do canal (L)	$1/\alpha$
Largura do canal (w)	$1/\alpha$
Espessura do óxido de porta (t_{ox})	$1/\alpha$
Dopagem do substrato ($N_{A,D}$)	α
Profundidade da junção (x_j)	$1/\alpha$
Tensão de limiar (V_T)	$1/\alpha$
Tempo de atraso do circuito	$1/\alpha$
Dissipação de energia do circuito	$1/\alpha^2$
Densidade do circuito	α^2
Capacitância de entrada	$1/\alpha$
Frequência máxima de chaveamento	α^2

Tabela II.1 : Parâmetros do dispositivo e do circuito resultantes do escalonamento.

As regiões de extensão das junções da fonte e do dreno (x_j) ligam os contatos das regiões profundas da fonte e dreno ao canal. Estas extensões rasas são fundamentais para amenização dos efeitos de canal curto (*Short Channel Effects- SCE*) [5]. O canal é considerado curto quando seu comprimento é da mesma ordem da depleção de fonte e dreno, portanto extensões de fonte e dreno rasas diminuem estes efeitos, que fazem com que o dispositivo deixe de ser controlado pela porta. Os principais efeitos são:

-Redução de V_T : As zonas de depleção da fonte e do dreno se estendem abaixo do canal, como ilustrado na figura 2.2a. Para canais reduzidos, estas regiões se estendem até

regiões muito próximas umas às outras, o que faz com que a carga necessária para formação do canal seja menor, ou seja, a tensão aplicada na porta para formação do canal (V_T) é reduzida. A aplicação de uma tensão no dreno aumenta ainda mais sua região de depleção (como observado na figura 2.2b), o que reduz a barreira de potencial que separa os portadores da fonte e do dreno, causando uma redução ainda maior de V_T .

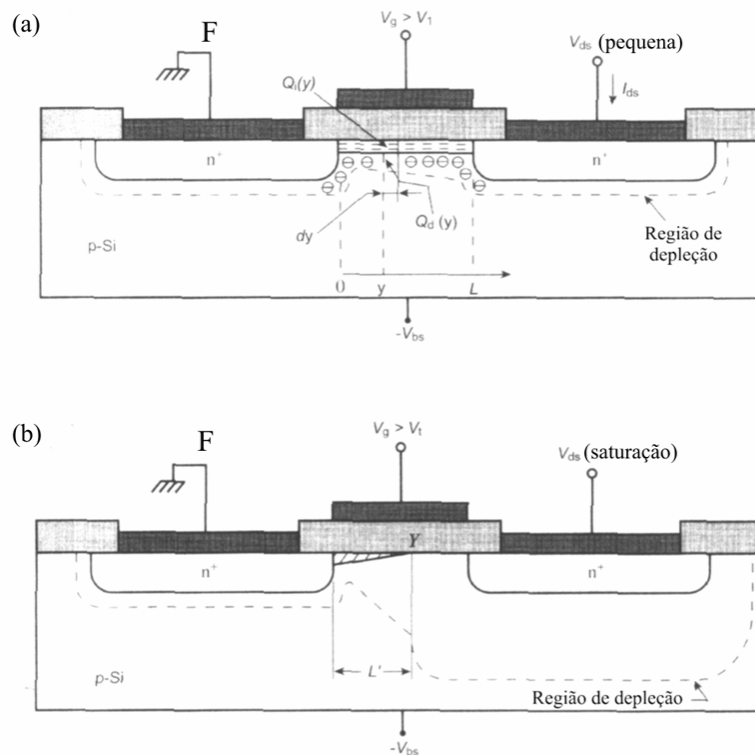


Figura 2.2: (a) regiões de depleções da fonte e do dreno. (b) aumento da região de depleção do dreno devido à tensão aplicada no dreno.

- **Punchthrough:** Ocorre quando as regiões de depleção da fonte e o dreno se estendem até se tocarem. Desta forma haverá passagem de corrente entre os dois terminais, mesmo sem tensão aplicada na porta.

- **Elétrons Quentes:** quando o transistor está em saturação, ou seja, quando a tensão no dreno é alta, campos elétricos intensos geram elétrons de alta energia. Estes elétrons causam

danos na interface óxido-semicondutor do canal e danos no próprio óxido. Eles também podem penetrar o óxido, onde eles ficam presos e aumentam a carga acumulada no óxido e degradam a performance do dispositivo com a mudança de V_T . O efeito está presente tanto em dispositivos de canal curto quanto de canal longo, porém é intensificado em dispositivos de canal curto devido às menores tensões de saturação do dreno.

As junções rasas amenizam estes efeitos, porém algumas precauções devem ser tomadas. Junções rasas possuem resistência maior, e como queremos manter a resistência constante, deve haver uma maior dopagem ou aumento da mobilidade dos portadores. Também é necessário o controle dos defeitos nas regiões dopadas, já que defeitos possuem um efeito maior em regiões rasas, podendo se estender por toda a junção, agindo como um curto circuito entre a superfície e o substrato e degradando as funções do dispositivo.

Para a fabricação destas junções tão rasas, a implantação iônica é a técnica mais utilizada pela indústria. Essa técnica permite a introdução de dopantes com um controle da dose implantada e da energia de implantação, que está relacionada com a profundidade da junção, portanto deve ser baixa. Como a implantação iônica é uma técnica balística e introduz muitos defeitos no material, recozimentos térmicos são necessários para a reconstrução da estrutura cristalina e para ativação dos dopantes implantados [6]. O controle e eliminação dos danos criados pela implantação são cruciais para integração de camadas implantadas rasas no processo MOS. Defeitos próximos às junções de fonte e dreno são degradantes para a performance do dispositivo [7]. Os defeitos residuais na região de depleção estão diretamente relacionados com as correntes parasitas. O tratamento térmico para recozimento dos defeitos e ativação elétrica dos dopantes deve ser realizado. Um ponto a ser evitado é a difusão dos dopantes devido ao tratamento térmico. A chave para formação de junções rasas é conseguir a máxima ativação dos dopantes com a mínima difusão possível.

Um outro efeito a ser evitado é a canalização do feixe de íons a ser implantado, de forma que o perfil de implantação seja de curto alcance [8]. A canalização acontece quando o

feixe de íons a ser implantado penetra um alvo cristalino numa direção axial ou planar de sua estrutura cristalina. Desta forma, o íon a ser implantado sofre colisões de pequenos ângulos com os átomos das colunas e perde menos energia, alcançando profundidades maiores. Camadas n^+ são facilmente obtidas pela implantação de As, um íon pesado que amorfiza o substrato e não causa o efeito de canalização. Para perfis p^+ , um dopante muito utilizado é o B^+ , um íon muito leve que pode sofrer canalização. Quando há canalização, a distribuição final da dose implantada não tem mais um perfil gaussiano, apresentando uma profundidade muito maior que a esperada para formação de uma junção abrupta, como ilustrado na figura 2.3 [9].

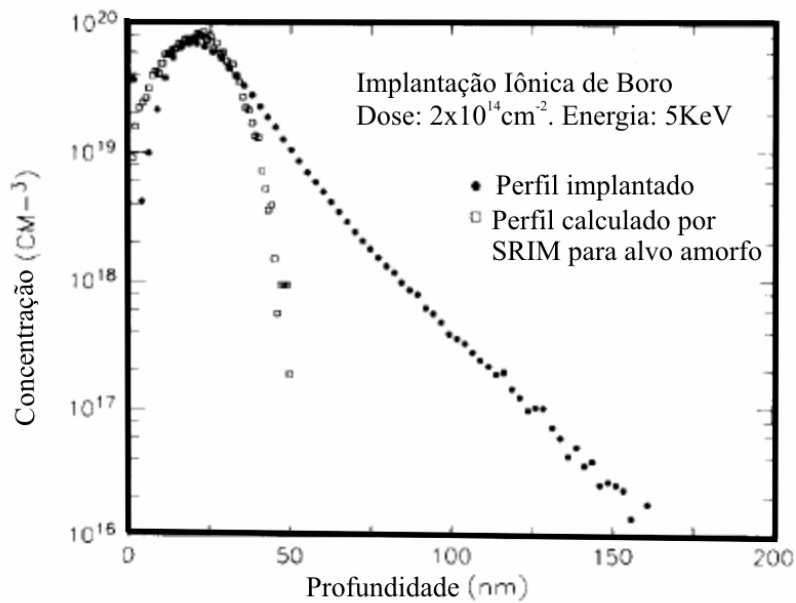


Figura 2.3: Perfil como implantado de boro calculado considerando o substrato amorfo (*ZBL calculation*) e com o feixe canalizado (SIMS) [9].

Dopantes pesados como As amorfizam a amostra durante a implantação, evitando a canalização e dessa forma o perfil não se estende até regiões muito profundas. A implantação de dopantes leves não amorfiza a amostra, levando à necessidade de uma pré-amorfização do Si. Uma implantação com um elemento que não altere as características do semiconductor e produza uma camada amorfa com interface amorfo-cristalina abrupta é realizada no substrato

antes da implantação dos dopantes [10]. Geralmente os íons implantados para a pré-amorfização são Si e Ge [11].

A camada amorfizada recebe a implantação de dopantes e passa pelo processo de recozimento para recristalização. Um detalhe a ser levado em conta é a localização da interface amorfo-cristalina, que pode influenciar a difusão dos dopantes durante os tratamentos térmicos [12]. A rugosidade também é um aspecto importante já que a uniformidade da interface ajudará na redução dos defeitos durante o recozimento.

Uma outra possibilidade para a implantação de perfis rasos consiste na implantação com íons moleculares como (BF^+ , BF_2^+ ou BF_3^+ para B, As_2^+ para As, etc.) [8]. Isso permite uma alternativa para implantação com baixas energias, já que por serem espécies mais pesadas, as moléculas amorfizam o substrato, evitando a canalização e formando um perfil mais raso de implantação.

Como já mencionado, a implantação iônica introduz defeitos no substrato, portanto exige uma etapa de tratamentos térmicos a altas temperaturas para a eliminação dos defeitos e para ativação elétrica dos dopantes. Os recozimentos podem ser feitos através de fornos convencionais (*furnace annealing* – FA), através de fornos de recozimento rápido (*rapid thermal annealing* - RTA) ou através de recozimentos com laser. Os danos criados pela implantação evoluem para deslocações estendidas durante o aquecimento, que devem ser recozidas. Como a energia para a remoção dessas deslocações é alta, é conveniente o uso de temperaturas da ordem dos 1000°C [12]. Também a solubilidade dos dopantes implantados e a condutividade das camadas dopadas e recozidas aumenta com a temperatura de recozimento [13].

Um ponto a ser evitado é a difusão dos dopantes devido à alta temperatura. Sabendo que a profundidade de difusão depende do tempo de recozimento, pode-se usar o recozimento rápido, RTA. Esta técnica eleva a temperatura da amostra até as temperaturas necessárias para eliminação dos defeitos por apenas alguns segundos ou poucos minutos. Desta forma, não há

tempo para difusão dos dopantes. O recozimento no forno convencional leva vários minutos ou algumas horas, causando difusão e aumentando a profundidade do perfil implantado. A figura 2.4 mostra a diferença nos perfis de As após diferentes processos de recozimento [14]. Podemos observar a difusão do perfil implantado em função do tempo de recozimento.

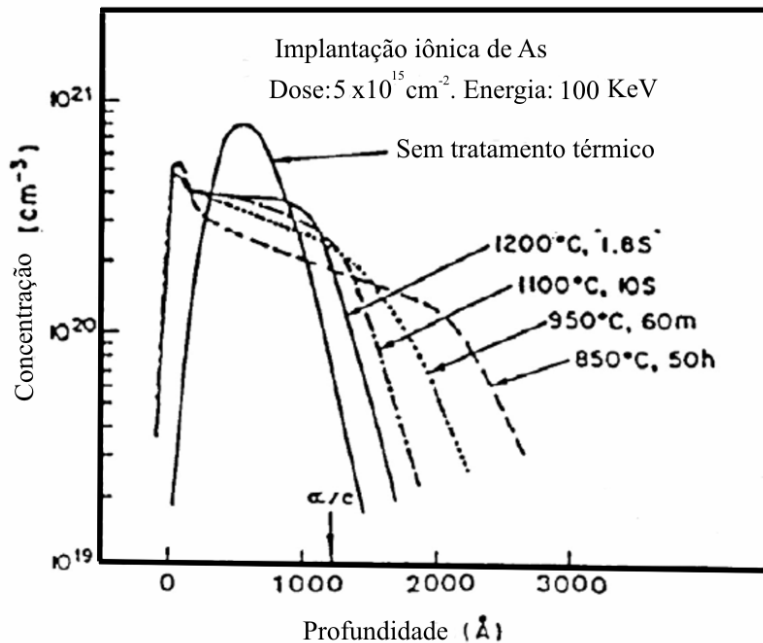


Figura 2.4: Perfis de As após diferentes tratamentos térmicos. Os perfis foram medidos após os mais curtos tempos de recozimento necessários para a remoção dos defeitos na interface amorfo-cristalina [14].

Durante o recozimento, a camada amorfizada pela implantação iônica é reconstruída epitaxialmente e os intersticiais em excesso presentes na região cristalina, abaixo da camada amorfa, se agregam e formam defeitos estendidos. Esta evolução de defeitos está associada com uma supersaturação de intersticiais, que é responsável pela difusão transiente (*Transient Enhanced Diffusion* - TED) dos dopantes [15, 16]. Esta difusão ocorre nos momentos iniciais do recozimento e é decorrente da interação dos dopantes com os intersticiais. Este efeito é observado mesmo após tratamentos térmicos rápidos. A figura 2.5 mostra perfis de As como implantados e após recozimentos. Podemos observar que mesmo com recozimentos da ordem

de segundos ou poucos minutos, há uma difusão dos dopantes, o que conseqüentemente aumenta a profundidade da junção.

As amostras amorfizadas antes da implantação dos dopantes possuem uma interface amorfo-cristalina que possui defeitos conhecidos como *End of Range* (EOR). Estes defeitos evoluem para deslocações após os recozimentos [12] e também podem interagir com os intersticiais gerados pela implantação, amenizando a difusão transiente. Portanto a pré-amorfização do substrato contribui para a redução da TED, além de evitar a canalização do feixe implantado, como mencionado anteriormente.

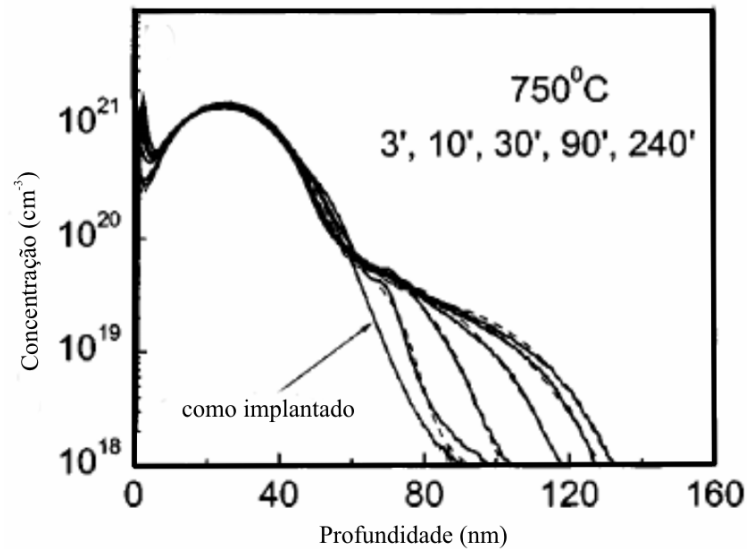


Figura 2.5: Perfis de As implantados a 35 keV com dose de $5 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ e recozidas a (a) 800°C e (b) 750°C com diferentes tempos de recozimento [15].

Um outro fator a ser levado em consideração é o ambiente no qual são feitos os recozimentos. A oxidação gera intersticiais, devido à difusão dos átomos de oxigênio através do óxido até a interface com o Si. Átomos de silício acabam sobrando e são injetados como intersticiais. Esse excesso de intersticiais é responsável pela criação dos defeitos conhecidos como falhas de empilhamento de oxidação (*Oxidation Stacking Faults- OSF*), e também causam aumento da difusão de B e P [17]. Portanto devem-se evitar ambientes oxidantes nos

tratamentos térmicos, pois os intersticiais injetados contribuem para o crescimento das OSF e dos defeitos EOR, se estiverem presentes na amostra.

O método de implantação iônica e recozimento térmico é o método mais utilizado pela indústria, porém existem mais alguns métodos de fabricação de junções rasas, que não serão discutidos neste trabalho. Podemos citar a difusão de dopantes a partir de silicetos (SADS, *Silicide As Diffusion Source*) [18], implantação iônica por imersão em plasma (PIII, *Plasma Immersion Ion Implantation*) [19], dopagem a laser por imersão em gás (GILD, *Gas Immersion Laser Doping*) [20], tratamentos térmicos a laser (LTP, *Laser Thermal Processing*) [21] e outras muitas de menor expressão.

2.3 Silício sobre isolante (*Silicon on insulator -SOI*)

Um passo muito importante para a explosão da tecnologia dos circuitos integrados foi a descoberta de que múltiplos transistores poderiam ser fabricados sobre a mesma lâmina de Si, com o isolamento dos dispositivos vizinhos através de poços reversos p-n [22]. A tecnologia CMOS tem revolucionado a eletrônica e mudado o mundo à nossa volta. Porém os poços de isolamento não são a melhor solução para o desenvolvimento dos circuitos CMOS, já que introduzem capacitâncias e reduzem a densidade de transistores nos circuitos. Se a temperatura ambiente for alta, correntes parasitas diminuem o isolamento entre os dispositivos do circuito. Nos últimos anos, pesquisas têm sido feitas considerando a possibilidade do uso de dielétricos ao invés de poços no projeto de circuitos monolíticos, trazendo a possibilidade do uso de lâminas SOI.

As estruturas SOI consistem de um filme de Si cristalino separado do substrato por uma camada de SiO₂ [23, 24]. Existem vários métodos de fabricação de estruturas SOI, porém dois deles emergiram como métodos dominantes na indústria. Os dois métodos utilizam implantação iônica, porém um deles utiliza colagem de lâminas. No primeiro método, que é conhecido como *Separation by IMplanted OXYgen* (SIMOX) [25], uma camada de óxido é sintetizada diretamente de íons de O que são implantados e ficam enterrados em uma região abaixo de uma camada de Si cristalino. O segundo método, conhecido como *Smart Cut*[®] [26], utiliza implantação de íons de hidrogênio como um cortador atômico que corta através da rede cristalina e permite uma transferência limpa e uniforme de uma fina camada de Si para um outro substrato.

A figura 2.6 é uma representação esquemática de um dispositivo CMOS construído sobre Si (a) e sobre SOI (b). No uso do SOI, os efeitos parasitas são reduzidos, devido à isolamento do dispositivo com o substrato, além da melhor isolamento entre os dispositivos [23, 24]. Também os efeitos de transistores NPN e PNP são eliminados. As áreas das junções se reduzem apenas às áreas laterais, reduzindo capacitâncias parasitas, o atraso e diminuindo a dissipação de energia.

Nos anos 1970s e 1980s, a principal motivação para desenvolvimento e uso de SOI foi a imunidade à radiação espacial apresentada pelos circuitos. Os circuitos para uso no espaço foram construídos com o uso desse substrato. Posteriormente, o aumento da performance motivou muitas companhias de circuitos integrados para o uso de lâminas SOI. Para mesma tensão aplicada, os circuitos digitais lógicos funcionam mais rápido em SOI do que em Si [24].

Transistores com comprimento de canal de 25 nm ou menos não funcionam bem em Si. O campo elétrico no canal do transistor induzido pela porta deve competir com os campos das regiões de fonte e dreno. Estes efeitos de canal curto são reduzidos ou eliminados quando vamos para estruturas SOI finas. Tem se discutido que o uso de SOI ultrafino possa ser a solução para efeitos de canal curto [27, 28, 29, 30, 31].

