

5

Resultados experimentais das linhas litografadas no InP

A combinação de alta densidade, locais seletivos de nucleação e o controle da distribuição de tamanhos de nanoestruturas semicondutoras têm se tornado um desafio no desenvolvimento de dispositivos eletrônicos e ópticos. Em baixos valores de força normal aplicada (poucos μN), é conhecido que deformações mecânicas do cristal de InP são governadas pela geração e propagação de discordâncias.

Este capítulo reporta o estudo da fabricação de linhas litografadas na superfície (100) do substrato de InP através do processo de indentação e o posterior arraste da ponta de diamante sob força constante. O estudo será realizado em função dos parâmetros de controle do microscópio e das direções cristalográficas de nosso substrato. A análise das linhas litografadas será feita com o auxílio de imagens de AFM e MET. Apresenta também o crescimento de nanoestruturas de InAs linearmente orientadas usando a combinação da nanolitografia com o AFM e o crescimento por MOVPE. Foi encontrado que o arranjo das nanoestruturas de InAs depende da orientação cristalográfica da linha riscada. Além disso, também é mostrado que o processo de nucleação está associado com a natureza dos defeitos cristalinos i.e., discordâncias, que resultam do processo de arraste da ponta.

5.1.

Resultados da fabricação de linhas em função dos parâmetros do AFM e das direções cristalográficas do InP

A geometria da ponta é um parâmetro muito importante nesta parte do processo de litografia. Na figura 66, uma imagem de AFM dos riscos realizados ao longo da direção $\langle 110 \rangle$ usando as faces afiada e plana da ponta de diamante e com uma força normal de $77 \mu\text{N}$ é apresentada.

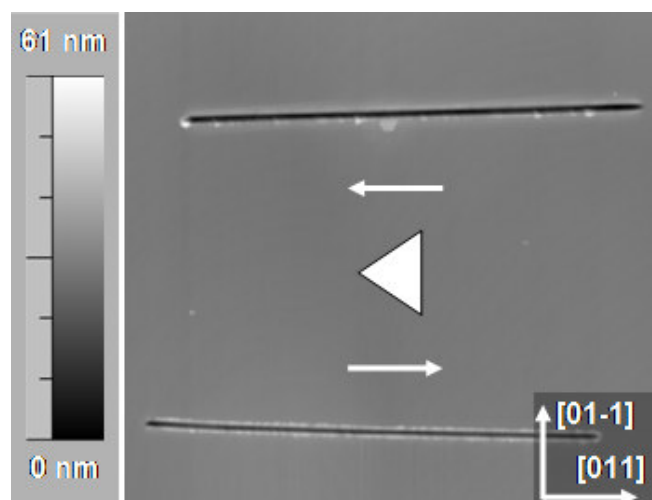


Figura 66 – Imagem de AFM de linhas litografadas com 9 μm de comprimento a uma velocidade de varredura de 2 $\mu\text{m/s}$ na direção $\langle 110 \rangle$ em função da face da ponta de diamante. A força normal usada foi de 77 μN .

Escrever uma linha na superfície do InP com a face afiada da ponta de diamante produz um risco com uma profundidade média de $35,4 \pm 1,32$ nm e uma largura média de $347,0 \pm 14,41$ nm. Parte do InP removido durante o processo de arraste é depositado na extremidade final do risco, como pode ser visto na parte superior da figura 66. No entanto, ao riscar a superfície com a face mais plana do cristal de diamante a ponta do microscópio produz riscos com profundidades médias de $18,9 \pm 0,72$ nm e larguras médias de $322,4 \pm 14,82$ nm. Algum material removido pela ponta fica depositado nas bordas da linha, como observado na parte inferior da figura 66.

Na figura 67 é mostrado o perfil das linhas da figura 66. Pode-se notar que o perfil do risco é bastante homogêneo exceto em suas extremidades. Isso acontece por que para riscar, primeiro a ponta indenta o substrato para em seguida ser arrastada, e assim produzir o risco.

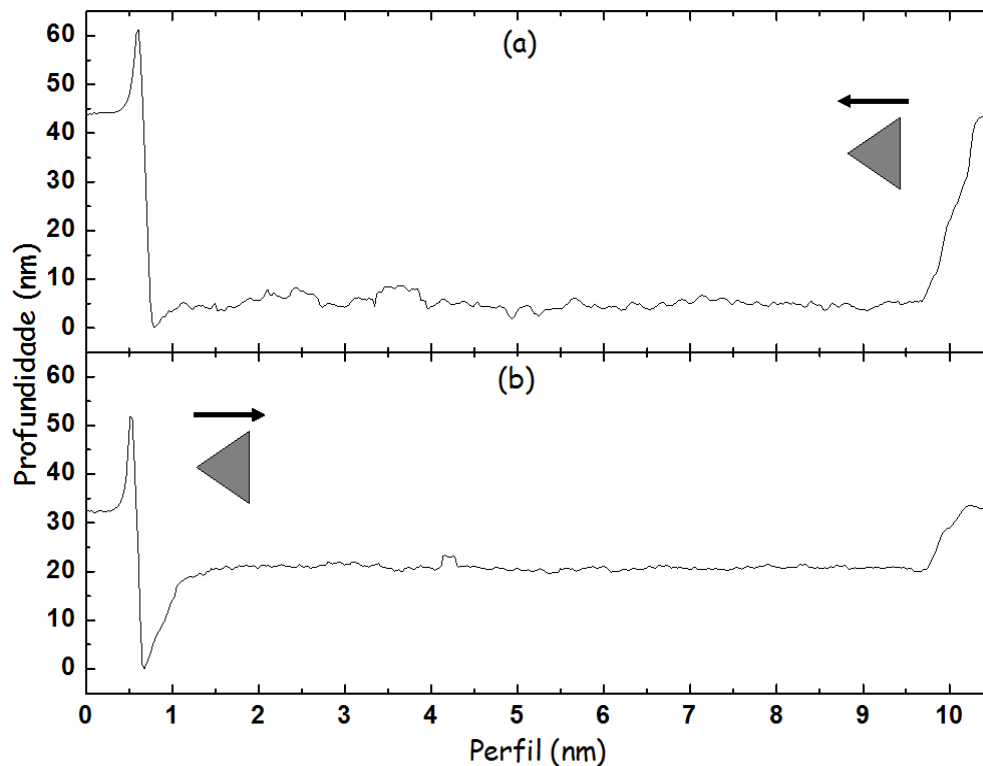


Figura 67 - Perfil correspondente às linhas mostradas na figura 51 quando a ponta risca com a face (a) afiada e (b) plana.

Da figura 67 (a), verifica-se que a ponta indenta à direita da figura e que tanto a indentação quanto o risco produzido possuem a mesma profundidade. Em (b) inicialmente, durante a indentação, a ponta penetra profundamente no material como visto a esquerda do perfil. Verificamos também que a profundidade do risco é muito menor do que a profundidade da indentação.

Mas apenas a geometria da ponta apenas, não explicaria o porquê da existência de uma diferença tão grande entre as profundidades e larguras quando usadas as faces afiada e plana da ponta. Na tentativa de encontrar uma explicação, o monitoramento do *cantilever* de aço inox da ponta foi realizado com o auxílio de um osciloscópio. Através da captura de sinais de deflexão e torção da ponta e do movimento da cerâmica piezoelétrica do AFM, usando um programa escrito em Labview, observamos em tempo real o que acontece. A figura 68 apresenta, os dados experimentais das linhas mostradas na figura anterior. A deflexão do *cantilever* no eixo z e o movimento da cerâmica piezoelétrica do microscópio são mostrados na coluna (a), quando a ponta risca com a face afiada e na coluna (b) com a face plana.

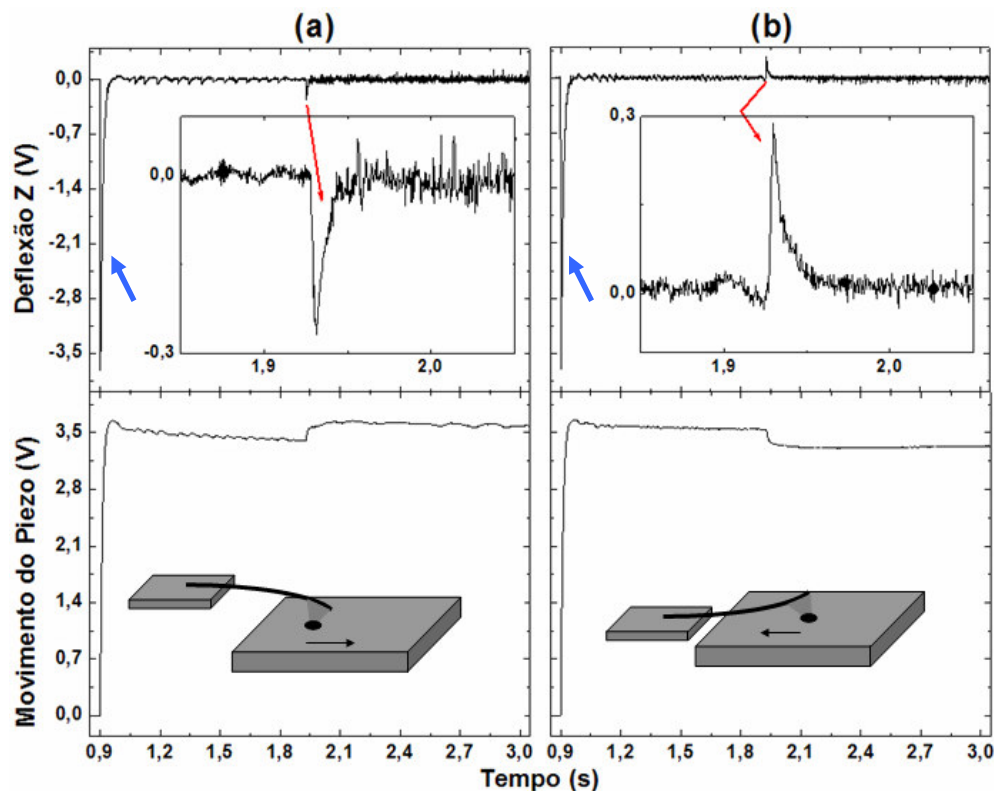


Figura 68 – Gráfico do diâmetro das nanoestruturas de InAs em função da distância entre as mesmas.

Primeiramente, a cerâmica piezoelétrica é estendida de tal forma que o cristal de diamante indenta a superfície até que a força normal desejada é alcançada conforme se observa nos primeiros milésimos de segundo nos gráficos de movimento do piezo e de deflexão, este indicado pela seta azul. Quando o arraste da ponta é iniciado, uma deflexão no *cantilever* de aço ocorre devido à força de resistência ao movimento aplicada pelo material na ponteira do microscópio. Ao riscar a amostra com a parte afiada da ponta, a força de resistência entorta a haste da ponta para baixo ocasionando uma mudança de posição do feixe de laser refletido na parte superior do *cantilever* que é direcionado ao fotodetector do microscópio. Isto pode ser notado na ampliação do gráfico de deflexão da figura 68(a). Para corrigir a mudança na posição do laser, o sistema de retro alimentação do AFM empurra ainda mais a amostra contra a ponta aumentando a força normal aplicada na superfície. Isto é observado no gráfico do movimento da cerâmica piezoelétrica mostrando a sua correção. Como consequência de todo esse processo, um risco mais profundo é criado.

Quando a amostra é riscada com a face plana da ponta de diamante, o material empurra a ponta com uma força contrária ao movimento fazendo com que a haste se dobre para cima, mudando novamente o sinal do laser no detector. O sistema *de feedback* do microscópio ao tentar corrigir este erro afasta a amostra da ponta retraindo a cerâmica e assim reduzindo a força normal aplicada pela ponta. Devido a isso, a profundidade do risco diminui. Dessa forma, podemos afirmar que a força normal efetiva aplicada no substrato é diferente ao se riscar com a face afiada ou plana da ponta. A força real aplicada quando o risco é feito com a face afiada é maior que a força real aplicada quando o risco é feito com a face plana.

O efeito da força normal na criação das linhas foi analisado para valores na faixa de $26 \pm 1 \mu\text{N}$ a $260 \pm 1 \mu\text{N}$. Riscos com $9 \mu\text{m}$ de comprimento, como os apresentados na figura 51, foram feitos com uma velocidade de varredura de $2 \mu\text{m/s}$. Como pode ser notado na figura 69, tanto a profundidade quanto a largura dos riscos aumenta com o aumento da força normal independente da face da ponta. Todavia, os riscos feitos com a face afiada são mais profundos do que aqueles feitos com a face plana. As profundidades foram medidas tomando-se como referência a altura média da superfície do InP fora da área litografada.