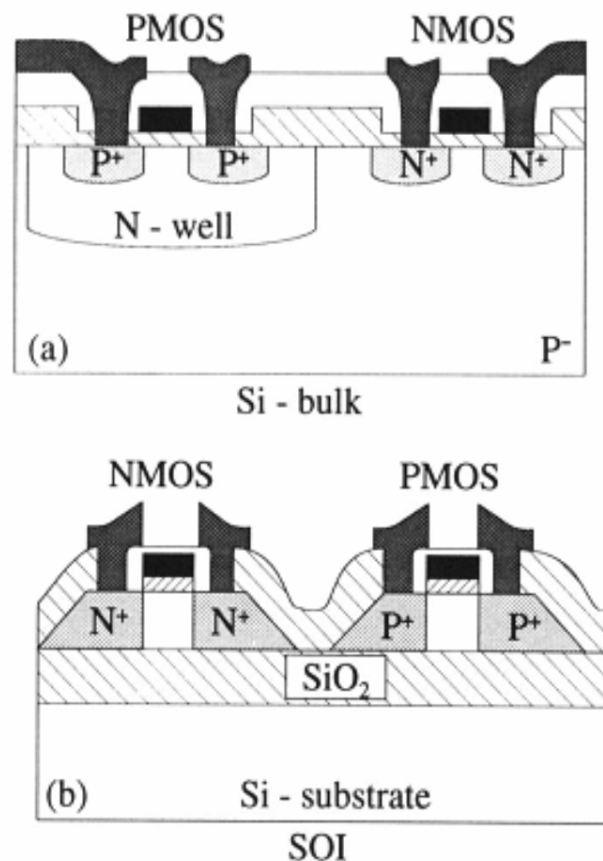


Figura 2.6: Arquitetura esquemática de um dispositivo CMOS construído sobre (a) Si e (b) SOI

Como já mencionado, as estruturas SIMOX são fabricadas através de implantação iônica de O [32]. Para a fabricação de estruturas SIMOX alguns obstáculos tiveram que ser superados. Após as primeiras tentativas, concluiu-se que oxigênio suficiente deve ser implantado para alcançar a concentração estequiométrica para formação de SiO₂. Alta dose de implantação leva a um alto grau de danos na estrutura cristalina. Na verdade, à temperatura ambiente, toda a camada penetrada pelos íons é completamente amorfizada [22]. Como a preservação de uma camada cristalina é essencial para a recristalização do filme superficial de Si, a temperatura de implantação deve ser alta, para que haja um recozimento dinâmico dos danos durante a implantação. Após a implantação, recozimentos térmicos a temperaturas muito altas são necessários para que os átomos de O reajam com o Si para a formação do SiO₂ e para

que haja um recobrimento dos danos criados pela implantação na camada de Si superficial. A figura 2.7 é um esquema dos passos para fabricação de SIMOX.

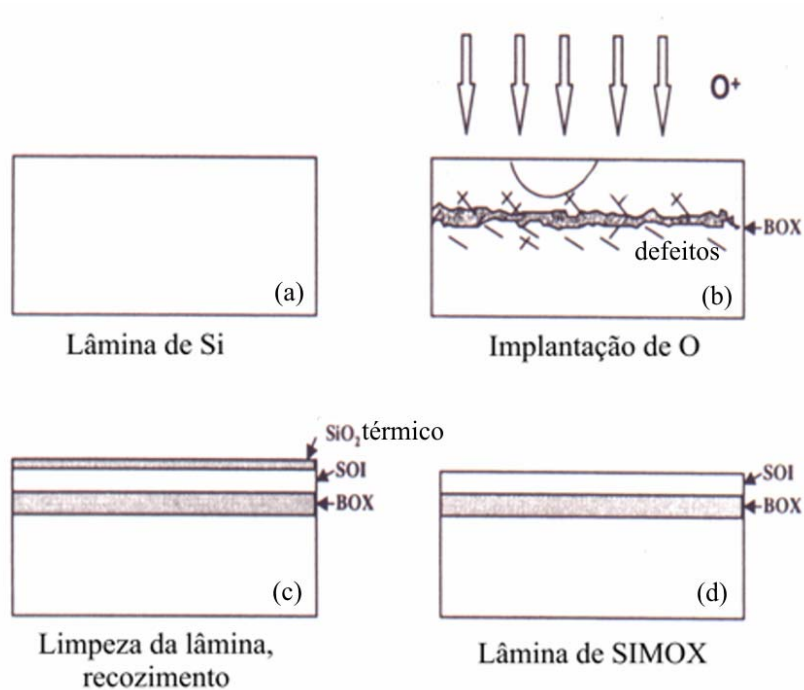


Figura 2.7: Passos para fabricação de SIMOX.

Variações na dose, energia e temperatura de implantação resultam em diferenças nas espessuras do filme de Si, do óxido enterrado (*Buried Oxide*-BOX) e na qualidade do material. Aumentando a dose de oxigênio implantado, a espessura do BOX aumenta, como mostra a figura 2.8 [24]. Podemos ver que existe uma dose mínima de oxigênio a ser implantada para a formação de SiO_2 .

A temperatura de implantação é um parâmetro que define a qualidade da estrutura, como está ilustrado na figura 2.9. Se a temperatura da lâmina de silício durante a implantação é muito baixa, a camada superficial de silício fica completamente amorfizada, formando silício policristalino após o tratamento térmico, o que é um efeito indesejado [24]. Se a temperatura estiver na faixa dos $500^\circ C$, os danos da implantação são recozidos durante o processo e a cristalinidade da camada é mantida, mas a camada contém alta densidade de defeitos. Para

temperaturas entre 700°C-800°C, precipitados do óxido são formados na camada de silício. Portanto as temperaturas comumente usadas estão na faixa dos 600°C-650°C.

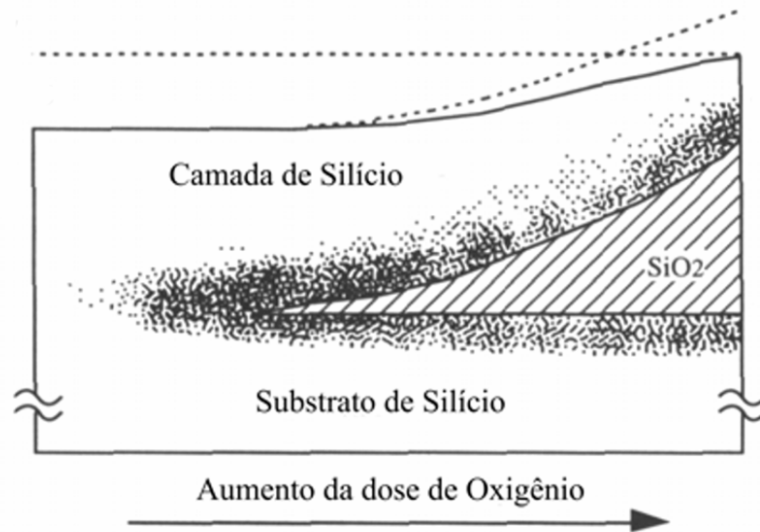


Figura 2.8: Evolução da formação da camada de óxido enterrado como função da dose implantada [24].

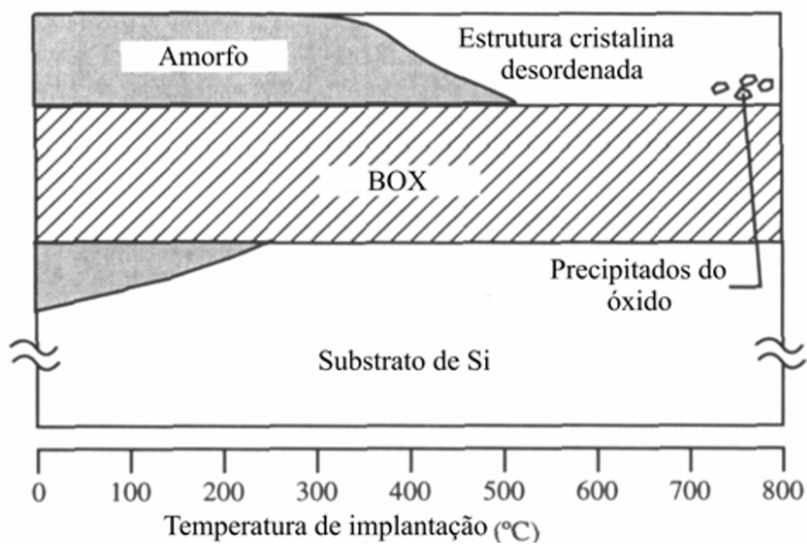


Figura 2.9: Evolução da cristalinidade do SIMOX em função da temperatura de implantação [24].

A dependência da estrutura SIMOX em função da temperatura de recozimento é mostrada na figura 2.10. Experimentos mostram que estruturas recozidas por 30 minutos a uma

temperatura em torno de 1400°C, resultam em interfaces atômicamente abruptas e de boa qualidade [33].

Em um SIMOX típico, a camada de Si é livre de stress. O stress é reduzido com o aumento da temperatura de recozimento [23]. Os defeitos dominantes em SIMOX são as deslocações, que são introduzidas durante o processo de reconstrução da rede cristalina. Pequenas falhas de empilhamento com uma variedade de formas são freqüentemente observadas na base da camada de Si. Elas aparecem durante a formação do BOX ou durante o recozimento.

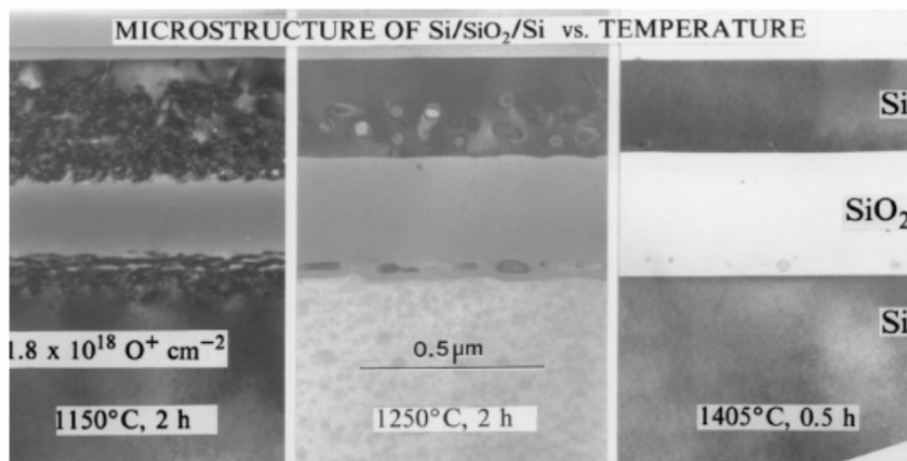


Figura 2.10: A dependência da estrutura SIMOX com a temperatura de recozimento. [33]

A implantação de O para a fabricação do SIMOX gera vacâncias na camada superficial de Si [34]. Experimentos feitos sobre Si e SIMOX [35] mostram que essas vacâncias interagem com os átomos dopantes durante tratamentos térmicos rápidos e aumentam a substitucionalidade dos dopantes e sua ativação, reduzindo a resistência de folha.

Embora a síntese de SIMOX pareça ser um processo destrutivo, ela resulta em estruturas nas quais podem ser construídos dispositivos. A camada fina de Si é um monocristal com alta qualidade e excelentes propriedades elétricas. A interface abrupta, a homogeneidade do óxido enterrado e a flexibilidade de fabricação de estruturas com diferentes espessuras são

argumentos que promovem o SIMOX como um bom substrato para desenvolvimento de dispositivos [23].

Toda essa versatilidade quanto às espessuras das camadas nas estruturas SOI traz muitas vantagens para o uso deste tipo de substrato nos mais variados tipos de dispositivos, como ilustrado na figura 2.11, que mostra as possíveis aplicações para SOI com diferentes espessuras da camada fina de Si e do BOX.

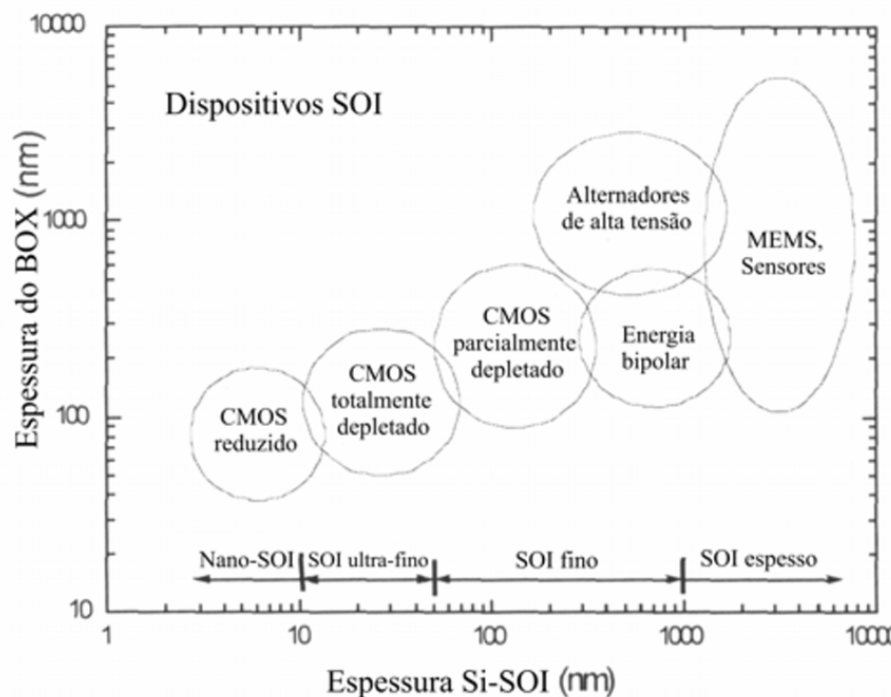


Figura 2.11: Possíveis aplicações de estruturas SOI em função da espessura das camadas.

Estruturas SOI com a camada de Si superficial muito fina possibilitam a construção de dispositivos com junções rasas e totalmente depletadas, que se estendem até uma região muito próxima à interface Si/isolante, como ilustrado na figura 2.12, reduzindo drasticamente os efeitos indesejados de canal curto.

Atualmente, aplicações comerciais do SOI têm aumentado, sendo muito importante que os tecnólogos entendam as diferenças entre o comportamento da incorporação e ativação dos dopantes após implantação e tratamentos térmicos. Desta forma a fabricação dos dispositivos

pode ser otimizada e os processos tradicionais podem ser adaptados para esse novo tipo de substrato. O completo conhecimento do comportamento dos dopantes no filme superficial de Si é de grande importância. O controle preciso do perfil de dopantes se torna ainda mais necessário quando vamos para a fabricação de junções rasas, onde perfis de dopantes extremamente rasos, altamente dopados, altamente ativados e com baixa resistência de folha devem ser obtidos [12].



Figura 2.12: Ilustrações de dispositivos MOS construídos em diferentes estruturas.

Tem-se mostrado que o comportamento dos dopantes e a formação de defeitos estendidos dependem da espessura do filme de Si superficial em SOI [36, 37, 38]. Até agora, existe a falta de uma compreensão aprofundada sobre o mecanismo de transporte atômico e ativação dos dopantes nos substratos SOI.

3. Técnicas experimentais utilizadas

3.1 Implantação iônica

A implantação iônica faz uso de aceleradores de íons para direcionar feixes iônicos monoenergéticos sobre a superfície de um material. Isso permite a introdução de impurezas em amostras de qualquer espécie ou a modificação de camadas de materiais. A técnica possui diversas aplicações, como dopagem de semicondutores na indústria microeletrônica e desenvolvimento de novos materiais.

Essa técnica é balística e introduz grande quantidade de defeitos no material bombardeado. No entanto a implantação iônica apresenta muitas vantagens em comparação com outras técnicas de introdução de elementos em materiais. Estas vantagens se sobrepõem ao problema dos danos introduzidos [39].

Outra das vantagens é que essa técnica pode ser realizada em temperatura ambiente, possibilitando o uso dos mais diversos materiais. Com diferentes energias de implantação e doses de dopantes pode se obter diferentes perfis de implantação.

Um implantador iônico é composto pelos seguintes componentes: uma fonte onde os íons são gerados e extraídos através da aplicação de um potencial; um ímã analisador de massa e uma fenda seccionadora, onde os íons são selecionados; uma região de aceleração e uma câmara de implantação, onde as amostras são inseridas. A figura 3.1 nos mostra esquematicamente os componentes de um implantador iônico padrão.

A geração dos íons é feita por injeção de gás ou evaporação de material sólido dentro de uma fonte aquecida a altas temperaturas. Para este último caso, o vapor é ionizado por descargas elétricas ou de rádio frequência. No caso de injeção de gás, a evaporação não é

necessária, e a descarga é aplicada diretamente no gás. Os íons são então extraídos com a ajuda de uma diferença de potencial aplicada e passam por um ímã, onde somente íons com uma determinada carga/massa serão defletidos em um ângulo definido e passarão através da fenda de seleção de massa [40].

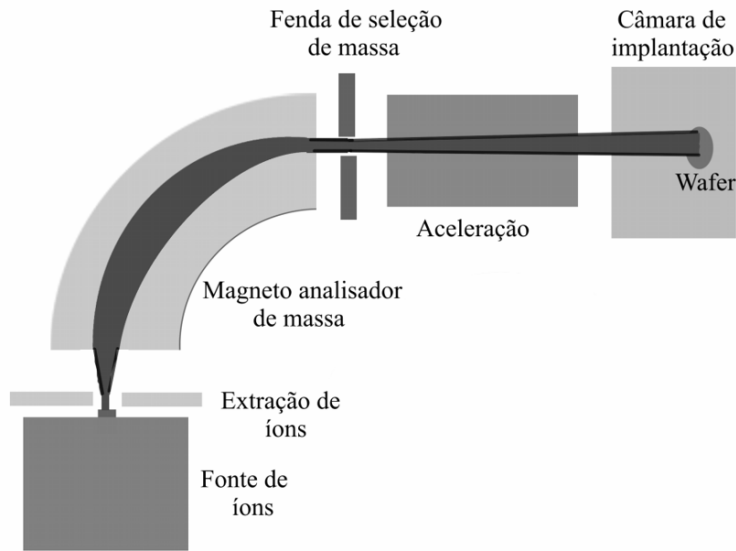


Figura 3.1: Esquema ilustrativo de um implantador iônico.

Após a seleção, os íons são acelerados no tubo de aceleração. A tensão final determina a energia de implantação do feixe. A dose de implantação é determinada pelo tempo de implantação, sabendo-se a corrente do feixe e a área implantada, ou seja, o número de íons por cm^2 que atinge a amostra. Todo processo ocorre em alto vácuo para garantir a pureza do feixe implantado.

A perda de energia dos íons implantados em função da profundidade x se dá por dois fatores principais [41]: As colisões com os núcleos dos átomos do alvo, o que é chamado poder de freamento nuclear $\left(\frac{dE}{dx}\right)_n$, e as colisões com os elétrons dos átomos do alvo, o que é denominado poder de freamento eletrônico $\left(\frac{dE}{dx}\right)_e$.

As colisões com os núcleos dos átomos são colisões elásticas, portanto são bem descritas pelas leis de conservação de energia e do momento linear. Essas colisões causam desvios na trajetória dos íons e deslocamentos dos átomos do alvo. As colisões com os elétrons são colisões inelásticas e promovem excitação eletrônica e ionização, à medida que transferem energia para os elétrons.

Podemos definir o poder de freamento total com a seguinte expressão:

$$\left(\frac{dE}{dx}\right)_{TOTAL} = \left(\frac{dE}{dx}\right)_n + \left(\frac{dE}{dx}\right)_e \quad (1)$$

Os processos de perda de energia estão relacionados com a energia cinética, ou seja, a velocidade do íon. Na região de mais baixas energias, portanto menor velocidade dos íons, o principal efeito é a perda de energia devido à colisões com os núcleos, enquanto na região de altas energias, a perda de energia por colisões com os elétrons é predominante. A figura 3.2 exemplifica a dependência do poder de freamento em função da energia cinética.

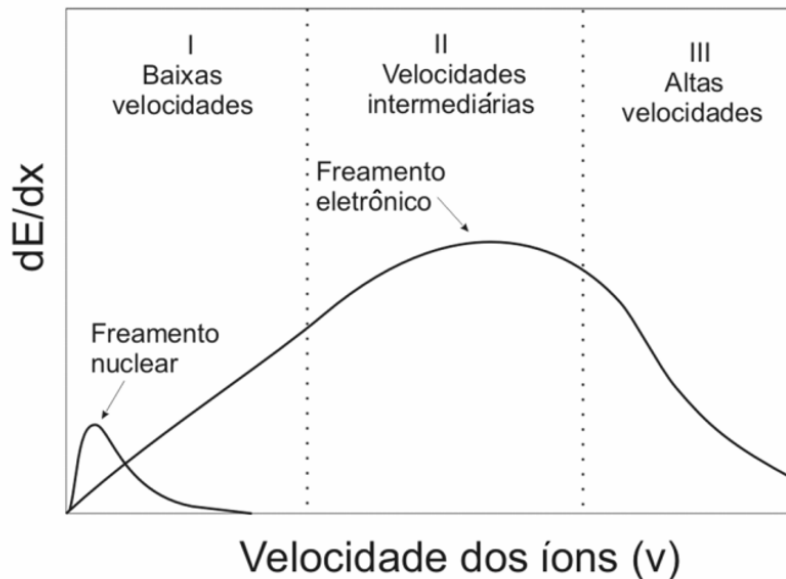


Figura 3.2: Representação das curvas de poder de freamento nuclear e eletrônico em função da energia cinética do íon incidente.

Durante a implantação, os íons colidem com os átomos do alvo, e transferem sua energia para estes, que são deslocados. Algumas vezes a energia de deslocação é tão alta que estes átomos podem deslocar outros, criando uma cascata de colisões. Isso possibilitará a criação de grupos de defeitos no substrato.

A natureza dos defeitos depende se o íon implantado é mais leve ou mais pesado que os átomos do substrato. Um íon leve transfere uma pequena quantidade de energia para a rede e é defletido a grandes ângulos após a colisão. Isso possibilita que o alcance de um íon leve seja maior. O átomo da rede atingido recebe pouca energia, o que não é suficiente para a criação de muitos danos por ele mesmo. O perfil dos danos é algo como descrito na figura 3.3a [42]. Os defeitos se espalham por uma região maior.

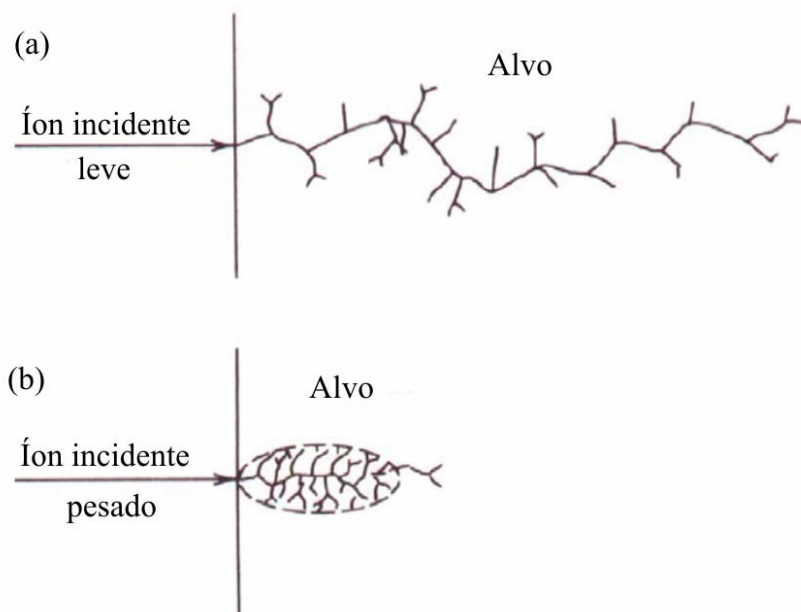


Figura 3.3: Cascatas de colisões geradas por (a) íons leves e (b) íons pesados

O efeito de íons pesados é diferente. Quando os íons colidem com os átomos da rede, são defletidos a pequenos ângulos. Também há uma grande transferência de energia para os átomos e estes se deslocam, provocando novas colisões com átomos da rede. O alcance dessa

cascata não é muito grande, e os danos se concentram em uma pequena região do substrato, portanto a concentração de danos é maior. O perfil pode ser visto na figura 3.3b.

Quando o íon perde toda sua energia cinética através dos processos de freamento, a distância total percorrida pelo íon é chamada de alcance. O parâmetro de maior interesse é uma grandeza chamada de alcance projetado, R_p , que consiste na projeção do alcance na direção de incidência do íon. Como nem todos os íons alcançarão a mesma profundidade, há uma variação em R_p , que é chamada de *stragglng* ΔR_p . A figura 3.4 [42] ilustra essas grandezas.

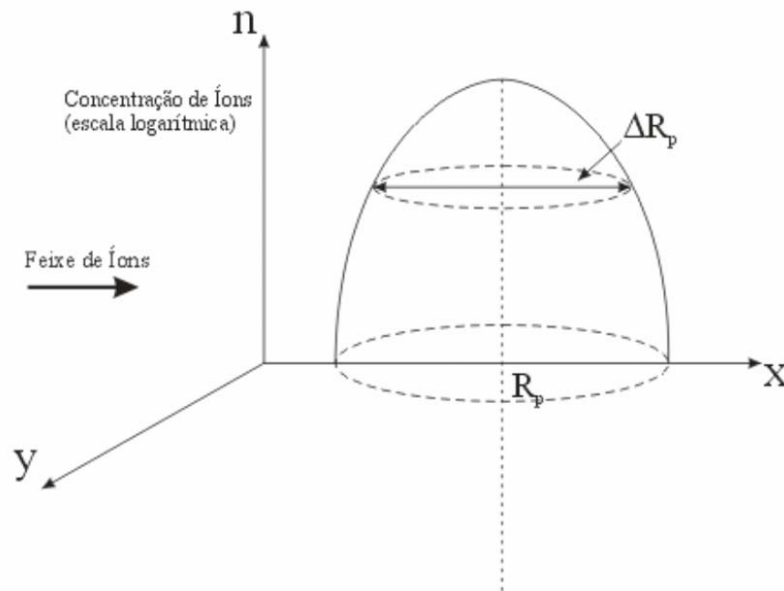


Figura 3.4: Perfil gaussiano dos dopantes implantados, alcance projetado R_p e *stragglng*, ΔR_p .

Para um substrato amorfo, o perfil de concentração final dos dopantes pode ser escrito pela gaussiana:

$$N(x) = \frac{Q_0}{(2\pi)^{1/2} \Delta R_p} \exp\left(-\frac{(x - R_p)^2}{2(\Delta R_p)^2}\right) \quad (2)$$

onde $N(x)$ é a concentração de átomos a uma profundidade x no alvo e Q_0 é a dose de implantação.

Se o alvo for cristalino, pode ocorrer um efeito chamado de canalização, onde o feixe eletrônico se alinha com um eixo do cristal, reduzindo drasticamente a interação dos íons do feixe com os núcleos atômicos do alvo. A perda de energia passa a ser predominantemente eletrônica e o perfil de implantação tende a se estender, formando caudas. Isso ocorre principalmente em feixes formados por átomos leves, que penetram com mais facilidade nos canais. Átomos pesados tendem a criar mais danos na estrutura, impedindo a canalização. Para a obtenção de junções rasas, o efeito da canalização deve ser evitado, e para isso algumas técnicas especiais, como a pré amorfização do substrato antes da implantação são úteis.

O alcance projetado e o perfil de implantação podem ser calculados teoricamente com o uso de equações de transporte ou a partir de simulações. Neste trabalho, as simulações foram feitas com o programa SRIM (*The Stopping and Range of Ions in Matter*). Este programa faz uso do método probabilístico de Monte Carlo e considera o alvo como um sólido amorfo [43].

O programa acumula a história de cada íon individual em sua trajetória através do alvo até que sua energia cinética alcance um valor predeterminado, no qual o íon é considerado como um átomo implantado. São consideradas as perdas de energia e alterações angulares na trajetória.

Os parâmetros fornecidos ao programa são a massa, energia inicial e ângulo de incidência do íon e a composição e densidade do alvo. O programa fornece o alcance projetado dos íons, o perfil de implantação e a distribuição de perda de energia pelos processos de freamento eletrônico e nuclear.

3.2 Recozimentos térmicos

Na seção anterior, a técnica estudada foi implantação iônica. A introdução de íons no material por implantação iônica introduz uma grande quantidade de defeitos na estrutura do

material, que degradam suas propriedades. Características como mobilidade de portadores de carga e tempo de vida de minoritários são alteradas. Os dopantes implantados não estão eletricamente ativos, pois não estão substitucionais aos átomos da rede. É possível recozer grande parte dos defeitos gerados por implantação iônica através de tratamentos térmicos em uma combinação adequada de temperatura e tempo de recozimento [42].

O tempo de recozimento é diretamente proporcional à difusão dos dopantes no substrato. Em casos onde buscamos junções rasas, queremos evitar ao máximo a difusão. Portanto, um tempo curto de recozimento pode ser mais apropriado.

Recozimentos com temperaturas tão baixas quanto 600°C são suficientes para ativação elétrica, porém, haverá a formação de muitos defeitos na interface amorfo-cristalina original, devido ao lento rearranjo dos átomos nas posições substitucionais.

Os defeitos formados na interface amorfo-cristalina são anéis de deslocação, que são formados em temperaturas em torno de 800°C. Para eliminá-los, o recozimento deve ser feito à temperaturas em torno dos 1000°C.

Neste trabalho, todas as amostras passaram por recozimentos de dois tipos, os recozimentos em forno convencional (FA- *Furnace Annealing*) e os recozimentos RTA (*Rapid Thermal Annealing*).

Um forno convencional consiste em resistências e um tubo de quartzo onde as amostras são inseridas. O controle de temperatura garante a precisão de ~1°C. O forno é aquecido até a temperatura desejada, e então a amostra é introduzida e permanece lá durante o tempo necessário. Normalmente esse forno é utilizado para recozimentos com tempos mais longos. A figura 3.5 mostra os fornos do Laboratório de Microeletrônica do Instituto de Física da UFRGS, utilizados para recozimentos FA.

O RTA tem como objetivo manter a amostra na temperatura de recozimento por segundos ou alguns poucos minutos. O equipamento fornece um aumento muito rápido da temperatura (100-1000°C).



Figura 3.5: Foto dos fornos do Laboratório de Microeletrônica.

O equipamento para RTA utilizado neste trabalho consiste em um tubo de quartzo onde são introduzidas as amostras, sobre uma lâmina de silício, que está equipada com um termopar para o controle de temperatura. Lâmpadas halógenas fazem o aquecimento da amostra. O controle é feito por computador, controlando a temperatura em função da corrente nas lâmpadas. Os refletores são metálicos e possuem um fluxo constante de água para refrigeração. A figura 3.6 ilustra o equipamento.

Através do tubo de quartzo, existe um fluxo constante de algum determinado gás como N_2 ou Ar, para garantir a pureza do ambiente para recozimento.

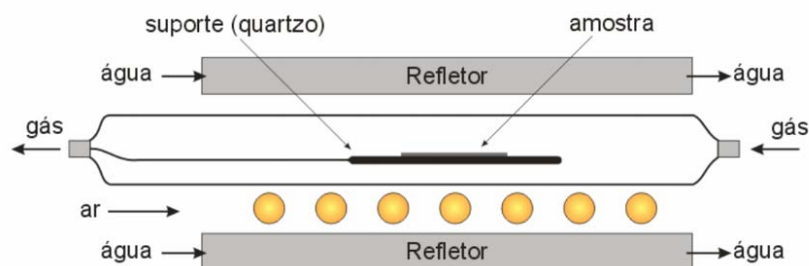


Figura 3.6: Esquema do forno de RTA usado neste trabalho.

3.3 Espectroscopia de Espalhamento Rutherford(RBS)/canalização

Para o estudo da distribuição atômica de impurezas em função da profundidade, uma técnica altamente empregada é a técnica de Espectroscopia de Retroespalhamento Rutherford (RBS- *Rutherford Backscattering Spectrometry*).

Um feixe monoenergético, usualmente $^4\text{He}^+$ ou $^1\text{H}^+$, incide sobre a amostra. Ao penetrar a estrutura, as partículas sofrem colisões com os átomos e são espalhadas com diferentes ângulos e velocidades, dependendo dos parâmetros da colisão. Nessa técnica, o interesse está nas partículas que sofrem espalhamento a grandes ângulos, $\theta > 90^\circ$. Algumas partículas retroespalhadas atingem um detector, que está em uma posição fixa e portanto o detector receberá apenas partículas retroespalhadas em determinados ângulos dentro do seu alcance. O detector faz um espectro mostrando o número de partículas para cada determinada energia.

A figura 3.7 determina uma colisão típica entre uma partícula do feixe e um átomo do alvo. Considerando que as colisões são elásticas, podemos definir o fator cinemático K, [44] a partir da conservação de energia e momentum linear. O fator é definido como a razão da energia da partícula antes da colisão, E_0 e depois da colisão, E_1 .

$$K = \frac{E_0}{E_1} \quad (3)$$

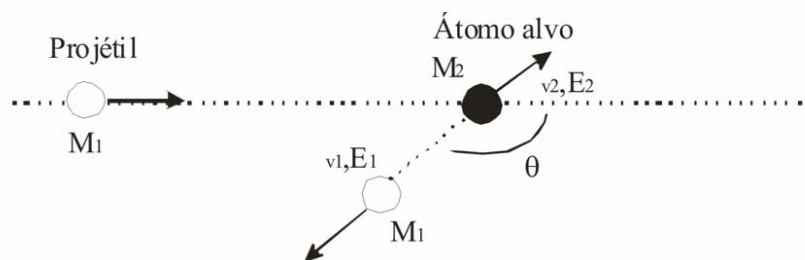


Figura 3.7: Esquema típico de colisões.

O fator cinemático depende da massa do projétil, que é definida como M_1 , da massa do átomo alvo, M_2 , e do ângulo de espalhamento definido por θ . Se utilizarmos as leis de conservação de energia e momentum linear, podemos reescrever a equação 3 como:

$$K(M_1, M_2, \theta) = \left[\frac{M_1 \cos \theta + (M_2^2 - M_1^2 \sin^2 \theta)^{\frac{1}{2}}}{M_1 + M_2} \right]^2 \quad (4)$$

A massa e energia das partículas incidentes são grandezas conhecidas. A energia das partículas retroespalhadas é passível de ser medida, assim como o ângulo de espalhamento, que é o ângulo de detecção. Desta forma, o fator cinemático nos permite medir a massa dos átomos alvo.

Outra grandeza a ser definida é a seção de choque de espalhamento σ , que representa a probabilidade de ocorrência de uma colisão dentro de um ângulo sólido Ω . A seção de choque é definida por:

$$\sigma = \left(\frac{Z_1 Z_2 e^2}{4E} \right)^2 \int_{\Omega} \frac{4}{\sin^4 \theta} \frac{\{[1 - ((M_1 / M_2) \sin \theta)^2]^{1/2} + \cos \theta\}^2}{[1 - ((M_1 / M_2) \sin \theta)^2]^{1/2}} d\Omega \quad (5)$$

onde, E é a energia do projétil antes da colisão, Z_1 e Z_2 são os números atômicos do átomo projétil e do átomo alvo, respectivamente e θ é o ângulo de espalhamento. A expressão leva em conta a repulsão coulombiana entre os núcleos dos átomos projéteis e dos átomos alvos.

Com esta expressão podemos chegar a algumas conclusões. A seção de choque de espalhamento é proporcional ao quadrado dos números atômicos dos projéteis e alvos. Portanto, a técnica é mais eficiente com o uso de He, em comparação com o uso de H como o feixe de átomos projéteis. Além disso, alvos compostos de elementos pesados são espalhadores muito mais eficientes do que aqueles compostos por átomos leves.

Como já discutimos na seção sobre implantação iônica, à medida que um átomo se move em um meio denso, há uma perda de energia [45]. Esse conceito nos permite obter uma escala de profundidade, já que uma partícula que colidiu com um átomo na superfície do alvo será espalhada com energia maior do que uma partícula idêntica que colidiu com um átomo a uma profundidade maior. Essa partícula sofre perda de energia durante a trajetória de entrada e durante a trajetória de saída.

No caso do retroespalhamento não ocorrer na superfície, a profundidade em que ele ocorreu é dada por:

$$x = \frac{\Delta E}{N[\varepsilon]} \quad (6)$$

onde $\Delta E = E_x - KE_0$ é a variação de energia entre as partículas retroespalhadas no interior do alvo e na superfície. O fator E_x é calculado experimentalmente e então obtém-se o valor de ΔE . A grandeza $N[\varepsilon]$ pode ser entendida como a perda de energia das partículas incidentes durante o caminho de entrada e saída no alvo e é descrita como:

$$N[\varepsilon] = \left(\frac{K}{\cos \theta_1} \frac{dE}{dx_{in}} + \frac{1}{\cos \theta_2} \frac{dE}{dx_{out}} \right) \quad (7)$$

onde θ_1 e θ_2 são os ângulos de incidência e espalhamento do feixe de íons e $(dE/dx)_{in, out}$ são as perdas de energia do íon nas trajetórias de entrada e saída, respectivamente. Esse fator também é calculado experimentalmente, então se pode calcular a profundidade x na qual houve a colisão.

A partir destas três grandezas discutidas, fator cinemático, seção de choque de espalhamento e perda de energia, pode se extrair espectros contendo informações sobre os elementos contidos numa amostra bem como o perfil de concentração de cada um deles.

Para medidas de RBS/canalização, um implantador como o descrito na seção sobre implantação iônica é utilizado, com a diferença de que o suporte da amostra pode sofrer pequenas rotações e que existe um detector de estado sólido para fazer a contagem das partículas retroespalhadas e suas energias. O detector gera um sinal de corrente analógico que é proporcional à energia da partícula retroespalhada. Um pré-amplificador transforma o pulso de corrente em um pulso de tensão. O sinal é amplificado em um amplificador e chega a um analisador multicanal, que é responsável pela armazenagem e processo das informações e pela conversão do sinal analógico em digital. No analisador multicanal, as faixas de energia das partículas retroespalhadas são convertidas em canais. Então cada vez que uma partícula é detectada com uma determinada energia, ela será contada em um canal correspondente a esta energia. Após a medida, obtém-se um espectro, que contém as informações do número de partículas retroespalhadas em cada canal.

Camadas de átomos de diferentes massas estarão representadas em posições diferentes no espectro já que transferem diferentes energias às partículas. Isso é devido às diferenças nos fatores cinemáticos das diferentes estruturas do alvo. As diferenças de altura entre camadas de diferentes materiais no espectro se devem às diferentes seções de choque. Utilizando os valores de perda de energia podemos converter os valores de energia do eixo horizontal do espectro em valores de profundidade, extraindo o perfil de concentração das diferentes estruturas.

A figura 3.8 apresenta o espectro de RBS para uma amostra de SIMOX implantada com As. Diferentes regiões do espectro representam as diferentes camadas da estrutura. Os picos correspondentes ao oxigênio do óxido enterrado e ao arsênio implantado também são mostrados.

Até agora, discutimos as características de sólidos amorfos frente à técnica de RBS. Porém, se a amostra em análise possui uma estrutura cristalina, o efeito da canalização pode ocorrer.

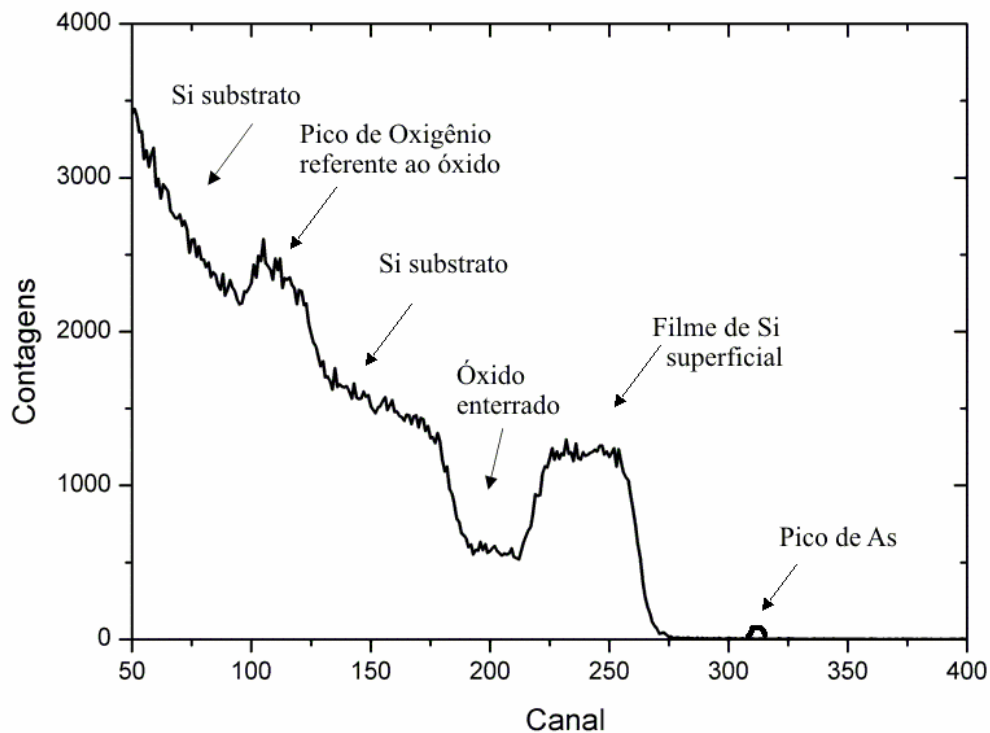


Figura 3.8: Espectro RBS de uma estrutura SIMOX com As implantado.

A canalização ocorre quando um feixe de íons energéticos penetra um alvo cristalino numa direção axial ou planar de sua estrutura cristalina. Os íons sofrem então colisões de pequenos ângulos com os átomos das colunas ou planos, sendo guiados através desses canais, significando que as contagens no espectro caem enormemente. A figura 3.9 nos mostra a estrutura do silício vista em três ângulos.

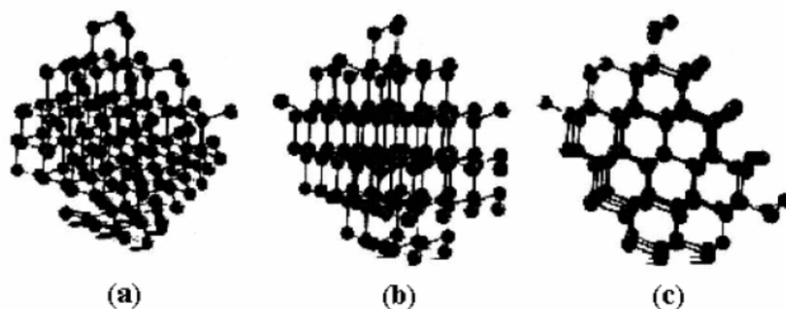


Figura 3.9: Modelo da estrutura do silício visto nas direções: (a) aleatória, (b) planar e (c) axial

O efeito de canalização ajuda na caracterização de uma amostra, pois nos dá informações sobre sua qualidade cristalina. Podemos extrair informações sobre a distribuição dos defeitos na rede, composição e espessura das camadas amorfas e substitucionalidade de átomos de impurezas na rede cristalina.

O suporte da amostra no equipamento pode sofrer pequenas rotações e desta forma, podemos fazer medidas do espectro canalizado (*aligned*), onde o feixe está alinhado com os canais cristalinos. Da mesma forma, podemos rotar a amostra de maneira que o feixe não esteja alinhado com os planos cristalinos, ou seja, esteja na condição aleatória (*random*). Os procedimentos de alinhamento e rotação para as posições aleatória e canalizada estão ilustrados na figura 3.10a.