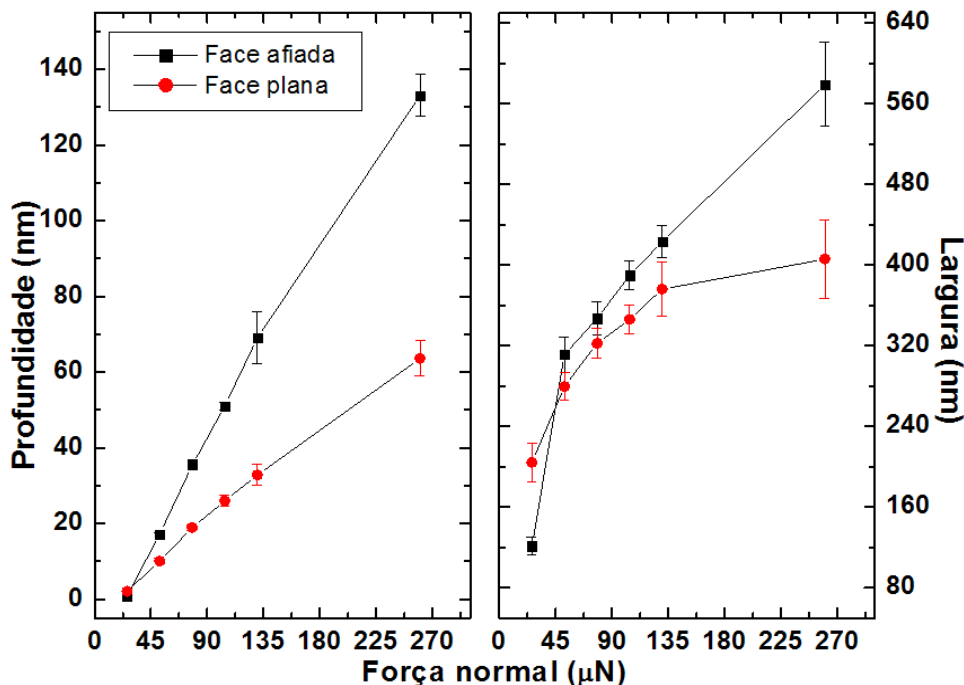


Figura 69 – Gráfico da profundidade e do diâmetro das linhas litografadas em função da força normal aplicada, comparando o efeito gerado em função da face da ponta.

As larguras das linhas também aumentam com o aumento da força normal. Uma comparação entre as linhas e a geometria da ponta mostra que a razão profundidade-largura dos riscos difere da geometria da ponta, uma vez que a largura dos riscos é maior que o que seria esperada pela geometria da ponta. Este efeito pode ser explicado pela deflexão induzida na haste de aço inox da ponta de diamante durante o processo de arraste⁷⁶.

Um outro fator muito importante e considerado aqui é a direção de varredura da ponta em relação a uma orientação cristalina do substrato de InP.

Na figura 70, uma imagem de AFM dos riscos realizados ao longo da direção $\langle 100 \rangle$ usando as faces afiada e plana da ponta e com uma força normal de $77 \mu\text{N}$ são apresentados.

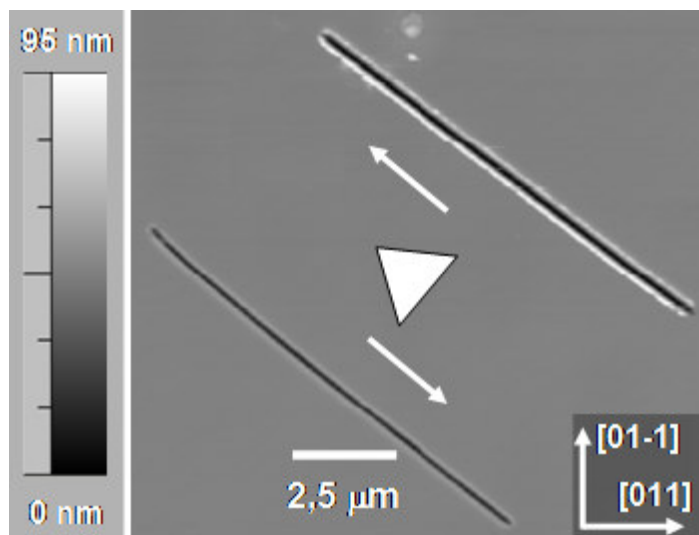


Figura 70 – Micrografia de AFM mostrando riscos criados na superfície do InP com as duas diferentes faces da ponta na direção $\langle 100 \rangle$ do substrato.

Escrever uma linha na superfície do InP na direção $\langle 100 \rangle$ com a borda afiada produz um risco com uma profundidade média de $43,5 \pm 0,28 \text{ nm}$ e uma largura média de $239,1 \pm 27,85 \text{ nm}$. Riscar a superfície com a face plana da ponta produz riscos com profundidades médias de $18,32 \pm 2,475 \text{ nm}$ e larguras médias de $233,8 \pm 12,02 \text{ nm}$. Resíduos do InP removidos durante o processo de arraste são empurrados para as laterais do risco.

A figura 71 apresenta uma comparação das profundidades e larguras das linhas litografadas em função da direção cristalográfica do InP. Neste caso, foram usadas linhas litografadas apenas com a face afiada da ponta, já que a

tendência nas curvas obtidas são semelhantes, descontando apenas as diferenças de profundidade e largura já esclarecidas no caso anterior.

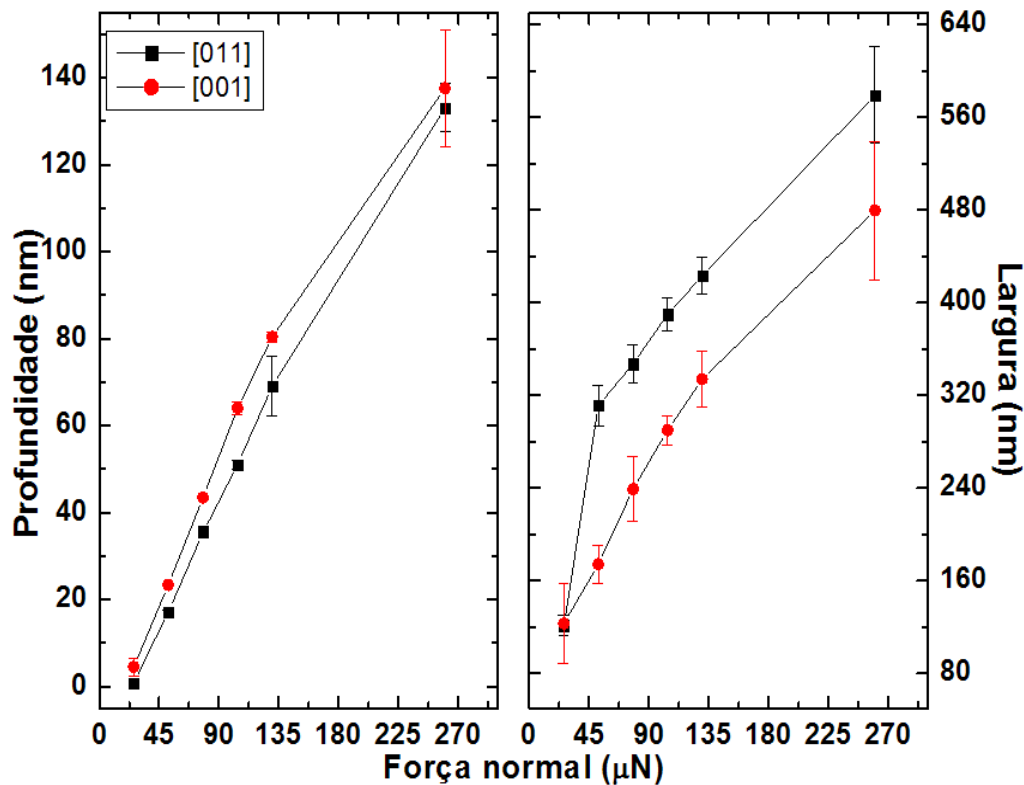


Figura 71 – Gráfico da profundidade e do diâmetro das linhas litografadas em função da força normal aplicada, comparando o efeito gerado em função da direção cristalográfica do substrato.