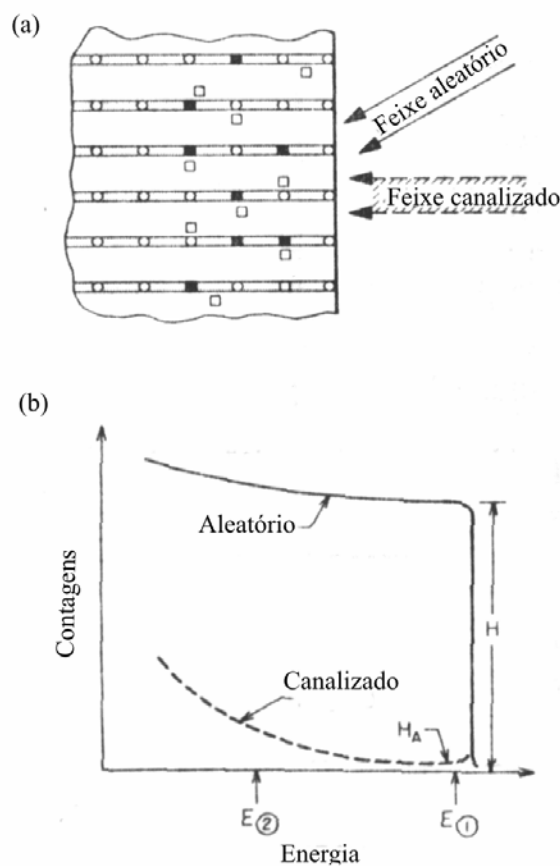


Figura 3.10: (a) rotação da amostra em relação ao feixe para obtenção dos espectros aleatório e canalizado e (b) representação esquemática de um espectro aleatório e canalizado.

A figura 3.10b mostra uma representação esquemática de um espectro canalizado, sobreposto a um espectro aleatório da mesma amostra. Podemos observar a enorme redução

nas contagens do espectro canalizado em relação as contagens do espectro aleatório, nos mostrando que esta estrutura é cristalina. Sempre há um pequeno pico no espectro canalizado que corresponde à contagem dos íons retroespalhados que colidiram com os átomos da superfície.

A razão entre as grandezas H_A e H , representadas na figura 3.10 como as contagens dos espectros canalizado e aleatório, respectivamente nos leva à definição de uma grandeza chamada rendimento mínimo (*minimum yield*), χ_{\min} . Com os valores de χ_{\min} podemos calcular a fração de impurezas substitucionais na rede através da relação:

$$f = \frac{[1 - \chi_{\min}(\text{impureza})]}{[1 - \chi_{\min}(\text{substrato})]} \quad (8)$$

A figura 3.11 mostra um espectro RBS canalizado para uma amostra SIMOX implantada com As e que teve o filme de Si recristalizado após tratamento térmico, sobreposto ao espectro aleatório da mesma amostra. Observe que há uma redução das contagens nas regiões correspondentes às camadas cristalinas.

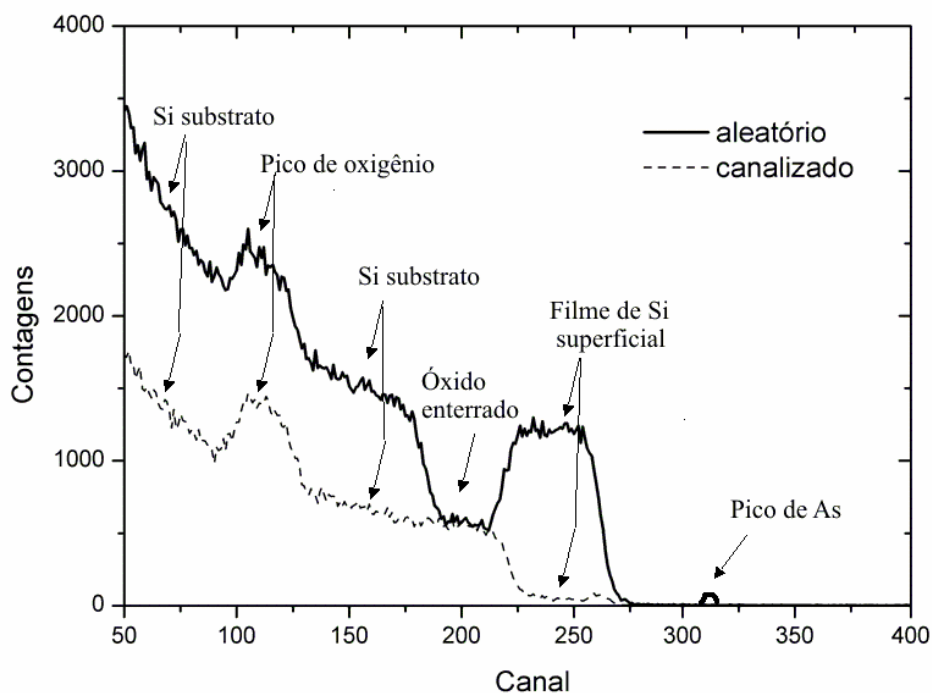


Figura 3.11: Espectro RBS aleatório e canalizado de uma estrutura SIMOX.

3.4 Espalhamento de íons de médias energias (MEIS)

A técnica de MEIS (*Medium Energy Ion Scattering*) possui os mesmos princípios físicos da técnica de RBS. Em ambas as técnicas, um feixe de íons (usualmente H ou He) incide sobre a amostra. Um detector coleta os íons espalhados dentro de um ângulo sólido que se encontra dentro do seu alcance. Cada íon detectado gera um sinal elétrico que é amplificado e processado por um sistema eletrônico. O resultado é um espectro em energia dos íons detectados.

Porém, a diferença entre MEIS e RBS consiste na faixa de energias do feixe de íons, que é muito menor no MEIS. Enquanto que no RBS, as energias ficam entre 200keV até poucos MeV, no MEIS elas ficam em torno de 100keV. Conseqüentemente, o feixe alcança predominantemente a parte superficial da amostra, com um ganho de sensibilidade nesta região muito maior. Portanto, MEIS é uma técnica muito útil para amostras em que as camadas rasas são o alvo da investigação, já que pode fornecer detalhes que não seriam obtidos por RBS.

Para otimizar ainda mais a resolução do espectro gerado por MEIS, a amostra pode ser rotada para alinhamentos em geometrias específicas. Se o feixe incidir em uma direção canalizada, como na figura 3.12 [46], apenas os átomos das camadas mais superficiais são iluminados pelo feixe de íons, o que aumentará a resolução nestas camadas. Os átomos de camadas mais profundas não são visíveis.

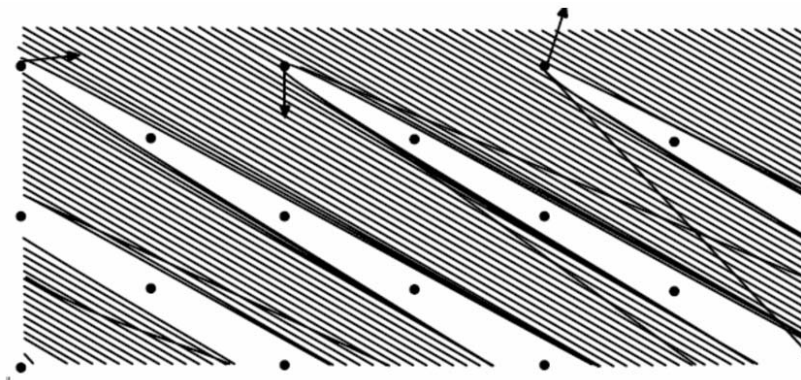


Figura 3.12: efeito da canalização no MEIS. O feixe de íons “enxerga” apenas os íons superficiais.

O equipamento do MEIS é basicamente o mesmo do RBS, com algumas poucas diferenças. Como o MEIS possui uma alta sensibilidade nas primeiras camadas, é muito importante que a superfície esteja limpa. Para evitar a contaminação, as amostras são inseridas em uma câmara auxiliar mantida em alto vácuo, para limpeza. O método de limpeza varia de acordo com o equipamento.

Em seguida a amostra é inserida na câmara de análise, que é equipada com um detector que fará a coleta dos íons retroespalhados. A principal diferença entre os equipamentos utilizados em MEIS e RBS está no detector, que está ilustrado na figura 3.13 [47]. Devido ao uso de energias mais baixas no MEIS, é possível a utilização de analisadores eletrostáticos.

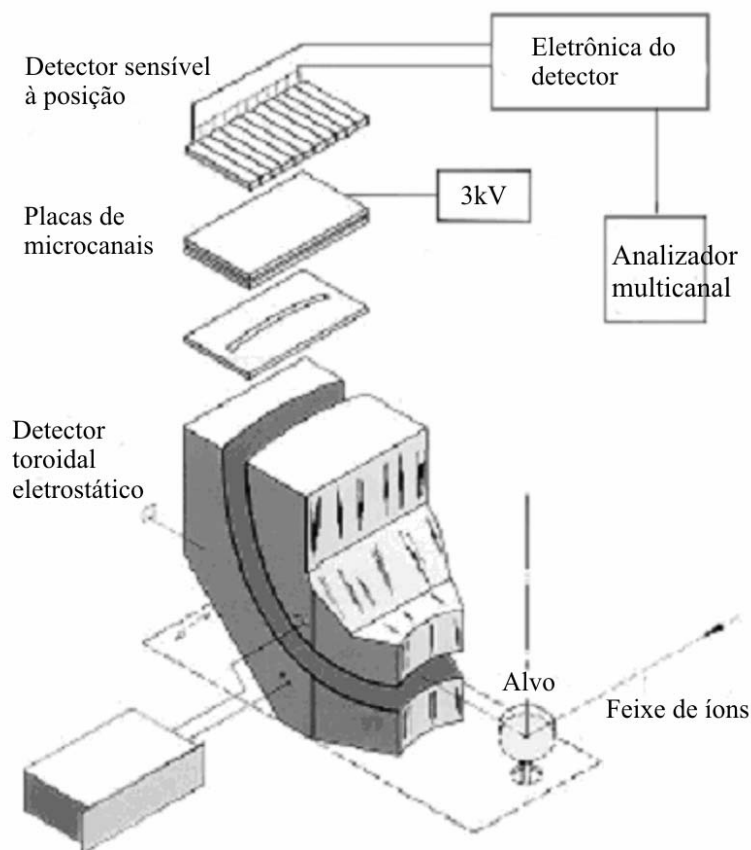


Figura 3.13: detector utilizado em MEIS

O analisador toroidal eletrostático, que pode ser rotado ao redor da amostra, pode detectar as partículas retroespalhadas em uma faixa de ângulos de 20° . Devido à detecção a vários ângulos, a fluência total de íons necessária para a realização de uma medida é reduzida e a superfície é menos modificada devido ao feixe incidente. O analisador consiste por dois eletrodos toroidais de alumínio. Uma tensão de passagem é aplicada entre os eletrodos e dessa forma, somente íons com determinada energia atravessarão o analisador até a saída. Dessa forma, é feita uma varredura, selecionando uma faixa de energia por vez, possibilitando a detecção em função da energia.

Após a passagem pelo analisador, a carga de cada íon é multiplicada através da passagem por duas placas de microcanais. Finalmente as partículas atingem o detector sensível à posição, que permite identificar o ângulo em que a partícula foi retroespalhada, a partir do ponto em que o íon atinge a placa.

3.5 Microscopia Eletrônica de Transmissão (TEM)

A técnica de TEM (*Transmission Electron Microscopy*) utiliza as propriedades dos elétrons. Essa técnica é muito útil para a análise microscópica dos materiais, já que oferece uma alta resolução graças ao comprimento de onda dos elétrons, que é muito pequeno quando comparado a outras fontes de radiação.

O feixe de elétrons em um microscópio eletrônico de transmissão é produzido pelo aquecimento de um filamento no vácuo, passando por um colimador e acelerado por uma diferença de potencial na direção de um buraco no anodo. A focalização dos elétrons produz um cruzamento no buraco do anodo, do qual todos os elétrons parecem proceder [48]. A partir deste ponto, o feixe é defletido por lentes eletromagnéticas, similar com o que acontece com a luz em um microscópio ótico, como descrito na figura 3.14.

Esta figura apresenta de maneira esquemática a configuração das lentes em um microscópio eletrônico de transmissão. Em um microscópio real, existem duas lentes condensadoras e uma abertura para a condensadora; uma abertura da objetiva, além da lente objetiva, duas lentes intermediárias entre a objetiva e a projetora, e finalmente a lente projetora. A abertura da lente condensadora focaliza o feixe de elétrons no plano da amostra e a objetiva permite colimar o feixe para a formação da imagem. As lentes intermediárias e a projetora são responsáveis pela ampliação da imagem e projeção na tela fluorescente. A amostra deve ser transparente ao feixe de elétrons, isto é, deve ser muito fina. Sua espessura deve estar entre 500 e 1000 Å.

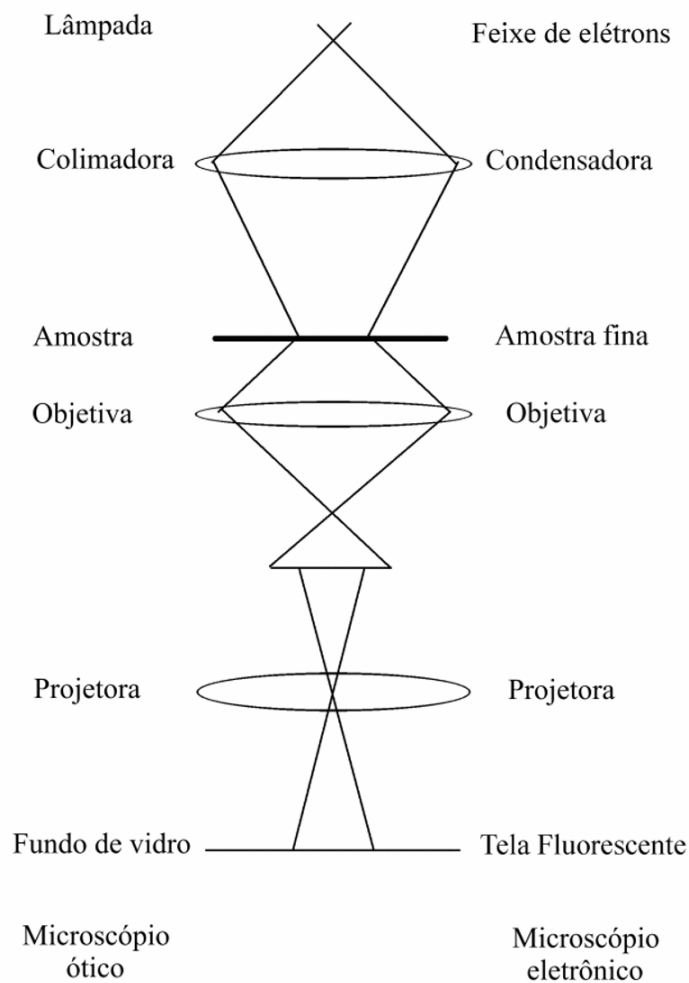


Figura 3.14: Esquema comparativo do microscópio óptico com o microscópio eletrônico de transmissão.

A informação que possibilita a formação da imagem é resultado de espalhamentos (elásticos e inelásticos) que ocorrem entre os elétrons do feixe e a estrutura a ser analisada. Após a interação com a amostra, o feixe de elétrons é dividido em uma componente transmitida (I_t) e uma componente espalhada pelos átomos que constituem a estrutura da amostra (I_e) [49]. A conservação de energia nos garante que a intensidade do feixe de elétrons antes de interagir com a amostra corresponde à soma das componentes transmitida e espalhada, ou seja, $I_{\text{total}}=I_t+I_e$ (figura 3.15a).

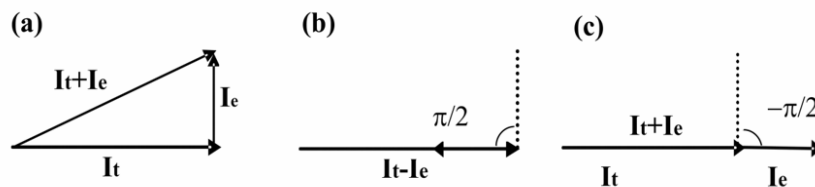


Figura 3.15: (a) Adição vetorial da amplitude da componente incidente e espalhada defasada de $\pi/2$; (b) contraste de fase positivo (*overfocus*) produzido por uma defasagem adicional de $\pi/2$ na componente espalhada; (c) contraste de fase negativo (*underfocus*) com defasagem de $-\pi/2$ na componente espalhada.

Se utilizarmos a componente transmitida do feixe combinada com a espalhada, obtemos uma diferença de fase. Mudando o foco da lente objetiva, criamos uma variação adicional na fase, o que pode resultar em uma diferença de fase positiva, que chamamos de *overfocus* (figura 3.15b) ou negativa, que chamamos de *underfocus* (figura 3.15c).

Para exemplificar a diferença entre as duas condições na formação da imagem [50], a figura 3.16 nos mostra a imagem da mesma região de uma amostra implantada com hélio. A figura foi retirada da literatura [51] e mostra a formação de bolhas de He. Na imagem feita na condição de *underfocus*, as bolhas de He aparecem como pontos brancos, enquanto que na condição de *overfocus* as mesmas bolhas aparecem como pontos pretos.

Quando a imagem é formada principalmente pela componente transmitida, dizemos que a imagem está na condição de campo claro. A amostra é orientada de modo que somente alguns planos cristalinos satisfazem a lei de Bragg. Seleccionamos apenas o feixe transmitido neste caso. Utilizamos a lente objetiva para bloquear a componente de feixe de elétrons espalhados a grandes ângulos e desta forma obtemos um melhor contraste.

Ao utilizarmos um feixe espalhado que obedece à lei de Bragg para formação da imagem, obtemos a formação da imagem de campo escuro. A formação da imagem está associada ao contraste de difração. A inserção da abertura da lente objetiva ajuda no aumento do contraste de regiões com grande quantidade de defeitos. Se a amostra estiver orientada de maneira que a difração ocorra para ângulos maiores que os de Bragg, a intensidade da imagem é baixa. Em regiões próximas a defeitos, o campo de deformação pode trazer os planos cristalinos em uma posição na qual a difração ocorra na condição de Bragg. Portanto em regiões próximas a defeitos, a intensidade da imagem será maior.

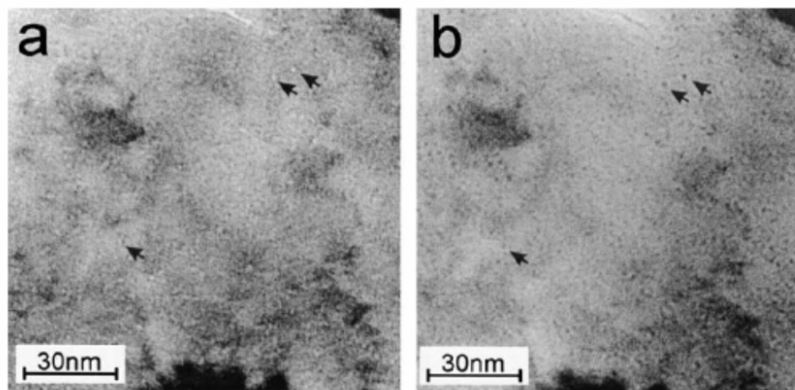


Figura 3.16: Imagem (a) *underfocus*, bolhas brancas e (b) *overfocus* com bolhas pretas.

A figura 3.17 mostra uma imagem de microscopia de uma camada de silício policristalino. A imagem 3.17a foi feita sobre a condição de campo claro e a imagem 3.17b foi feita na condição de campo escuro. Podemos ver que a intensidade da imagem em campo claro é maior, porém a imagem em campo escuro apresenta melhor contraste de defeitos.

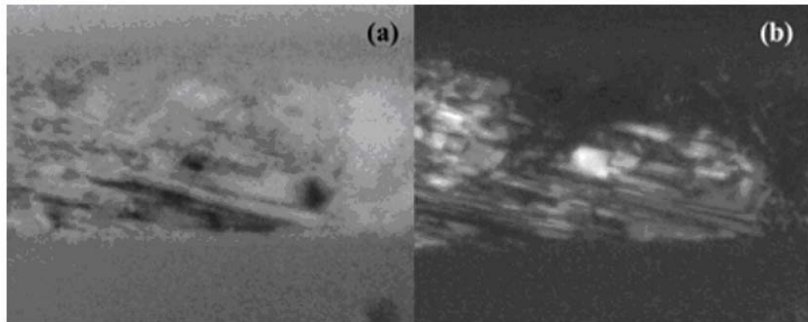


Figura 3.17: (a) imagem de campo claro, onde os defeitos aparecem escuros e (b) imagem de campo escuro, onde há melhor contraste dos defeitos.

3.6 Medidas Elétricas

A resistência de folha R_s é a medida de resistividade de filmes finos de espessura uniforme [52]. Sua medida é usada para caracterização de camadas semicondutoras e metálicas. Para um condutor em forma de paralelepípedo, a resistividade é dada por:

$$R = \rho \frac{L}{A} = \rho \frac{L}{Wt} \quad (9)$$

onde ρ é a resistividade do material, L é o comprimento percorrido pela corrente I e A é a área da seção transversal, que é igual ao produto da largura W pela espessura da camada, t . A figura 3.18 ilustra essas definições.

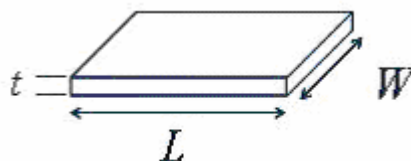


Figura 3.18: Geometrias para definição da resistência de folha.

Se $W=L$, podemos definir a resistência de folha:

$$R_s = \frac{\rho}{t} \quad (10)$$

portanto a unidade é a mesma da resistividade tridimensional, Ω . O termo Ω/\square é usado porque fornece a resistência em ohms da corrente passando de um lado de uma região quadrada até o lado oposto, não importando o tamanho do quadrado. A resistência de folha pode ser medida diretamente utilizando-se um equipamento com quatro pontas.

Para medidas de resistência de folha, usam-se os princípios do método de Van der Pauw [53]. Esse método nos permite calcular a resistividade de amostras com espessura uniforme t e que tenham quatro contatos em posições aleatórias das extremidades da amostra, como ilustrado na figura 3.19.

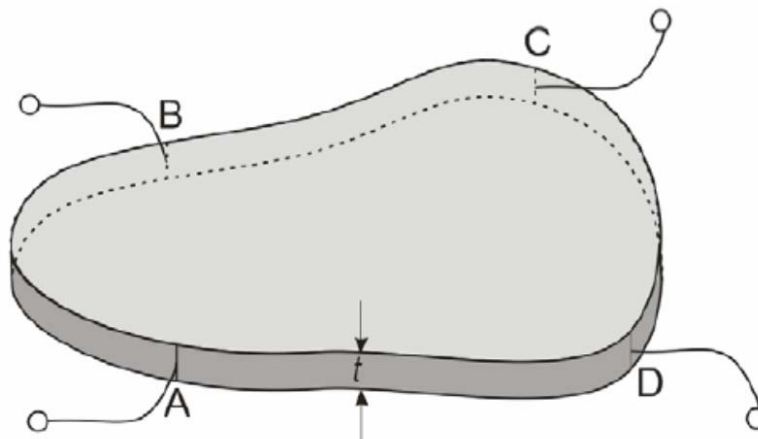


Figura 3.19: Amostra com os contatos para medidas de resistência de folha pelo método de Van der Pauw.

Segundo Van der Pauw:

$$R_{ABCD} = \frac{V_{AB}}{I_{CD}} \quad (11)$$

onde V_{AB} é a tensão medida entre os contatos A e B e I_{CD} é o valor de corrente que circula entre os contatos C e D. Ele também demonstrou que a resistividade de um material pode ser calculada com a expressão:

$$\rho = \frac{\pi}{\ln 2} \left(\frac{R_{ABCD} + R_{BCDA}}{2} \right) f(Q) \quad (12)$$

onde $Q=R_{ABCD}/R_{BCDA}$ e a função f depende da forma da amostra e evolui conforme a curva da figura 3.20. Para amostras quadradas, $Q=1$ e portanto $f=1$.

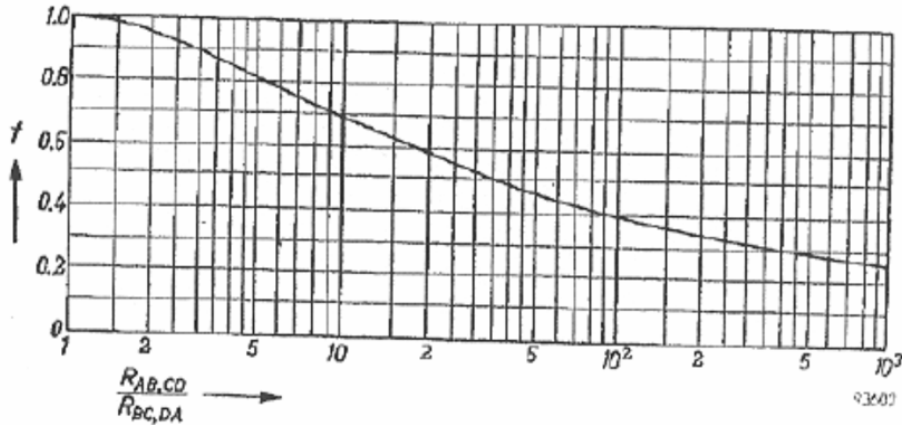


Figura 3.20: Variação da função f em função da simetria da amostra.

Na prática, as resistências da equação (11) são medidas para todas as combinações e então faz-se uma média. A partir da resistividade ρ (12) é possível calcular a resistência de folha R_s como anteriormente descrito pela equação (10). Possíveis fontes de erro podem ser problemas nos contatos, que devem ser ôhmicos, aquecimento Joule devido às correntes aplicadas na amostra, foto-efeitos devido à incidência de luz na amostra e correntes de fuga para o substrato. Para este último efeito, uma estrutura especial na qual os contatos estão isolados do substrato pode ser feita. Esta estrutura será explicada na seção sobre a preparação das amostras deste trabalho.

Quando uma partícula carregada é submetida a um campo magnético, ela sofre uma força de Lorentz proporcional à força do campo e à velocidade a qual a partícula passa a andar. A força é máxima quando a direção de movimento é perpendicular à direção do campo magnético e a força de Lorentz pode ser expressa como:

$$F_L = evB \quad (13)$$

onde e é a carga dos portadores, v é a velocidade a qual eles atravessam a camada e B é o campo magnético aplicado.

Quando uma corrente é aplicada em um semicondutor, isto resulta em um fluxo de portadores de carga através do material, como ilustrado nas partes (a) e (b) da figura 3.21. A velocidade dos elétrons é dada por:

$$v = \frac{I}{nAe} \quad (14)$$

onde n [cm^{-3}] é o número de portadores de carga e A é a área transversal do material.

Se um campo magnético externo é aplicado perpendicular à direção do fluxo de corrente, então a força de Lorentz resultante forçará os elétrons a se acumularem em um lado da amostra, como ilustrado na figura 3.21c. Combinando as equações (13) e (14) chegamos à:

$$F_L = \frac{IB}{nA} \quad (15)$$

que corresponde à força de Lorentz sofrida pelos portadores.

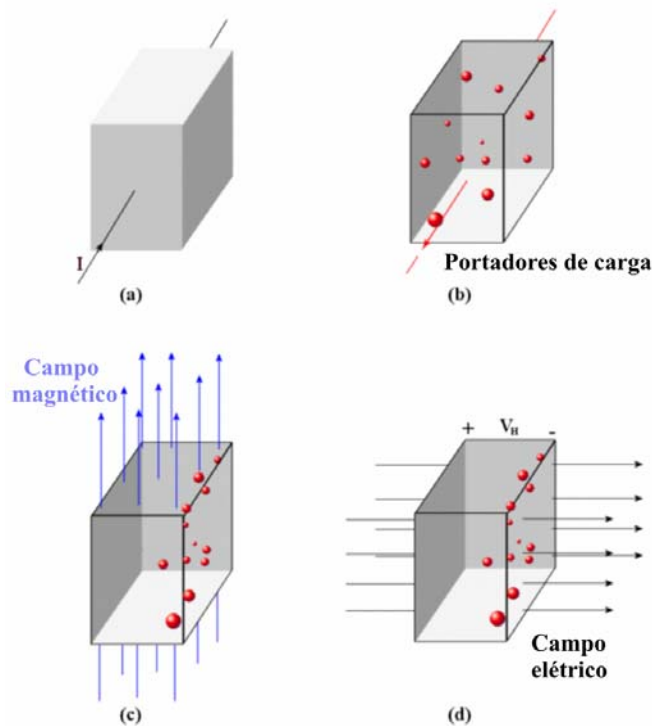


Figura 3.21: Efeito Hall. (a) corrente passando por um semicondutor. (b) os portadores de carga fluindo devido à corrente. (c) os portadores acumulados em um lado devido ao campo magnético. (d) o campo elétrico resultante.

O acúmulo cria um campo elétrico através do material, como mostrado na figura 3.21d. Isso leva a uma diferença de potencial V . A corrente continua a fluir através do material, mostrando que a força nos portadores devido ao campo elétrico balança com a força de Lorentz. Como a força sobre um elétron devido a um campo elétrico é eE , podemos afirmar que a intensidade do campo elétrico é:

$$E = \frac{IB}{enA} \quad (16)$$

A magnitude da diferença de potencial corresponde ao campo elétrico multiplicado pela largura do material:

$$V = WE = \frac{WIB}{enA} = \frac{IB}{ent} \quad (17)$$

onde t é a espessura do material. Como a densidade de portadores por folha n_s é definida como a densidade de portadores multiplicada pela espessura do material, n_s pode ser definida como:

$$n_s = \frac{IB}{eV} \quad (18)$$

A mobilidade dos portadores também pode ser calculada, a partir da medida de resistência de folha e da concentração de portadores de folha. A resistividade de um material semiconductor pode ser mostrada como [54]:

$$\rho = \frac{1}{e(n\mu_n + p\mu_p)} \quad (19)$$

onde n e p são a concentração de elétrons e lacunas, respectivamente, e μ_n e μ_p , suas respectivas mobilidades. Para materiais dopados, essa equação pode se resumir a:

$$\rho = \frac{1}{en_m\mu_m} \quad (20)$$

onde n_m e μ_m correspondem à concentração e à mobilidade dos portadores majoritários. Como a resistência de folha é a resistividade dividida pela espessura da amostra e a concentração de

folha n_s é a concentração multiplicada pela espessura, podemos dividir a equação pela espessura e obtemos uma expressão para a mobilidade dos portadores.

$$\mu_m = \frac{1}{en_s R_s} \quad (21)$$

4. Resultados e discussões

4.1 Preparação das amostras

Os experimentos deste trabalho foram realizados em lâminas de SIMOX fornecidas pela IBM, do tipo-p orientadas na direção (100) com uma resistividade inicial de 2-10 Ωcm . As amostras também passaram por uma limpeza RCA (antes de serem implantadas) que consiste nas seguintes etapas:

- Etapa 1: remoção de compostos orgânicos
 - $\text{H}_2\text{SO}_4 + \text{H}_2\text{O}_2$ (4:1) a 120°C por 10 minutos.
 - 5 minutos de lavagem em água deionizada.

- Etapa 2: remoção de metais e materiais orgânicos
 - H_2O (deionizada) + $\text{H}_2\text{O}_2 + \text{NH}_4\text{OH}$ (4:1:1) a 80°C por 10 minutos
 - 5 minutos de lavagem em água deionizada

- Etapa 3: remoção de compostos alcalinos e íons metálicos
 - H_2O (deionizada) + $\text{H}_2\text{O}_2 + \text{HCl}$ (4:1:1) a 80°C por 10 minutos
 - 5 minutos de lavagem em água deionizada

- Remoção do óxido nativo:
 - $\text{H}_2\text{O} + \text{HF}$ (10:1) em temperatura ambiente por alguns segundos.
 - 5 minutos de lavagem em água deionizada

Temos dois tipos de estruturas SIMOX, com duas diferentes espessuras da camada de Si superficial e do óxido enterrado (BOX). Chamamos as duas estruturas de SOI1 e SOI2. O filme de Si superficial da estrutura SOI1 tem espessura de 47 nm e o BOX, 180 nm, enquanto que para a estrutura SOI2, o filme de Si tem 170nm de espessura e o BOX, 130 nm. A figura 4.1 ilustra as duas estruturas com suas respectivas espessuras.

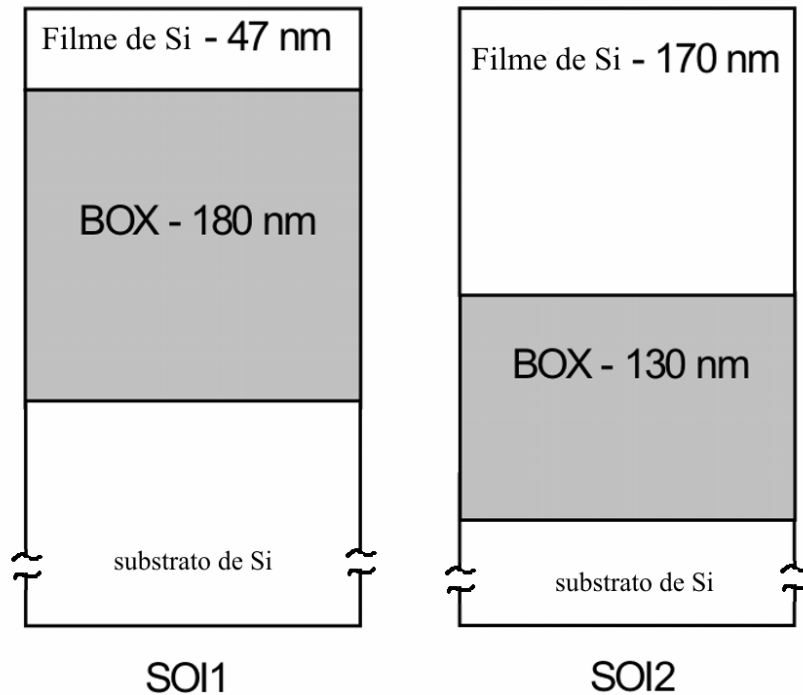


Figura 4.1: Esquema das estruturas SIMOX usadas neste trabalho e as espessuras das suas camadas.

Após o processo de limpeza das amostras, elas foram submetidas à implantação iônica com As^+ , à temperatura ambiente. Em ambos os substratos, uma implantação única com energia de 20 keV. Para o substrato SOI2, uma outra série de amostras foi preparada com implantação tripla. As doses e energias foram escolhidas para que haja a formação de um perfil de implantação no formato de um platô, que se estende por toda a camada de Si superficial. Em cada série de amostras, duas diferentes doses totais foram implantadas, ou $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ ou $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$. A figura 4.2 nos mostra os perfis como implantados de todas as amostras, Os perfis foram calculados com os recursos do software SRIM.

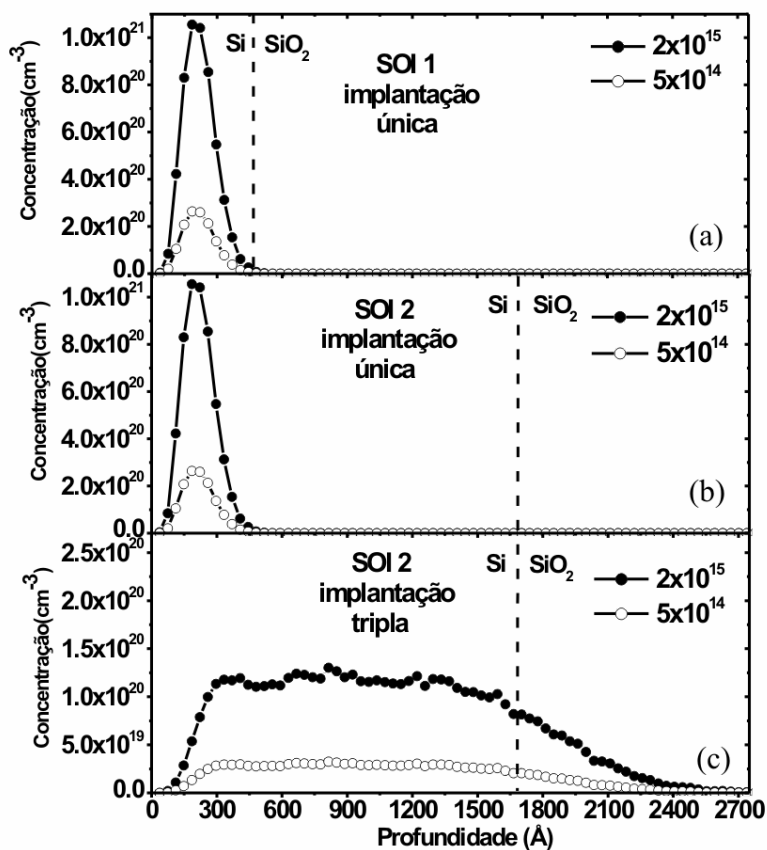


Figura 4.2: Perfis de implantação para todas as amostras, com as duas diferentes doses, simulados por SRIM [43]. (a) SOI1 com implantação única. (b) SOI2 com implantação única. (c) SOI2 com implantação tripla.

A tabela IV.1 mostra as correspondentes doses e energias escolhidas para as amostras implantadas com tripla implantação e a figura 4.3 mostra os perfis de implantação de cada uma das três implantações para a dose total de $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$. Este é o mesmo perfil de implantação tripla da figura 4.2c com dose mais alta. Observe que 15% da dose total implantada foi introduzida dentro do óxido enterrado.

Energia	Dose Total: $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$	Dose total: $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$
35 KeV	$6,0 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$	$2,3 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$
90 KeV	$1,2 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$	$4,7 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$
200 KeV	$3,2 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$	$1,3 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$

Tabela IV.1: doses e energias usadas para implantação tripla.

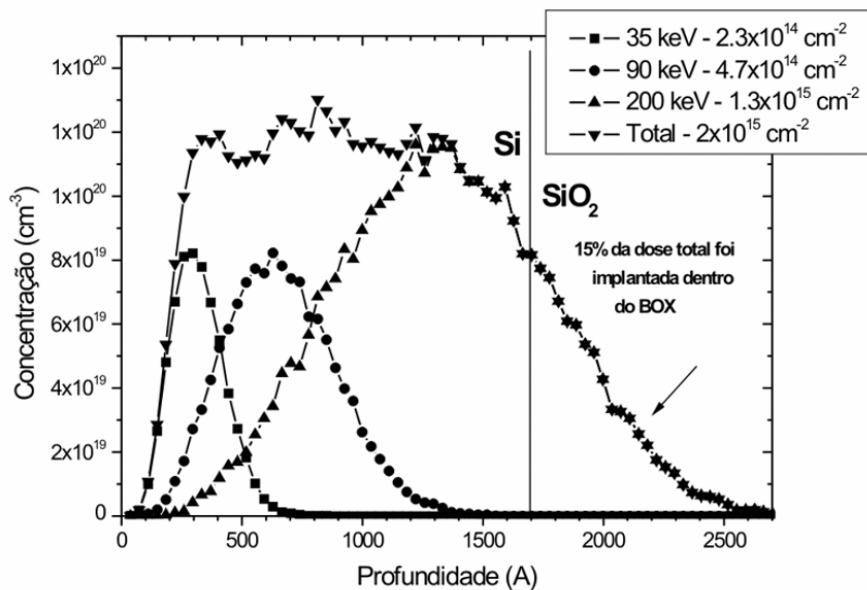


Figura 4.3: Perfis das três implantações que formam a implantação tripla. Simulados por SRIM.

Após as implantações, as amostras foram submetidas a tratamentos térmicos para eliminação dos defeitos criados pela implantação e ativação dos dopantes. Foram feitos dois processos diferentes de recozimentos, sendo que cada amostra passou por somente um deles.

1. RTA: 1000°C por 10 s, com taxa de subida de temperatura de 50°C/s; ou
2. Forno convencional (FA): 950°C por 15 minutos.

Ambos os recozimentos foram feitos com um fluxo de N₂ (0,4 l/min).

A tabela IV.2 apresenta todas as amostras que temos neste trabalho.

As primeiras tentativas de medidas elétricas nas amostras foram feitas sem o uso da litografia. As amostras foram contadas e contatos de In foram colocados nas quatro extremidades de cada amostra. Não foi possível realizar nenhuma medida, pois a região implantada entrava em curto circuito com o substrato na borda. A utilização de litografia acaba com estes problemas e obtemos medidas elétricas confiáveis e repetitivas.

SOI1	Implantação única	Dose de $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$	Como implantado
			Recozimento RTA
			Recozimento FA
	Implantação única	Dose de $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$	Como implantado
			Recozimento RTA
			Recozimento FA
SOI2	Implantação única	Dose de $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$	Como implantado
			Recozimento RTA
			Recozimento FA
	Implantação tripla	Dose de $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$	Como implantado
			Recozimento RTA
			Recozimento FA

Tabela IV.2 Representação de todas as amostras

As amostras submetidas a medidas elétricas foram previamente preparadas com estruturas do tipo Van der Pauw (VDP). Contatos de In foram cortados manualmente e colocados nas regiões apropriadas indicadas na figura 4.4a. As amostras preparadas desta forma fornecerão dados mais confiáveis, já que as regiões de interesse ficam isoladas de efeitos indesejados como a difusão de In através da junção e o contato da região de interesse com o substrato.

O primeiro passo para a preparação das amostras VDP consiste em uma litografia, que é feita com auxílio de uma máscara. Após a revelação a região mais clara representada na figura 4.4a fica protegida pelo fotoresiste. A amostra é então mergulhada em uma solução de

$\text{HNO}_3(150\text{ml}) + \text{H}_2\text{O}(60\text{ml}) + \text{DLV}(3\text{ml})$, onde DLV é composto por $\text{HF}(28\text{ml}) + \text{NH}_4\text{F}(113\text{g}) + \text{H}_2\text{O}(170\text{ml})$, para remoção do Si nas partes descobertas. Toda a camada superficial de Si do SIMOX é removida e a parte exposta passa a ser o óxido enterrado. Por fim, o fotoresiste é removido e temos uma estrutura semelhante à representada na figura 4.4b, que dá uma visão transversal da estrutura. A parte mais clara de 4.4a agora passa a ser o Si superficial, onde ocorreu a implantação, ou seja, onde está a camada dopada.