Como mostra o gráfico de profundidades da figura 71, com o mesmo valor de força é possível riscar a amostra com uma profundidade ligeiramente superior na direção $\langle 100 \rangle$. Como se poderia presumir, tanto a profundidade quanto a largura dos riscos aumenta com o aumento da força normal independente da direção cristalográfica. Entretanto, os riscos feitos com na direção $\langle 110 \rangle$ tornam-se mais largos que aqueles produzidos na direção $\langle 100 \rangle$ à medida que a força normal aumenta.

Uma possível explicação para este fato pode estar na torção a qual o *cantilever* é submetido após a indentar e iniciar o arraste da ponta no substrato. Os gráficos da figura 72 apresentam os dados experimentais do movimento da cerâmica e da torção do *cantilever* em dois momentos distintos: ao indentar a superfície e ao iniciar a etapa de produção da linha em duas direções cristalográficas do InP.

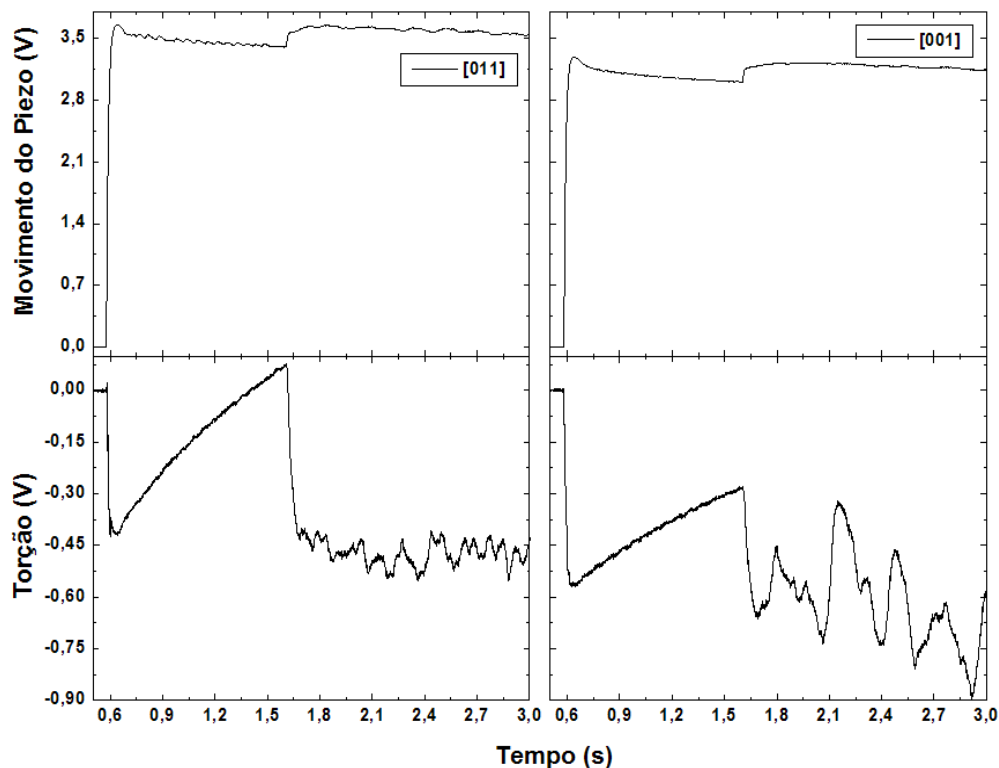


Figura 72 – Gráfico da torção do cantilever e do movimento da cerâmica piezoelétrica em função do tempo de produção do risco com a ponta de diamante, em função da direção cristalográfica do InP.

Pode-se notar na figura 72 que as curvas de torção são semelhantes durante a etapa de indentação salvo uma diferença entre os valores de torção. Isso está correlacionado com os gráficos de movimento da cerâmica piezoelétrica, no momento em que a amostra é empurrada contra a ponta de diamante.

Ao riscar o substrato com a face afiada do diamante em direções diferentes do InP, a torção sofrida pela ponta não é a mesma nos dois casos apresentados aqui. O movimento lateral da ponta no caso da direção [011] é muito mais suave em comparação com a direção [001]. Esse movimento justificaria o fato de a linha litografada na direção [011] ter uma largura média maior que na outra direção em praticamente todo o regime de forças usado nesta experiência. A diferença entre as profundidades vem do processo de relaxação do material após a passagem da ponta, fazendo com que a região deformada elasticamente se restaure diminuindo ligeiramente a profundidade.

5.2.

Resultado de linhas litografadas paralelamente

Com o entendimento do mecanismo de produção das linhas litografadas na superfície do InP, através dos parâmetros do AFM, um estudo mais aprofundado em relação ao que acontece com o substrato se faz necessário. Nesta etapa do trabalho, linhas foram litografadas com uma força normal de 77 μN . Duas velocidades de riscagem e duas direções cristalográficas foram escolhidas com respeito aos mais favoráveis planos de clivagem. As velocidades com que a ponta produzia os riscos foram de 30 $\mu\text{m/s}$ e 120 $\mu\text{m/s}$. Eles foram feitos ao longo das direções [011] e [001], correspondendo a um ângulo de riscagem de 0° e 45° , respectivamente. Além disso, os riscos foram feitos com as faces plana e afiada da ponta de diamante. Estas variáveis foram estudadas com um padrão contendo três conjuntos de linhas diferentes.

Cada conjunto contém 15 linhas com igual distanciamento, sempre com a ponta riscando na mesma direção e com a mesma face. Cada região da amostra era feita com três conjuntos cujas distâncias são: 257 nm, 533 nm e 1046 nm.

A figura 73 ilustra uma parte do padrão desenhado na amostra de InP, litografada com as características já citadas, onde a face afiada da ponta foi utilizada para criar o padrão, com uma velocidade de 120 $\mu\text{m/s}$.