A preparação das amostras submetidas à análise por microscopia eletrônica de transmissão é um passo muito importante e exaustivo. Para que as imagens tenham uma boa qualidade, é necessário que as amostras tenham uma boa região que seja transparente ao feixe de elétrons. Existem duas possibilidades para a preparação de amostras, a visão planar (*plan-view*, PTEM) e transversa (*cross-section*, XTEM).

Na visão planar, a direção de incidência do feixe eletrônico é perpendicular à superfície da amostra, enquanto que na visão transversa a direção de incidência é paralela à superfície da amostra. Neste trabalho, todas as amostras foram submetidas à preparação em visão transversa, de modo que a superfície da amostra e a região superficial estejam em evidência. As amostras foram preparadas da forma descrita a seguir.

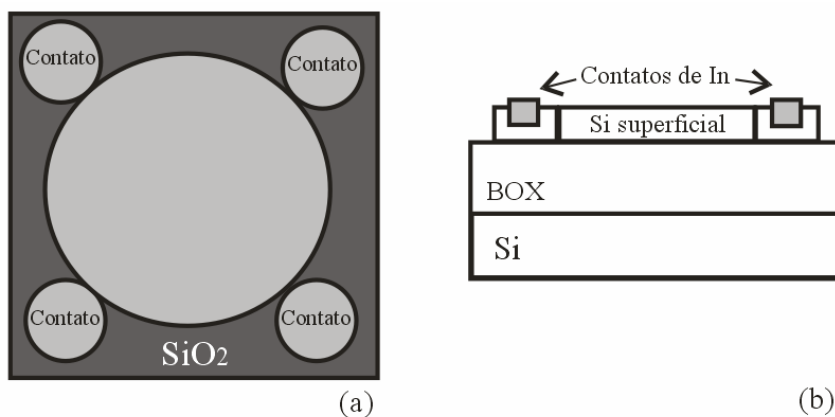


Figura 4.4: (a) Esquema de uma estrutura VDP e (b) visão transversal da estrutura.

O primeiro passo é o corte das amostras com a serra diamantada em duas lâminas, que podem constituir da mesma amostra ou de amostras diferentes. Também cortamos mais dois pedaços de algum outro material, usualmente Si. Em seguida é feita a colagem das faces de interesse das amostras e do outro material que serve como um enchimento, como descrito na figura 4.5a. O resultado final consiste de um sanduíche com as lâminas de interesse na parte central da estrutura. A estrutura é então cortada na forma de um disco de 3 mm de diâmetro utilizando-se um cortador ultrasônico, resultando em um disco como ilustrado em 4.5b.

Neste estágio o disco possui aproximadamente 800 μm de espessura. O disco é colado com cera em um suporte de vidro e afinado, com ajuda de lixas e de uma politriz giratória, até a amostra estar totalmente nivelada. Então, um polimento é feito com pasta de diamante para deixar a superfície como um espelho. A amostra é descolada do suporte e colada novamente, mas com o lado polido para baixo. O desbaste continua com lixas e a politriz giratória até a amostra atingir uma espessura de 100 μm .

Quando a amostra atinge aproximadamente essa espessura, ela passa por um abaulamento mecânico. Com a ajuda de um disco de cobre giratório na direção perpendicular ao disco, forma-se uma cunha na região central do mesmo, até esta região central atingir a espessura de aproximadamente 10 μm ou ficar transparente à luz. Um novo polimento com pasta diamantada é realizado na superfície do lado curvo do disco.

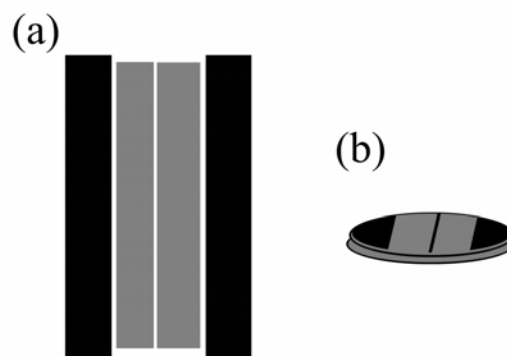


Figura 4.5: (a) Esquema de uma amostra em vista transversa, com a região de interesse (cinza) no centro da estrutura e enchimentos de silício. (b) amostra após o corte em um disco de 3 mm de diâmetro.

A parte final do estágio de preparação consiste no desbaste iônico para um desbaste que cause uma pequena perfuração da amostra. Duas fontes de Argônio bombardeiam a região central do disco com ângulos rasantes até a produção de um pequeno furo. As regiões de interesse são as bordas do furo, que devem ter uma espessura final de 500 a 1000Å, permitindo que elétrons sejam transmitidos através da amostra.

4.2 Medidas RBS e MEIS

Os espectros de RBS foram obtidos com um feixe de He^+ com energia de 1,0 MeV. O detector estava posicionado a 165° do íon incidente. As amostras foram medidas nas direções aleatória e canalizada [100].

Para estimar o grau de amorfização de uma das amostras, a técnica de MEIS foi aplicada. Um feixe de H^+ com energia de 130,5 keV foi usado para a medida nos alinhamentos aleatório e canalizado. As energias dos íons retroespalhados foram analisadas com um detector de energia toroidal eletrostático de alta resolução, resultando em uma resolução de profundidade de $\sim 0,9$ nm à uma profundidade de 50nm. O feixe foi alinhado na direção canalizada [100] e o detector foi centrado na direção [111], com um ângulo de espalhamento de $125,5^\circ$. Para as medidas na posição aleatória, a amostra foi girada de modo que o feixe incidente estivesse direcionado a 9° da normal da amostra, mas o ângulo de retroespalhamento permaneceu constante. A aproximação de superfície, com os valores de perda de energia [44] extraídos do software SRIM [43], foi usada para converter a escala de energia do espectro na escala de profundidade para determinação da desordem da rede de Si como função da profundidade.

As figuras 4.6 e 4.7 apresentam os espectros medidos por RBS/canalização para as amostras do tipo SOI1. Nestes espectros, apenas as regiões relacionadas com o Si e o O são mostradas, portanto, o As implantado não está visível.

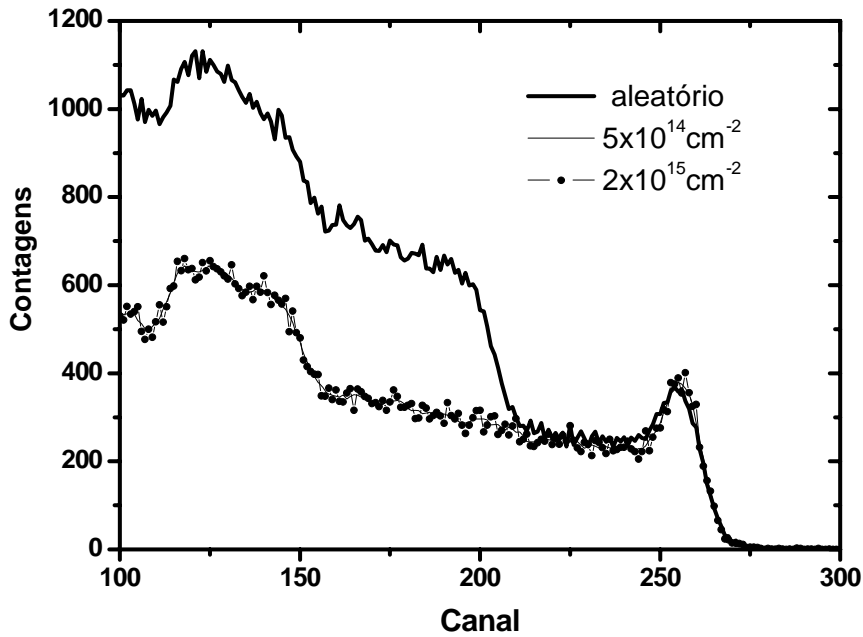


Figura 4.6: Espectros de RBS/canalização para amostras SOI1 como implantadas com duas diferentes doses sobrepostos ao espectro aleatório.

A figura 4.6 nos mostra os espectros canalizados das amostras como implantadas com as duas diferentes doses sobrepostos ao espectro aleatório. Aparentemente a camada de Si cristalino foi totalmente amorfizada, já que as contagens no espectro correspondente a esta região são tantas quanto as contagens do espectro aleatório. A figura 4.7a mostra os espectros canalizados após a implantação de As com a dose mais baixa, ou seja, $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ após os dois tipos de recozimento, FA(1000°C, 15min) e RTA(1000°C, 10s). A figura também mostra o espectro aleatório para esta amostra e o espectro canalizado para a amostra virgem, antes da implantação iônica. A figura 4.7b apresenta os espectros da mesma forma que a figura 4.7a, porém para a amostra que foi implantada com a dose mais alta, ou seja, $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$.

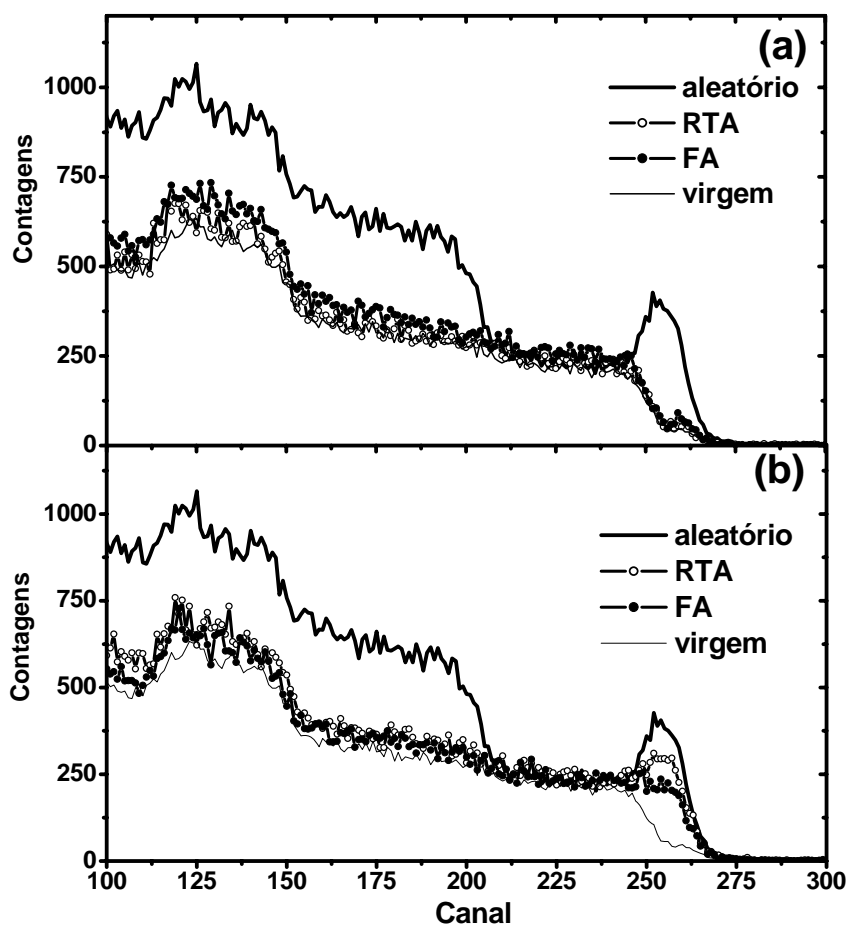


Figura 4.7: Espectros de RBS/canalização para amostras SOI1 virgem e implantadas após RTA e FA, com doses de implantação de (a) $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ e (b) $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$.

Os espectros mostram que a amostra implantada com a dose mais baixa teve a camada superficial de Si totalmente recristalizada após o recozimento, tanto o RTA (1000°C , 10s) quanto o FA (1000°C , 15min), já que os espectros canalizados das amostras implantadas e recozidas coincidem com o espectro da amostra virgem. Eventualmente, a presença de uma camada muito fina de Si cristalino entre a camada amorfizada e o BOX, que sobreviveu à implantação e serve como matriz para o re-crescimento epitaxial durante o recozimento, permitirá a reconstrução da estrutura como um cristal de alta qualidade. Porém a resolução fornecida pela técnica de RBS/canalização não é suficiente para mostrar a existência dessa camada.

Para a verificação da hipótese de que existe uma camada não amorfizada, a técnica de MEIS foi utilizada, já que ela apresenta uma resolução mais de 60 vezes melhor do que aquela fornecida pela técnica de RBS. A amostra SO11 como implantada com a dose mais baixa foi medida com alinhamento aleatório e canalizado. A figura 4.8 apresenta os espectros resultantes e mostra a diferença entre os espectros aleatório e canalizado, devido à canalização do feixe em uma camada não amorfizada muito fina (espessura de aproximadamente 50Å) entre a camada amorfizada e o BOX. Esta camada preserva a informação do Si cristalino e possibilita a recristalização completa durante o recozimento para a amostra implantada com a dose mais baixa.

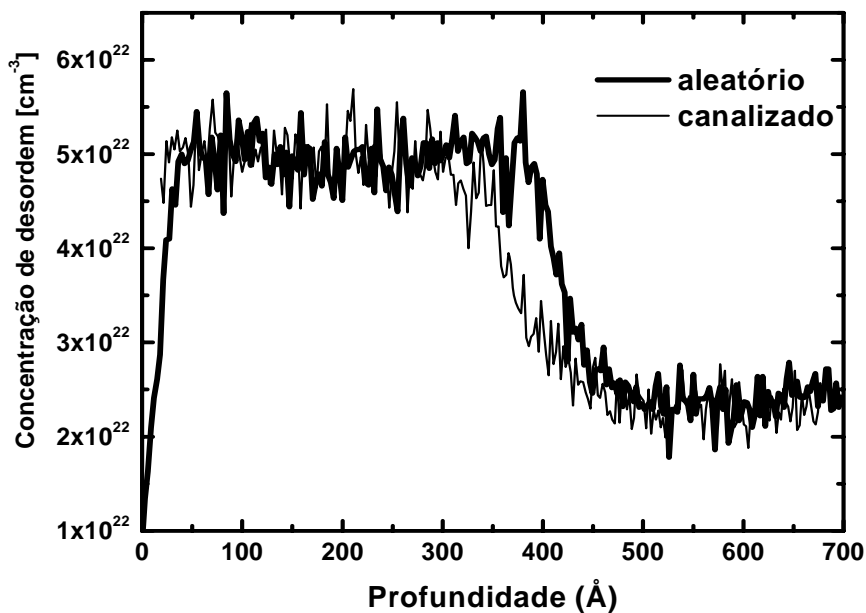


Figura 4.8: Espectros de MEIS aleatório e canalizado para a amostra como implantada com dose total de $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$.

A amostra que recebeu a implantação de As com dose maior ($2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$) obteve um comportamento diferente de recristalização. A implantação em alta dose gerou uma grande quantidade de defeitos, causando uma completa amorfização da camada superficial de Si.

Como o BOX também é amorfo, não há informação sobre a matriz do substrato para que a camada de Si superficial possa seguir durante o processo de recristalização. Isso permite a formação de uma estrutura policristalina, ao contrário do cristal observado para o caso da implantação com dose mais baixa. A figura 4.7b comprova esse efeito, já que as contagens correspondentes à camada de silício superficial após os recozimentos são muito mais altas do que as contagens da amostra implantada com dose menor, o que se deve à dificuldade do alinhamento do feixe. Nesta amostra, existe uma diferença entre os espectros após o recozimento RTA(1000°C, 10s) e após o recozimento FA(1000°C, 15min), pois há uma melhora na qualidade cristalina da amostra que passou pelo recozimento mais longo (FA). Um maior tempo de recozimento permite um maior recobrimento dos danos gerados pela implantação de As, facilitando o alinhamento do feixe e reduzindo as contagens.

Os espectros mostrados na figura 4.9 correspondem às medidas RBS/canalização com o feixe canalizado e aleatório para a amostra como implantada SOI2 com implantação única e com a dose menor. Podemos observar uma clara diferença entre os espectros na camada de Si superficial da amostra com implantação única devido à canalização do feixe em uma considerável camada entre a região amorfizada e o BOX. Na verdade, para esta amostra, apenas a região mais próxima à superfície foi amorfizada, portanto existe informação sobre a matriz cristalina do Si, possibilitando a reconstrução da rede após o recozimento. Porém a amostra que recebeu a implantação tripla obteve toda a camada completamente amorfizada.

Desta forma, efeitos similares foram observados para as amostras do tipo SOI2, como mostra a figura 4.10, que apresenta os espectros das amostras SOI2 recozidas.

Apenas os espectros das amostras implantadas com a dose menor e recozidas com FA(1000°C, 15min) foram apresentados na figura 4.10. As demais variações (dose maior e recozimento RTA) apresentam características similares no caso das amostras SOI2. O que deve ser observado aqui é a diferença estrutural causada pela implantação única comparado com o efeito causado pela implantação tripla.

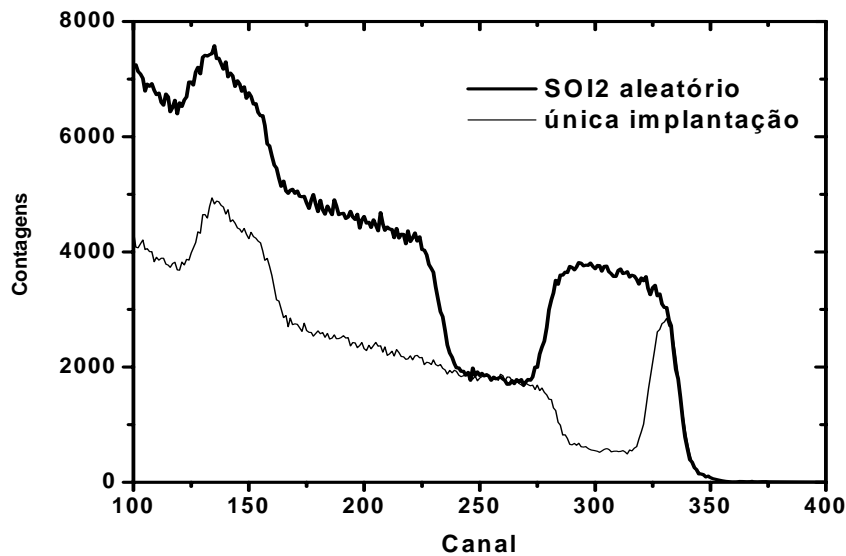


Figura 4.9: Espectros RBS/canalização aleatório e canalizado para as amostras SOI2 como implantadas com implantação única e dose de implantação total de $5 \times 10^4 \text{cm}^{-2}$.

A figura 4.10a apresenta o espectro obtido por RBS/canalização para a amostra SOI2 virgem, além do espectro canalizado da amostra após implantação única de As e recozimento térmico (FA) e do espectro aleatório. O mesmo efeito observado no caso do SOI1 implantado com a dose menor foi constatado neste caso.

Graças à permanência da região cristalina na camada superficial do Si, após o recozimento o Si apresentou um cristal de alta qualidade, como mostram os espectros da figura 4.10a. O espectro da amostra implantada e recozida corresponde ao espectro da amostra virgem, comprovando que a estrutura foi totalmente recristalizada. A amostra SOI2 que recebeu implantação tripla teve toda a camada de Si amorfizada devido à implantação de As, já que o perfil de implantação se estendeu até o BOX. Desta forma, não restou nenhuma camada cristalina que poderia servir como matriz para a reconstrução da rede, resultando na formação de uma estrutura policristalina após recozimentos. A figura 4.10b mostra os espectros da amostra SOI2 implantada com tripla implantação e podemos constatar que a camada de Si

superficial não voltou a ter a qualidade cristalina da amostra antes da implantação, como aconteceu para o caso da amostra implantada com uma única implantação.

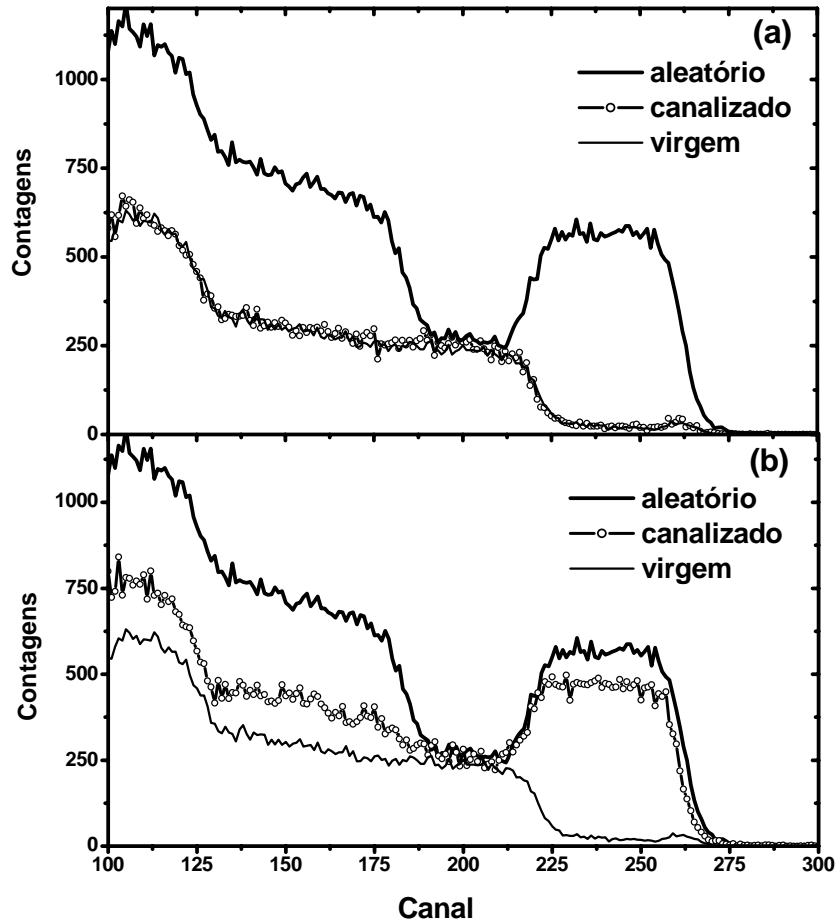


Figura 4.10: Espectros de RBS/canalização para as amostras SOI2 virgem e implantada após FA, com dose total implantada de $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ (a) uma implantação, e (b) tripla implantação.