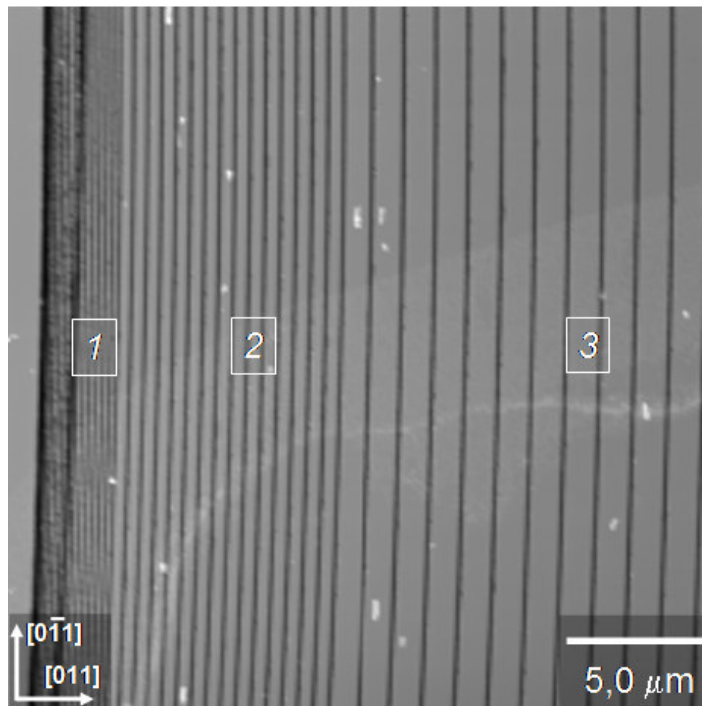


Figura 73 – Imagem de AFM ilustrando os 3 conjuntos com diferentes distâncias entre as linhas litografadas representados por 1, 2 e 3. Respectivamente, as distâncias nominais são: 257 nm, 533 nm e 1046 nm. O eixo z da imagem é de 80 nm.

As linhas da figura 73 foram riscadas ao longo da direção $[0-11]$ com periodicidade na direção $[011]$. A figura 73 exibe os três conjuntos de linhas onde os espaçamentos foram variados.

Foi observado que, de um modo geral, cinco fenômenos ocorrem quando semicondutores e silicatos são riscados⁷⁷. O primeiro regime é puramente elástico. Ele é seguido por um regime elasto-plástico. O terceiro leva em consideração a fratura no interior do material e que depende fortemente da geometria da ponta⁷⁷. Isto inclui a formação de fraturas laterais ao risco. Além disso, fraturas radiais são criadas. Finalmente, a criação de lascas e *debris* são observadas. Durante a produção dos riscos, uma grande variedade de defeitos tais como discordâncias, bandas de discordâncias e/ou novas fases são geradas.

A figura 74 apresenta o resultado morfológico das linhas litografadas em dois dos três conjuntos de linhas com a face afiada da ponta de diamante.

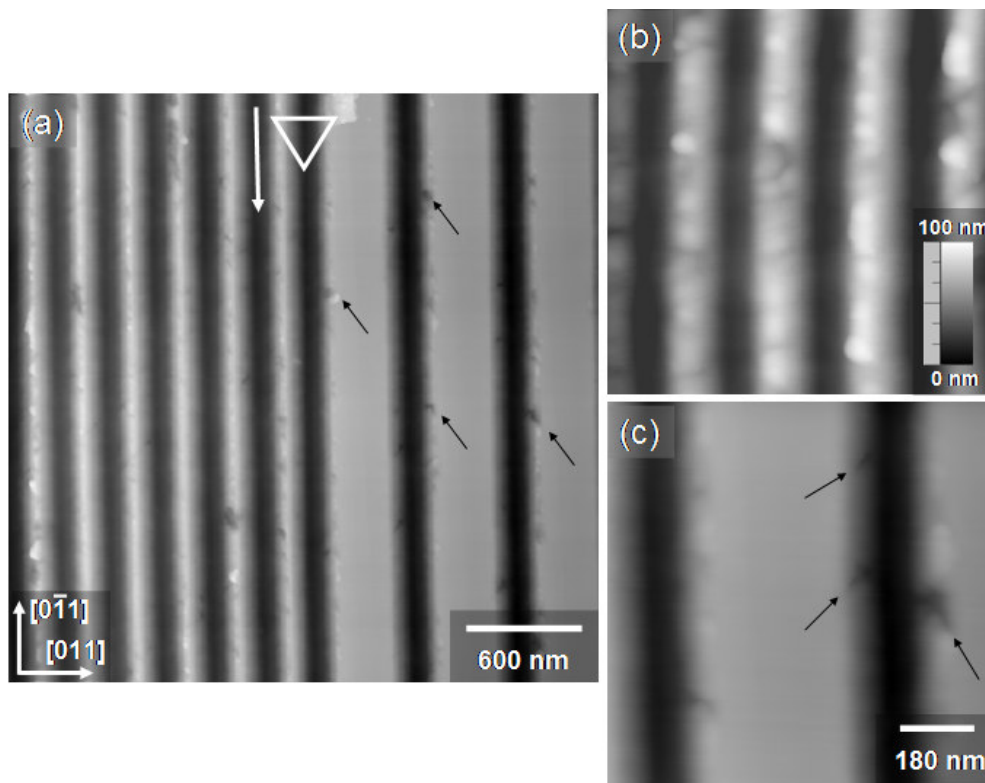


Figura 74 – Linhas litografadas com a face afiada da ponta na direção [01-1]. (a) Parte dos conjuntos de linhas 1 e 2 são mostrados e a seta branca indica a direção do risco. As setas escuras mostram fraturas radiais. Ampliações do conjunto 1 (b) e do conjunto 2 (c) também são mostradas.

As linhas foram feitas com uma velocidade de 30 $\mu\text{m/s}$ ao longo da direção [01-1], como indica a seta branca na figura 74(a). Na região onde as linhas estão mais espaçadas entre si, alguns defeitos característicos acompanham os riscos. Eles estão indicados pelas setas pretas e representam fraturas radiais ao longo da linha. Praticamente não há material nas bordas das linhas e das imagens da figura 74 não são visíveis bandas escorregadas. Não é possível afirmar se lascas foram geradas ao longo das linhas. A figura 74(b) apresenta uma ampliação da região em que as linhas estavam com distâncias entre si de 257 nm. Neste caso, devido à proximidade das linhas, um efeito combinado das fraturas radiais de riscos vizinhos é observado. Em algumas regiões, partes do material são quebradas na superfície gerando algumas lascas que correspondem às regiões escuras notadas entre dois riscos consecutivos. Na figura 74(c), são mostradas as linhas com espaçamento intermediário, de 533 nm. Pode-se notar que existe pouco material nas bordas da linha, indicando que bandas de discordâncias não são criadas. Do lado esquerdo das linhas as

fraturas radiais se propagam na direção $[00-1]$ e do lado direito na direção $[010]$, como mostram as setas.

Com o objetivo de analisar o efeito da direção cristalográfica do InP na produção das linhas, a figura 75 apresenta uma série de imagens das linhas riscadas ao longo da direção $[00-1]$, com a face afiada da ponta.

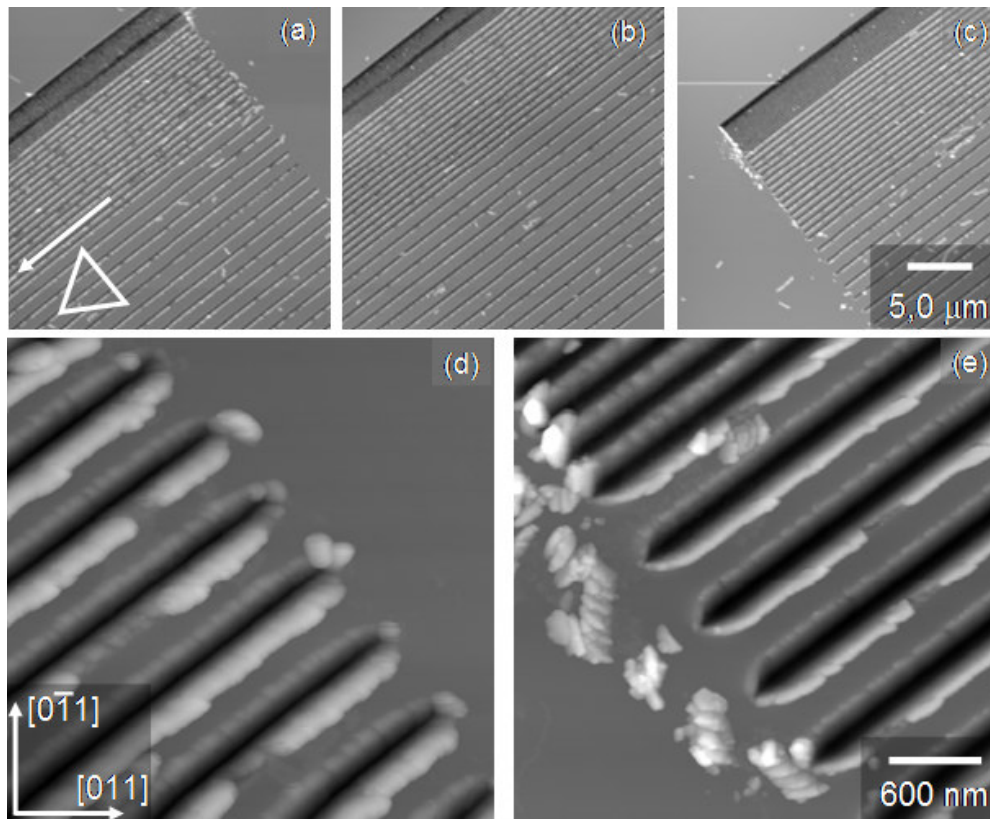


Figura 75 – Riscos criados na direção $[00-1]$ com $30 \mu\text{m/s}$. As imagens (a), (b) e (c) representam a região inicial, central e final das linhas litografadas, respectivamente. Em (d) e (e) ampliações das linhas quando a ponta indenta e começa a riscar e quando termina de litografar as linhas. O eixo z das imagens é de 126 nm.

As imagens de AFM da figura 75(a), (b) e (c) apresentam a morfologia dos três conjuntos de riscos no começo no meio e no final das linhas, respectivamente, ao longo da direção $[00-1]$ como mostra seta branca na figura 75(a). Elas fornecem uma idéia geral do que acontece entre as linhas nos três diferentes espaçamentos. Na imagem (a), algum material é notado bem no começo das linhas. Este material é proveniente da indentação que   realizada antes que a ponta comece a riscar a superfície. Na imagem (c),   possível observar material que foi arrancado pela ponta acumulado entre as linhas. Ainda

nesta imagem é observado que muito pouco material fica acumulado no final dos riscos. Observando as três imagens, pode-se notar novamente que existe uma linha mais profunda no meio do conjunto 1, atravessando este padrão em diagonal.

As imagens (d) e (e) da figura 75, mostram uma ampliação das imagens (a) e (c), respectivamente. A imagem (d) mostra a morfologia dos riscos produzidos com distâncias de 533 nm no ponto em que a amostra é indentada e o risco é iniciado. É observado que existe uma quantidade muito maior de material na borda inferior do que na borda superior dos riscos. A imagem (e) mostra a região aonde os riscos são terminados e ponta é afastada da superfície para iniciar um novo risco. *Debris* são observados no fim das linhas litografadas em relação a parte inicial dos riscos. Novamente, é observada uma quantidade muito maior de material na borda inferior do que na borda superior dos riscos. Na verdade, isto ocorre ao longo de todo o risco.

Para analisar com mais detalhes o que poderia estar acontecendo na lateral das linhas litografadas, a região central do padrão foi estudada com mais detalhes. A figura 76 apresenta uma imagem de AFM da desta região aonde dois conjuntos de linhas são mostrados.

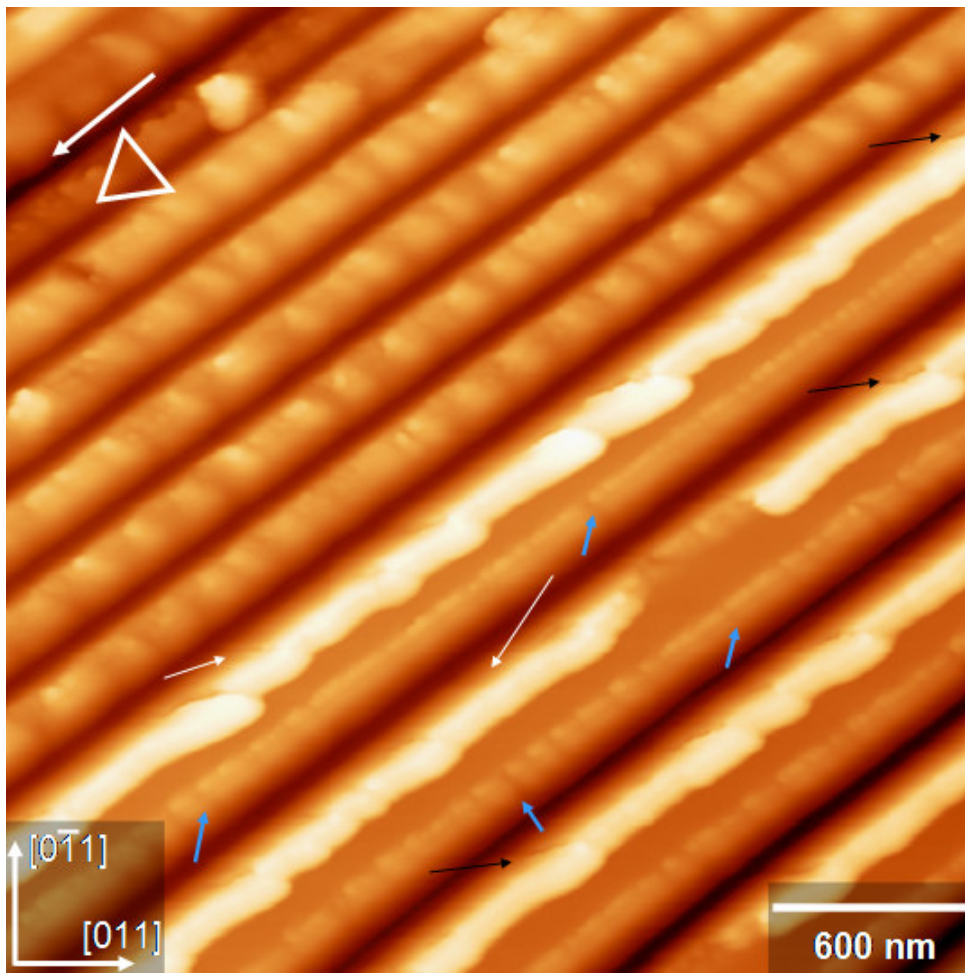


Figura 76 – Riscos criados na direção [00-1] com 30 $\mu\text{m/s}$. As setas brancas apontam bandas de discordância e as pretas indicam fraturas geradas pela ponta ao riscar a superfície. O eixo z é de 126 nm.