Além destas medidas, os espectros mostrando as regiões ao As foram obtidos e usados para determinação da dose retida nas amostras e da dose que foi perdida para a superfície após os recozimentos. Todas as amostras como implantadas foram medidas, além das amostras recozidas por RTA(1000°C, 10s) e FA(1000°C, 15min). Integrando todos os perfis do As após recozimentos e normalizando com a integração do correspondente perfil como implantado,

obtemos a dose retida em cada caso. Os dados serão apresentados posteriormente na tabela IV.3. Os resultados mostram que grande parte do As permaneceu nas amostras mesmo depois do tratamento térmico e em várias amostras não houve qualquer perda para a atmosfera. Porém a permanência dos dopantes na amostra não é a garantia de que eles serão eletricamente ativados.

4.3 Medidas TEM

As amostras implantadas com a dose de As de $5 \times 10^{14} \text{cm}^{-2}$ e recozidas com FA(1000°C, 15min) foram submetidas a uma análise com a utilização do microscópio eletrônico de transmissão JEOL 2010 do Centro de Microscopia Eletrônica da UFRGS, operando a 200kV. As imagens foram feitas nas condições de campo escuro e de campo claro, conceitos descritos no capítulo de técnicas experimentais, na seção de TEM. Uma das amostras também foi medida na condição de alta resolução e difração. As amostras foram preparadas em visão transversa, tornando possível a observação da camada superficial de Si e do óxido enterrado.

A figura 4.11 mostra as imagens obtidas nas medidas de TEM com magnificação de 25000 vezes . As imagens da coluna à esquerda correspondem a imagens na condição de campo claro (BF 220), enquanto que as imagens da coluna à direita correspondem a imagens de campo escuro (DF220). As imagens *a* e *b* correspondem à amostra SOI1 e mostram que a camada de Si superficial foi completamente recristalizada neste caso.

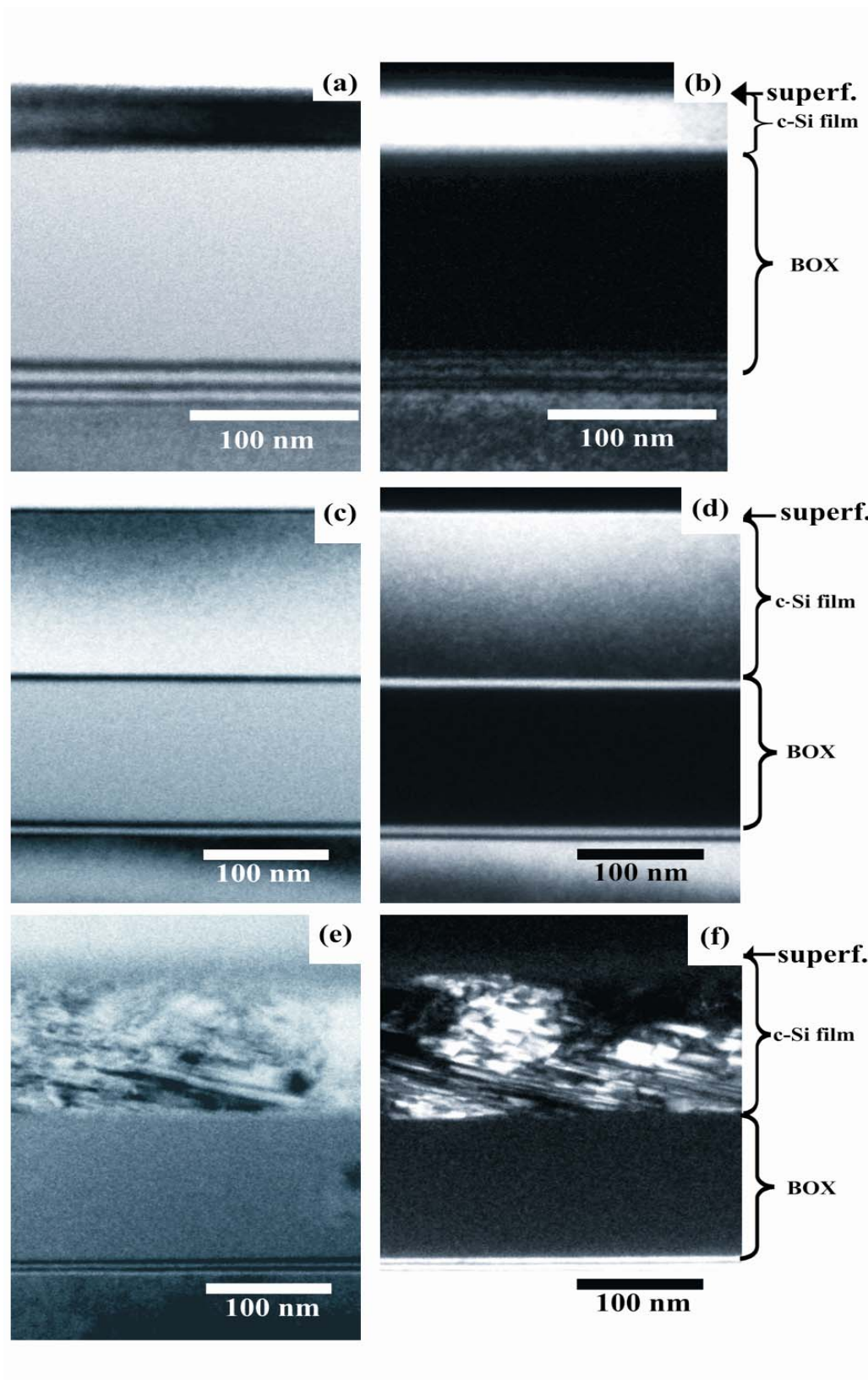


Figura 4.11: Imagens por TEM das amostras. (a) e (b): SOI1; (c) e (d): SOI2 implantação única; (e) e (f): SOI2 implantação tripla.

O mesmo acontece nas amostras SOI2 implantadas com uma única implantação. A camada de Si foi reconstruída e transformada em um cristal após FA(1000°C, 15min), como pode ser visto nas imagens *c* e *d*. Esses resultados confirmam os resultados obtidos por RBS/canalização discutidos anteriormente. A presença de uma camada não amorfizada permite que o Si seja recristalizado. As imagens *e* e *f* correspondem às imagens da amostra SOI2 implantada com tripla implantação após FA(1000°C, 15min) e mostram a formação de uma estrutura policristalina, diferente das estruturas das outras duas amostras medidas, que são cristais. Esse resultado também confirma os dados obtidos anteriormente com RBS/canalização e mostra que a ausência de uma matriz cristalina para possibilitar a cobertura dos danos causa a formação do policristal.

Uma imagem do padrão de difração foi feita na região do Si superficial da amostra SOI1, de maneira que possamos compará-lo ao padrão de difração do Si cristalino. A figura 4.12 mostra o padrão de difração medido e um padrão calculado do silício cristalino. Podemos perceber que ambos os padrões são equivalentes, comprovando a condição cristalina da estrutura. Esta mesma amostra também foi medida na condição TEM de alta resolução com magnificação de 250.000 vezes para verificação do alinhamento dos planos atômicos. A figura 4.13 mostra o resultado, onde podem ser observados os planos atômicos perfeitamente alinhados, comprovando a formação de um cristal perfeito.

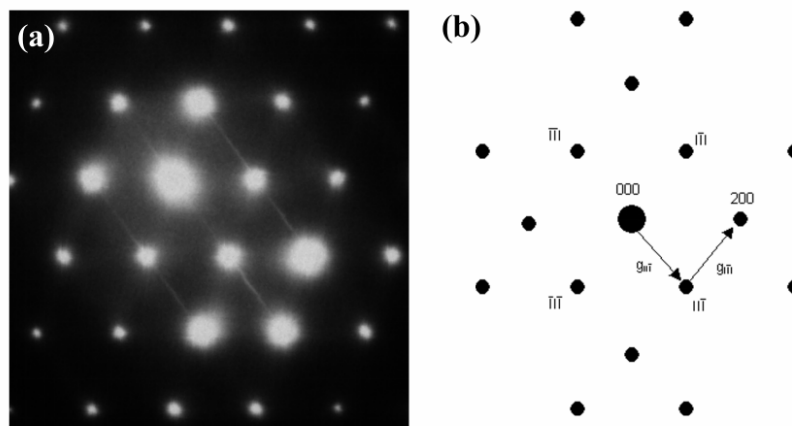


Figura 4.12: Padrão de difração medido e padrão calculado para o silício cristalino.

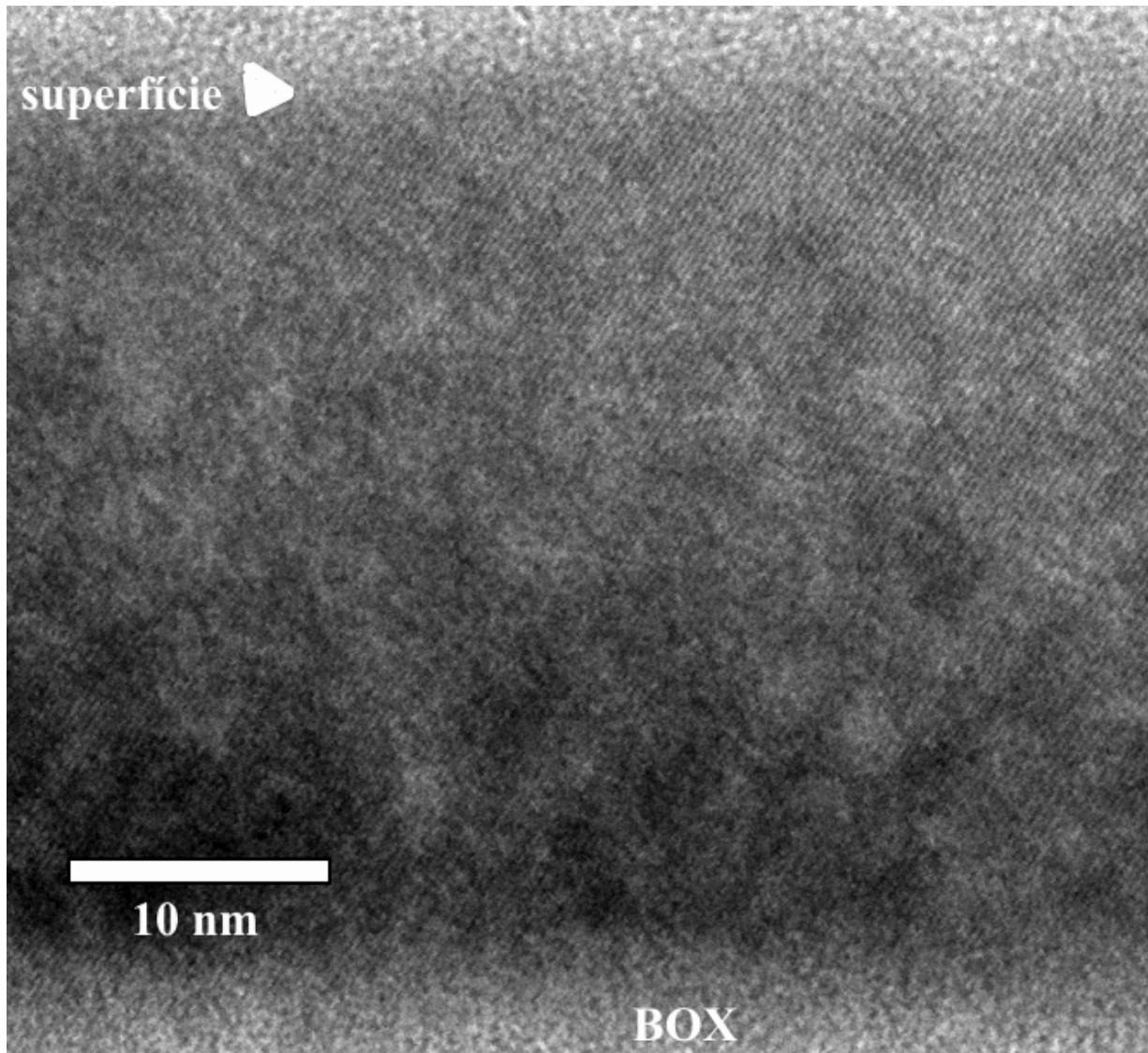


Figura 4.13: Imagem de alta resolução TEM da amostra SOI1. Magnificação de 250.000 vezes.

4.4 Medidas Elétricas

Todas as amostras foram submetidas a medidas de resistência de folha e medidas Hall, que foram feitas utilizando um campo magnético de $\sim 0,3\text{T}$. Diferentes valores de corrente elétrica alcançando de 0,5 até 15 mA foram aplicados na camada dopada para extração dos

dados elétricos. Os resultados fornecem informações sobre a ativação de dopantes e as características elétricas das amostras.

A tabela IV.3 contém todos os dados elétricos medidos para todas as amostras: valores de resistência de folha R_s , valores da concentração de portadores de folha, n_s e os valores da mobilidade μ .

Tratamento Térmico		Dose total: $5 \cdot 10^{14} \text{cm}^{-2}$		Dose total: $2 \cdot 10^{15} \text{cm}^{-2}$	
		RTA	FA	RTA	FA
SOI1 Implantação única	$R_s(\Omega/\square)$	210,43	726,30	436,07	826,42
	$n_s(\text{cm}^{-2})$	$5,0 \cdot 10^{14}$	$1,11 \cdot 10^{14}$	$8,13 \cdot 10^{14}$	$2,90 \cdot 10^{13}$
	$\mu(\text{cm}^2/\text{Vs})$	54,18	77,01	17,62	262,53
SOI2 Implantação única	$R_s(\Omega/\square)$	180,80	191,66	116,65	53,03
	$n_s(\text{cm}^{-2})$	$4,86 \cdot 10^{14}$	$3,83 \cdot 10^{14}$	$1,14 \cdot 10^{15}$	$2 \cdot 10^{15}$
	$\mu(\text{cm}^2/\text{Vs})$	70,97	84,22	46,54	57,15
SOI2 Implantação tripla	$R_s(\Omega/\square)$	1001,51	777,06	183,35	188,70
	$n_s(\text{cm}^{-2})$	$3,23 \cdot 10^{14}$	$8,50 \cdot 10^{13}$	$1,47 \cdot 10^{15}$	$7,76 \cdot 10^{14}$
	$\mu(\text{cm}^2/\text{Vs})$	19,35	92,50	23,53	42,53

Tabela IV.3: Dados elétricos medidos para todas as amostras.

Considerando os dados elétricos para as amostras SOI1, vemos que os melhores resultados foram obtidos para o caso da implantação com dose menor, onde uma estrutura cristalina foi reconstruída durante o recozimento. Após RTA, as amostras com a dose de As menor apresentaram valores de resistência de folha de aproximadamente metade dos valores das amostras de alta dose, mesmo com uma maior quantidade de dopantes nestas últimas. A estrutura cristalina das amostras de dose menor favorece a incorporação dos dopantes na rede

do Si e sua ativação quando comparados com a estrutura policristalina das amostras de dose mais alta. Após FA, os valores de resistência aumentam para ambas amostras e se tornam mais similares. Isto está relacionado com dois efeitos principais: a perda de dopantes para a atmosfera e a desativação do As, um efeito bem compreendido que acontece devido à meta-estabilidade do As na posição substitucional e sua tendência de se mover para fora dos sítios da rede [55, 56]. A tabela IV.4 mostra a percentagem da dose ativa das amostras, que corresponde à razão da concentração de folha de portadores (n_s) pela dose implantada em comparação com a dose retida, calculada a partir dos perfis obtidos por RBS/canalização e podemos concluir que em todas as amostras, o efeito principal foi a desativação do As, já que houve uma pequena perda de dopantes para a atmosfera. Observe que na amostra SOI1, com dose maior e após recozimento FA, há uma grande desativação de dopantes, isso devido à policristalinidade da amostra e a maior dificuldade de incorporação dos dopantes.

Tratamento térmico		Dose total: $5 \cdot 10^{14} \text{cm}^{-2}$		Dose total: $2 \cdot 10^{15} \text{cm}^{-2}$	
		RTA	FA	RTA	FA
SOI1 Implantação única	Dose retida	100%	71%	84%	86%
	Dose ativa	100%	22%	41%	1%
SOI2 Implantação única	Dose retida	100%	100%	100%	100%
	Dose ativa	97%	77%	57%	100%
SOI2 Implantação tripla	Dose retida	100%	100%	100%	73%
	Dose ativa	65%	17%	74%	40%

Tabela IV.4: Dose retida e dose ativa das amostras medidas.

As amostras SOI2 tiveram um efeito similar àqueles observados em SOI1. Amostras com uma única implantação (filme de Si não amorfizado totalmente) apresentaram valores menores de resistência de folha que as amostras com um perfil de dopantes na forma de platô (filme de Si totalmente amorfizado). Nas amostras SOI2, ao contrário das amostras SOI1, a resistência seguiu o comportamento esperado, que é um decréscimo na resistência causado por um aumento na dose de dopantes. Esta diferença entre as amostras SOI1 e SOI2 é explicada pelo fato que nas amostras SOI2 a mudança na dose de As não muda a estrutura dos defeitos. As amostras com uma única implantação ainda tiveram uma matriz cristalina para guiar a recristalização mesmo após a implantação com a dose mais alta. As amostras com implantação tripla tiveram todo o filme de Si amorfizado mesmo com a dose de As mais baixa, devido ao perfil na forma de platô. A diferença principal foi causada pela forma do perfil de As (Gaussiano ou platô) e não pela dose de As. No caso do SOI1, as diferentes doses de As criaram diferentes estruturas de defeitos, isto é, a dose mais baixa não amorfizou totalmente o filme de Si, o que aconteceu com a implantação de dose mais alta, causando uma dependência da dose de dopantes no processo de recristalização.

Considerando os valores das resistências de folha e a percentagem da ativação elétrica, o efeito esperado seria a desativação do As como função do tempo de recozimento e um conseqüente aumento na resistência de folha. Ambos efeitos de desativação de As e aumento na resistência de folha após FA foram observados em apenas duas das amostras SOI2: aquela com implantação única e dose mais baixa e aquela com implantação tripla e dose mais alta.

Na amostra com a dose menor e implantação tripla houve um decréscimo na ativação elétrica após FA, mas também um decréscimo na resistência de folha. À primeira vista isso pode parecer contraditório, mas observando os valores da mobilidade dos portadores nós percebemos um aumento de ~4,5 vezes na mobilidade, que está relacionado à redução dos defeitos do cristal após FA comparado com RTA. Um aumento na mobilidade foi também

constatado nas outras amostras, mas isso não foi suficiente para superar o processo de desativação dos dopantes.

Na amostra com implantação única e dose mais alta aconteceu um aumento da ativação e uma redução da resistência de folha em comparação com a amostra de dose mais baixa. Acreditamos que isto está relacionado ao coeficiente de difusão do As em função da concentração. A concentração de pico do As como implantado foi aproximadamente $1,5 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3}$, que está acima do limite de solubilidade, que é $1 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3}$ [57]. O coeficiente de difusão de As para esta concentração a 1000°C é aproximadamente $10^{-12} \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1}$ [58]. Este coeficiente é ~ 3 vezes mais alto do que o coeficiente observado no caso da amostra de dose mais baixa. A difusão mais rápida de As na amostra com dose maior faz com que os dopantes se movam mais rapidamente da região danificada pela implantação. Após FA, comparado com RTA, os dopantes difundiram mais profundamente e foram incorporados em uma região do substrato livre de defeitos, aumentando a ativação elétrica.

Os perfis das amostras com implantação única como implantados e após recozimentos FA são mostrados na figura 4.14. Os espectros foram medidos através de RBS/canalização. A figura 4.14a apresenta o perfil do As como implantado com a dose mais baixa juntamente com o perfil após o recozimento FA e a figura 4.14b apresenta os mesmos perfis, porém para a amostra implantada com a dose mais alta. Para a implantação com maior dose, houve uma difusão mais profunda dos dopantes, até uma região completamente livre de defeitos criados pela implantação. Na figura 4.14a, o perfil de As após o recozimento se estende até aproximadamente o canal 420 enquanto que na figura 4.14b o perfil se estende aproximadamente até o canal 390. Note que o espectro da amostra com dose mais alta é 4 vezes mais alto do que o espectro da amostra com a dose mais baixa. Na amostra com dose menor, o coeficiente de difusão é menor e retém os dopantes na região próxima ao perfil como implantado, que está cheio de defeitos criados pela implantação.

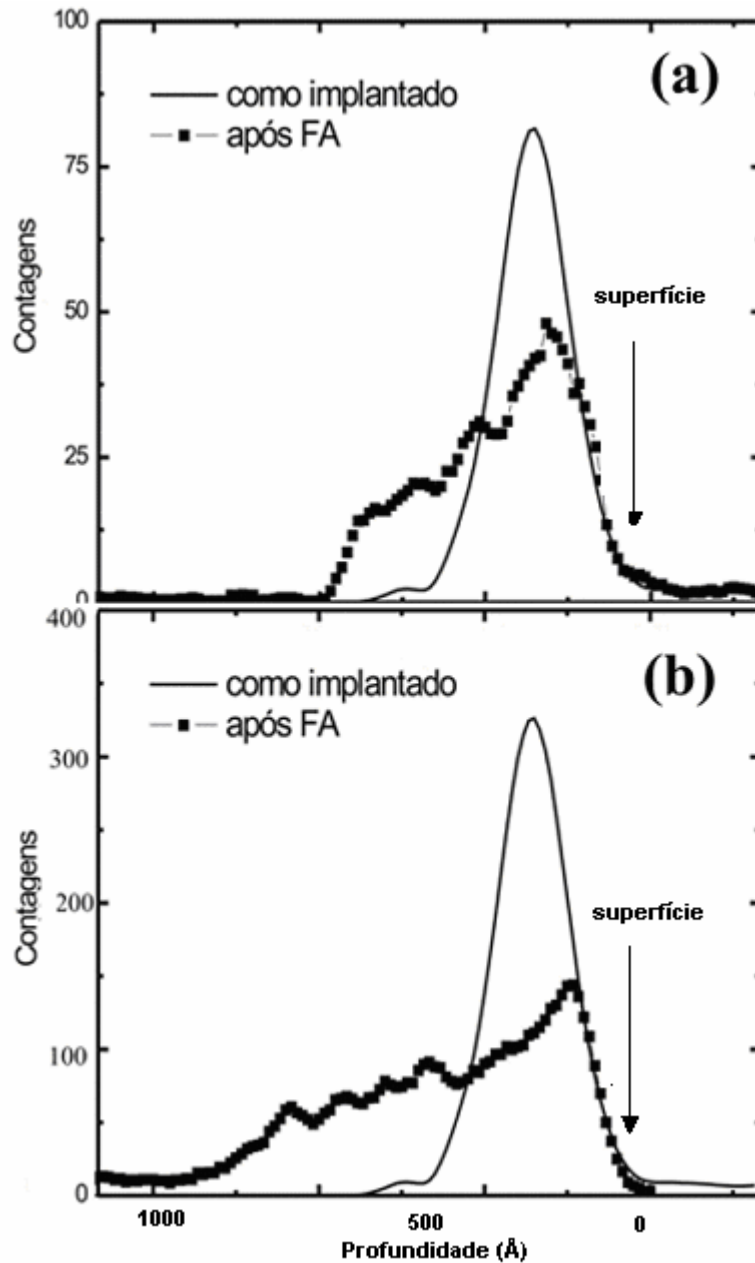


Figura 4.14: Perfis de As como implantados e após recozimento FA obtidos por RBS. (a) dose de $5 \times 10^{14} \text{cm}^{-2}$ e
(b) dose de $2 \times 10^{15} \text{cm}^{-2}$

Algumas amostras tiveram o perfil de portadores eletricamente ativos medidos pelo método de C-V eletroquímico. Elas foram enviadas para a Alemanha a fim de serem medidas por uma empresa fabricante de máquinas para medidas de perfil de portadores, já que havia o interesse de compra de uma máquina. O equipamento utiliza etching eletroquímico para

determinar o perfil de portadores. A interface silício/eletrólito se comporta como um diodo Schottky, e medidas C-V são realizadas.

A figura 4.15 apresenta o perfil de portadores após recozimento FA da amostra com uma única implantação e dose mais baixa em SOI2, sobreposto com o perfil como implantado calculado por SRIM. Podemos observar a difusão do perfil de dopantes após recozimento no forno. O perfil é semelhante ao perfil de As retido medido por RBS, que está ilustrado na figura 4.14a.

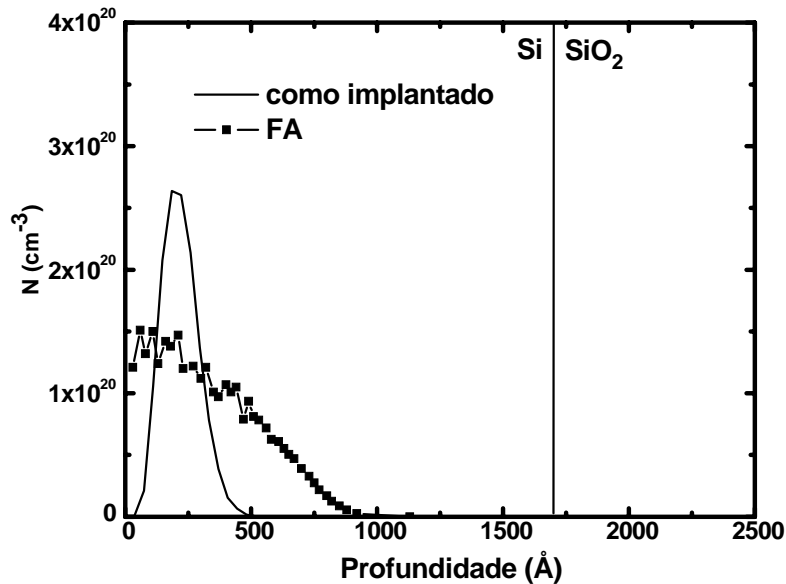


Figura 4.15: Perfil C-V eletroquímico da amostra SOI2 com implantação única e dose $5 \times 10^{14} \text{cm}^{-2}$.

As amostras SOI2 com tripla implantação e dose mais alta, recozidas por RTA e FA também passaram pela medida de C-V eletroquímico. O resultado está mostrado na figura 4.16. Podemos observar uma maior desativação da amostra recozida no forno, em comparação com a amostra recozida por RTA, como foi constatado nas medidas elétricas. Porém, mesmo com uma menor quantidade de dopantes ativados, os portadores da amostra recozida no forno apresentam maior mobilidade, e desta forma, a resistência de folha da amostra após FA é da mesma ordem da apresentada pela amostra após RTA.

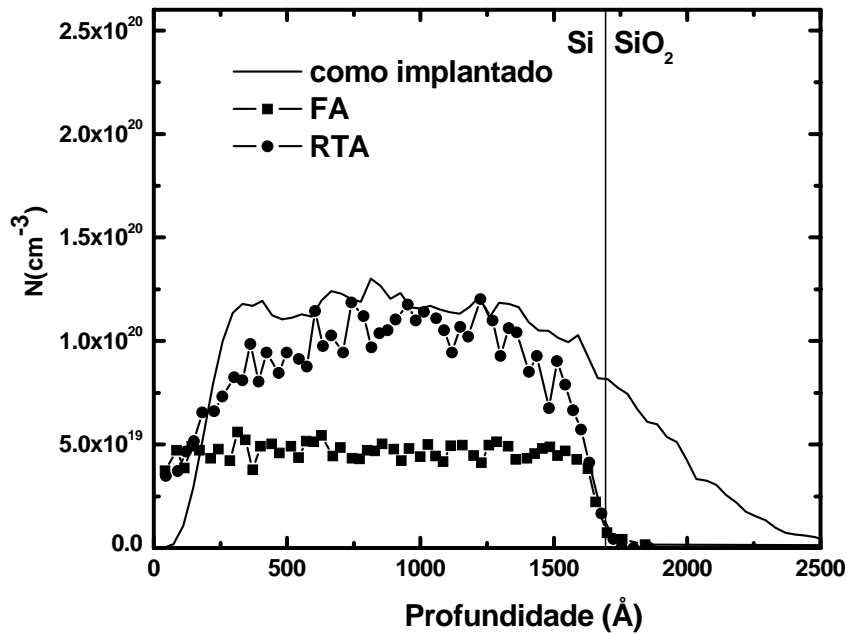


Figura 4.16: Perfil C-V eletroquímico da amostra SOI2 com implantação tripla e dose de $2 \times 10^{15} \text{cm}^{-2}$, após FA e RTA.

Integrando os perfis da figura 4.16 podemos calcular a concentração de dopantes ativados nas amostras recozidas no forno e por RTA e compará-los com os valores obtidos através das medidas elétricas. A o número de portadores de folha para a amostra recozida no forno é igual a $8 \times 10^{14} \text{cm}^{-2}$. Para a amostra recozida por RTA, o valor obtido pela integração do perfil é de $1,5 \cdot 10^{15} \text{cm}^{-2}$. Estes valores estão de acordo com os resultados das medidas elétricas feitas por efeito Hall. Observe que há um corte no perfil de dopantes ativados na interface Si-BOX, já que não há ativação de dopantes dentro do óxido.

5. Conclusões

No trabalho apresentado nesta dissertação foram caracterizadas amostras SOI do tipo SIMOX (*Separation by IMplanted OXYgen*) com o filme superficial de silício dopado com arsênio. Duas estruturas SIMOX com diferentes espessuras das camadas foram utilizadas. A implantação de As foi feita com diferentes doses e energias. As amostras foram recozidas a 1000°C por 15 minutos ou 10 segundos.

O tempo de recozimento tem forte influência em aspectos como a recristalização da estrutura, a difusão e desativação elétrica dos dopantes. Após recozimentos mais longos, a qualidade cristalina da camada tende a ser melhor. Porém há uma maior difusão, resultando na perda de dopantes para a atmosfera, além do aglomeramento de dopantes, que leva à desativação elétrica.

Os dados obtidos nos levam a concluir que o processo de recristalização e ativação elétrica dos dopantes após o recozimento térmico é fortemente afetado pela estrutura de defeitos criada pela implantação de dopantes na camada de Si superficial. Nas amostras onde o filme cristalino de Si foi totalmente amorfizado pela implantação de As, seja pela dose de implantação (como foi o caso nas amostras SOI mais finas) ou pelo perfil de implantação se estendendo por toda camada (amostras SOI mais espessas), a estrutura não foi recristalizada como um cristal perfeito devido à ausência de uma camada cristalina que pudesse servir de matriz para o processo de recristalização. As amostras apresentaram valores de resistência de folha de duas até nove vezes maiores do que as amostras que não foram totalmente amorfizadas pela implantação de dopantes. Após recozimentos mais longos, a qualidade cristalina foi melhor do que após recozimentos rápidos nestas amostras, mas ainda longe de uma estrutura cristalina como a original. A percentagem de dopantes ativados foi também

muito menor nas amostras totalmente amorfizadas em relação àquelas não completamente amorfizadas. Como um exemplo, vemos que apenas 1% dos dopantes da amostra com o filme de Si mais fino e implantada com a dose mais alta foram ativados após os recozimentos mais longos, enquanto que 100% dos dopantes foram ativados na amostra implantada com dose menor após recozimentos rápidos. As amostras em que houve preservação de uma matriz cristalina após a implantação apresentaram boas características estruturais e elétricas após os recozimentos.

Estes resultados mostram claramente a necessidade de evitar a amorfização total do filme de Si das estruturas SIMOX possibilitando a formação de um bom cristal com boas características elétricas após tratamento térmico.

Este trabalho oferece uma contribuição às pesquisas sobre junções rasas em estruturas SOI, já que apresenta resultados de medidas elétricas e da qualidade cristalina após recozimentos de amostras com diferentes implantações e com diferentes doses. Desta forma, otimizamos as condições de implantação e tratamento térmico em estruturas SIMOX.

Referências

- [1] KANO, K.; *Semiconductor Devices*, Prentice Hall. (1998).
- [2] MILLMAN, J. e GRABEL, A.; *Microelectronics*, 2nd edition. McGraw-Hill. (1987).
- [3] RABAEY, J. M.; CHANDRAKASAN, A. e NICOLIC, B.; *Digital integrated circuits. A design perspective*. 2nd edition. Prentice Hall. (2003).
- [4] WASER, R. *Nanoelectronics and Information Technology*. Wiley-VCH. (2005).
- [5] D'AGOSTINO, F. e QUERCIA, D.; *Short Channel Effects in MOSFETS*. (2000)
www.cs.ucl.ac.uk
- [6] MOFFATT, S.; HEMMENT P. L. F.; WHELAN S. e ARMOUR D. G. *Mater. Sci. Semicond. Process.* **3** 291-6 (2000).
- [7] FAIR, R. B. e RUGGLES, G. A.; *Solid State Technology*. (1990).
- [8] SOUZA, J. P. e SADANA, D. K.; *Ion implantation of Silicon and Gallium Arsenide*. Handbook on Semiconductors, V.3, Elsevier Science Publishers B. V. (1994).
- [9] MICHEL, A. E.; KASTL, R. H.; MADER, S. R.; MASTERS, B. J. e GARDNER, J. A.; *Applied Physics Letters*, **44** 404-406 (1984).

- [10] SEONG-DONG KIM; CHEOL-MIN PARK e WOO, J.C.S.; *IEEE Transactions on Electron Devices*. **49** 1748-1754 (2002).
- [11] HONG, S. N.; RUGGLES, G. A.; PAULOS, J. J.; WORTMAN, J. J. e OZTURK, M. C., *Applied Physics Letters*, **53** 174 (1988).
- [12] SEDGWICK, T. O.; *Nucl. Instrum. Methods Phys. B* **37-38** 760-5 (1989).
- [13] RYSSEL, H.; MULLER, K.; HABERGER, K.; HENKELMAN, R. e JAHNEL, F.; *Journal of Applied Physics*, **22** 35 (1980).
- [14] SEIDL, T. E. *Ion beam processes in advanced electronic materials and device technology*. Pittsburg: Materials Research Society, 1985. (Materials Research Society symposium proceedings, v. 45).
- [15] SOLMI, S.; FERRI, M.; BERSANI, M.; GIUBERTONI, D. e SONCINI, V.; *Journal of Applied Physics*. **94** 4950-4955 (2003).
- [16] ANGELUCCI, R.; NEGRINI, P. e SOLMI, S.; *Applied Physics Letters* **49** 1468-1470 (1986).
- [17] ROXGONYI, G. A. e HONEYCUTT, J. W.; *Ion Beam Processing in Advanced Electronic Materials*. (Material Research Society 147, Pittsburgh, 1989).
- [18] JIANG, H.; OSBURN, C. M.; SMITH, P.; XIAO, Z. G.; GRIFFIS, D.; McGUIRE, G. e ROZGONYI, G. A.; *Journal of the electrochemical society*. **139** 196-206 (2002).

- [19] LIEGERMAN, M. A.; *Journal of Applied Physics*. **66** 2926-2929 (1989).
- [20] CAREY, P. G.; BEZJIAN, K.; SIGMON, T. W.; GILDEA, P. e MAGEE, T. J.; *Electron Device Letters (IEEE)* **7** 420-442 (1986).
- [21] JONES, K. S. et. al.; *Applied Physics Letters*, **75** 3659-3661 (1999).
- [22] CELLER, C. K. e CRISTOVEANU, S.; *Journal of Applied Physics* **93** 4955 (2003).
- [23] CRISTOLOVEANU, S. e SHENG, S. L.; *Electrical characterization of Silicon-On-Insulator Materials and Devices*. Kluwer Academic Publishers. (1995).
- [24] COLINGE, J. P.; *Silicon on insulator technology: Materials to VLSI, 2nd edition*. Kluwer Academic Publishers. (1997).
- [25] IZUMI, K.; DOKEN, M. e ARIYOSHI, H.; *Electronic Letters* **14**, 593 (1978).
- [26] BRUEL, M.; *Electronic Letters* **31**, 1201 (1995).
- [27] FOSSUM, J. G.; TRIVEDI, V. P. e WU, K., *IEEE International SOI conference, Williamsburg* (IEEE, Piscataway, NJ) 2002.
- [28] BALESTRA, F.; NAZAROV, A. e LYSENKO, V. S.; *Progress in SOI Structures and devices operating at extreme conditions*. Kluwer Academic Publishers. (2002).

- [29] KAWAMOTO, A.; SATO, S. e OMURA, Y.; *IEEE Transactions on electron devices*. **51** 907-913 (2004).
- [30] BENNETT, N. S.; SMITH, A. J.; COLOMBEAU, B.; GWILLIAM, R.; COWERN, N. E. B. e SEALY, B. J.; *Materials Science and Engineering B* **124-125** 305-309 (2005).
- [31] VEERARAGHAVAN, S. e FOSSUM, J. G.; *IEEE Transactions on electrons devices*. **36** 522-528 (1989).
- [32] KRUSEMAN, A. C.; SCHUT, H.; VAN VEEN, A. e FUJINAMI, M.; *Nucl. Instrum. Methods Phys. B* **148** 294-9 (1999).
- [33] MARSH, D. et. al.; *Proceedings of the European MRS Conference* (Materials Research Society, Pittsburg. (1986).
- [34] UEDONO, A.; CHEN, Z. Q.; OGURA, A.; SUZUKI, R.; OHDAIRA, T. e MIKADO, T.; *Journal of Applied Physics* **91** 6488 (2002).
- [35] DALPONTE, M.; BOUDINOV, H.; GONCHAROVA, L. V.; STARODUB, D.; GARFUNKEL, E. e GUSTAFSSON, T.; *Journal of Applied Physics*, **96**, 7388 (2004).
- [36] SAAVENDRA, A. F.; KING, A. C.; JONES, K. S.; JONES, E. C. e CHAN, K. K.; *J. Vac. Sci. Technol. B* **22** 459 (2002).
- [37] SAAVENDRA, A. F.; JONES, K. S.; LAW, M. E.; CHAN, K. K. e JONES, E. C.; *Journal of Applied Physics* **96** 1891 (2002).

[38] ROBINSON, A. K.; REESON, K. J. e HEMMENT, P. F. L., *Journal of Applied Physics* **68** 4340 (1990).

[39] SOUZA J. P. e SADANA D. K.; *Ion implantation of silicon and gallium arsenide. Handbook on Semiconductors*. Volume 3, Elsevier Science B. V., 1994.

[40] ZIEGLER, J. F.; *Handbook of ion implantation technology*. Amsterdam: North-Holland, Elsevier, 1992.

[41] ZIEGLER, J. F., BIRSACK, J. P. e LITTMARK, U.; *The stopping and Range of Ions in Solids*, Volume 1. Pergamon Press, Oxford, 1985.

[42] GHANDHI, S. K.; *VLSI fabrication principles: silicon and gallium arsenide, 2. ed.* New York: John Wiley, 1994.

[43] ZIEGLER, J. F.; SRIM2006. *The Stopping and Range of Ions in Matter*. www.srim.org

[44] CHU, W. K.; MAYER, J. W. e NICOLET, M. A.; *Backscattering Spectrometry*. 1 ed. New York: Academic Press, 1978.

[45] WEYER, G.; NYLANDSTED-LARSEN, A.; DEUTCH, B. I.; ANDERSEN, J. U. e ANTONCIK, E.; *Hyperfine Interactions 1*, 1975.

[46] KAIJAKS, N. S.; *Ion Scattering Spectrometry of III-V Semiconductor Surfaces*, tese de doutorado, Departamento de Física, University of Warwick, Coventry, Reino Unido, 2000.

[47] <http://www.highvolteng.com/>

[48] CHESCOE, D. e GOODHEW, P. J.; *The operation of the transmission electron microscope*. Oxford University Press, 1984.

[49] WILLIAMS, D. B. e CARTER, C. B.; *Transmission Electron Microscopy*. Plenum Press, New York and London.

[50] EDINGTON, J. W.; *Practical Electron Microscopy in Material Science*. Macmillan Press Ltd, London, 1976.

[51] COPPOLA, R.; KLIMIANKOU, M.; MAGNANI, M.; MÖSLANG, A. e VALLY, M.; *Helium bubble evolution in F82H-mod – correlation between SANS and TEM*. Journal of Nuclear Materials [Volumes 329-333, Part 2](#), (2004).

[52] VAN ZANT, P.; *Microchip Fabrication*. New York: McGraw-Hill, 431-2 (2000).

[53] VAN DER PAUW, L.J.; *A method of measuring specific resistivity and Hall effect of discs of arbitrary shape* Philips Research Reports **13**: 1–9. (1958).

[54] [SZE, S.M.](#); *Semiconductor Devices: Physics and Technology*. New York: Wiley. (2001).

[55] PANDEY, K. C.; ERBIL, A.; CARGILL, G. S.; BOHEME, R. F. e VANDERBILT, D.; *Physics Review Letters* **61** 1282 (1998).

[56] ROUSSEAU, P. M.; GRIFFIN, P. B.; FANG W. T. e PLUMMER J. D.; *J. Appl. Phys.* **84** 3593 (1998).

[57] JAEGER R. C.; *Introduction to Microelectronic Fabrication* (Reading, MA: Addison-Wesley) (1988).

[58] RUNYAN, W. R. e BEAN, K. E.; *Semiconductor Integrated Circuit Processing Technology* (Reading, MA: Addison-Wesley) (1994).