Nos dois padrões mostrados na figura 76, duas diferenças majoritárias são visíveis. Ao olhar mais atentamente a região que contém as linhas mais espaçadas algumas fraturas, apontadas pelas setas pretas, são visíveis e apenas aparecem na borda inferior das linhas. Ainda nestas bordas, bandas de discordâncias são notadas e indicadas pelas setas brancas. Estas bandas possuem uma periodicidade de aproximadamente 25 nm ao longo de todo o risco e apontam na direção [011] do InP. Nas bordas superiores, estas bandas possuem a mesma periodicidade apontando na direção [0-1-1]. Nestas bordas uma quantidade menor de material fica acumulado e linhas escorregadas regulares, indicadas na imagem pelas setas azuis, são observadas com uma separação média de 80 nm e estão apontando para a direção [0-10].

No outro conjunto de linhas da figura 76, as linhas litografadas estão muito próximas umas das outras o que acaba provocando uma interação entre as discordâncias produzidas por cada risco. Pequenos bloquinhos que são espaçados por linhas de planos escorregados são observados. Eles possuem uma periodicidade de 150 nm ao longo das linhas e são perpendiculares à direção de varredura da ponta. Isto é notado ocorrer entre todas as linhas deste conjunto.

A figura 77 apresenta imagens de AFM de riscos produzidos nas duas direções já estudadas, mas com uma velocidade de riscagem de 120 $\mu\text{m/s}$.

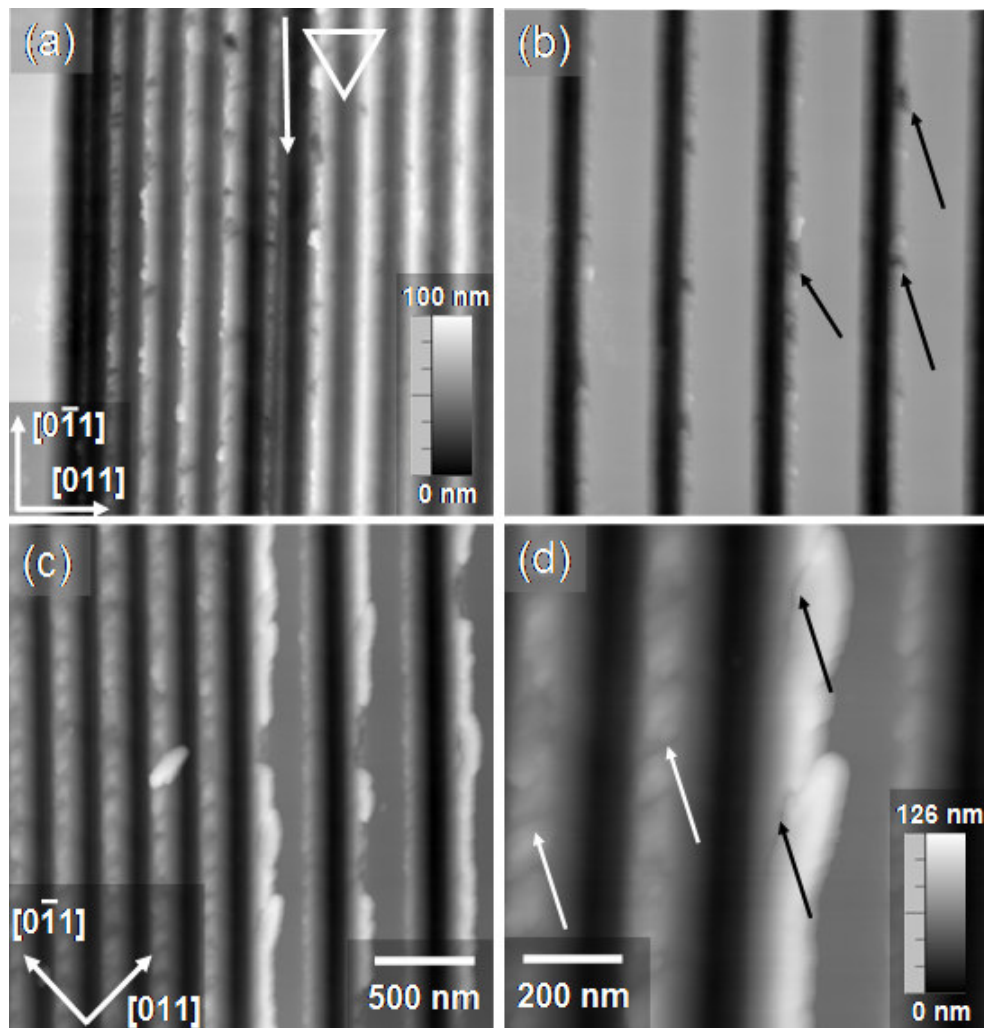


Figura 77 - As imagens (a) e (b) são de riscos criados ao longo de $[01-1]$ e as imagens (c) e (d) ao longo de $[00-1]$ com 120 $\mu\text{m/s}$. As setas mostram os efeitos gerados pelos riscos.

As imagens mostradas nas figuras 77(a) e (b) são referentes a linhas litografadas na direção [01-1]. Nestas imagens não se notam diferenças significativas que tenham sido introduzidas com o aumento da velocidade da ponta ao riscar. As mesmas fraturas radiais características que apareceram quando a velocidade foi de 30 $\mu\text{m/s}$, propagando na direção [00-1] e na direção [010] são aparentes na figura (b), indicadas nas setas pretas. Aqui também não há material nas bordas das linhas e não são observadas bandas escorregadas.

Nas figuras 77(c) e (d) as linhas foram produzidas na direção [00-1]. Neste caso algumas diferenças em relação aos riscos realizados com a velocidade de 30 $\mu\text{m/s}$ são percebidas. A imagem (c) mostra as linhas feitas com distâncias de 257 e 533 nm e a imagem (d) mostra a região limite entre esses conjuntos. Na lateral esquerda das linhas mais afastadas, pouco material fica acumulado nas bordas e linhas escorregadas regulares são observadas com uma separação média de 80 nm e estão apontando para a direção [0-10], como no caso da velocidade menor. Na imagem (d) as setas indicam as diferenças observadas. As pretas mostram as fraturas radiais e as setas brancas às linhas de planos escorregados. Mas estas linhas, ao contrario do padrão feito com uma velocidade menor, se apresentam com um ângulo de aproximadamente 45 graus em relação à direção do risco. No entanto, bandas de discordâncias não são mais presenciadas.

Tendo observado o que acontece ao variar a direção dos riscos relativos a orientação cristalográfica do InP, a influência da geometria da ponta sobre as linhas litografadas se faz necessária. Para isto, o mesmo padrão criado com a face afiada da ponta foi produzido com a face plana. A figura 78 apresenta o resultado da litografia realizada com a face plana da ponta nas duas direções cristalográficas consideradas aqui: [0-11] e [001].

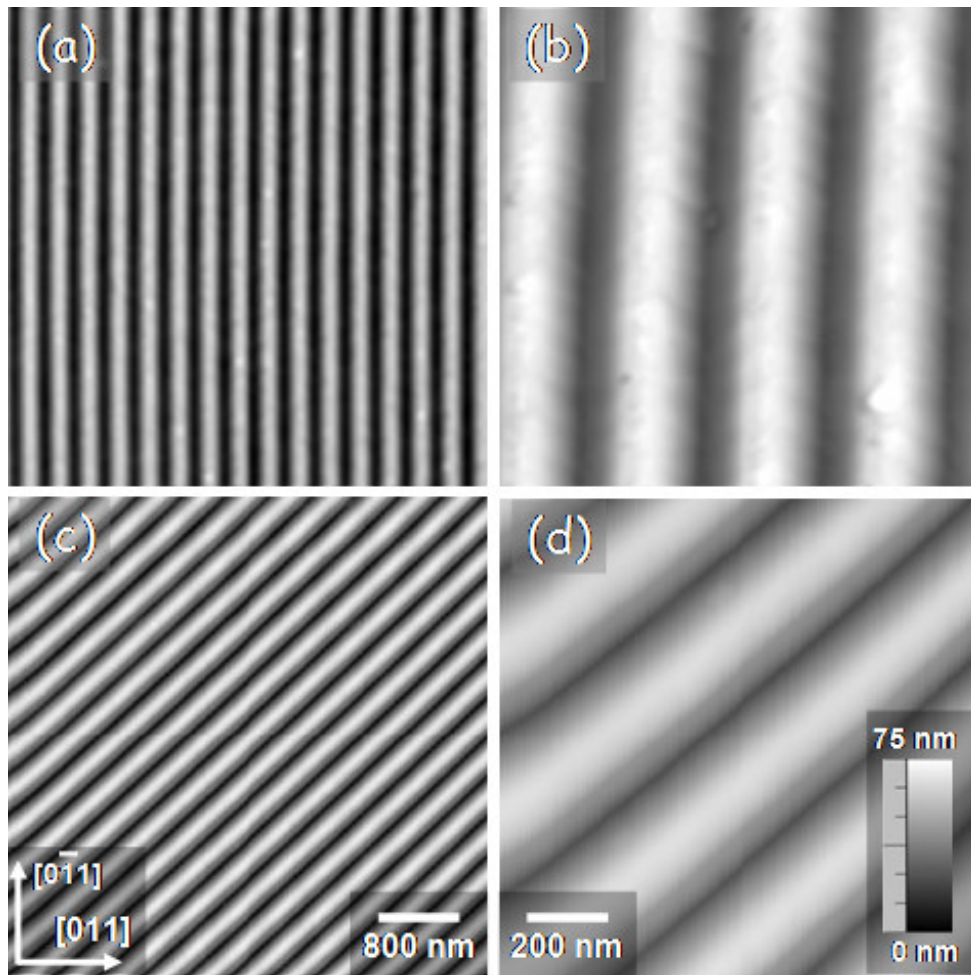


Figura 78 – As imagens (a) e (b) são de riscos criados ao longo de $[0-11]$ e as imagens (c) e (d) ao longo de $[001]$ com $120 \mu\text{m/s}$. Eles foram produzidos com a face plana da ponta e com uma distância média de 257 nm entre as linhas.

A figura 78(a) corresponde a linhas litografadas na direção $[0-11]$ com a face plana da ponta e a figura 78(b) sua respectiva ampliação. Chama a atenção de que as linhas litografadas nesta configuração não apresentam o empilhamento de nas bordas das linhas. Fraturas radiais são notadas ao longo da de todas as linhas e com uma periodicidade de aproximadamente 80 nm . Os *debris* que são produzidos se acumulam no fim das linhas litografadas não são mostrados nas imagens. Quando o risco foi realizado na direção $[001]$, não se observam pontos característicos nas imagens (c) e (d) da figura 78.

Comparando os resultados observados com as imagens de AFM quando as linhas foram litografadas ao longo das direções $[01-1]$ e $[00-1]$ algumas características substanciais foram visualizadas. Para começar, bandas de discordâncias não são observadas na direção $[01-1]$, porém elas são vistas em

ambas as laterais dos riscos quando na direção $[00-1]$, utilizando a face afiada da ponta enquanto que com a face plana estas bandas desaparecem. A velocidade de varredura da ponta parece não influenciar fortemente a geometria dos riscos.

Para investigar o que estaria acontecendo no interior do substrato durante a produção das linhas, as amostras foram examinadas através da técnica de microscopia de transmissão. Um FIB foi usado para preparar as amostras litografadas conforme o processo descrito no capítulo três. As imagens de sessão transversal obtidas no MET são ideais para analisar os padrões criados pelos riscos abaixo da superfície.

A figura 79 apresenta uma imagem de seção transversal agrupada com um perfil tridimensional de AFM das linhas litografadas nos conjuntos 1 e 2, cujas distâncias entre as linhas são de 257 e 533 nm. Os riscos são perpendiculares ao plano da imagem, e eles foram feitos a uma velocidade de $120 \mu\text{m/s}$ com a face afiada da ponta, onde a direção de riscagem foi de $[01-1]$.

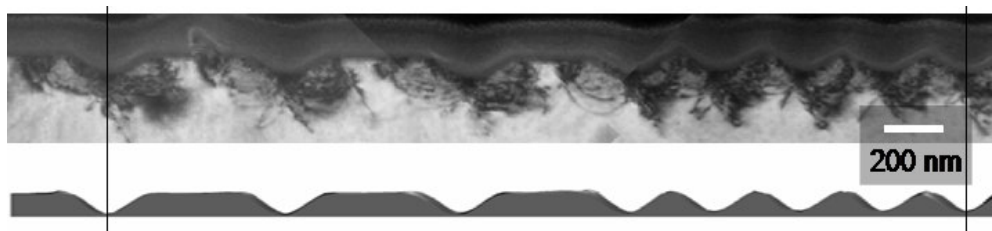


Figura 79 – Acima, imagem de MET mostrando os defeitos estruturais e abaixo uma imagem de AFM mostrando a morfologia da superfície resultantes de riscos gerados na superfície (100) do InP ao longo da direção $\langle 110 \rangle$.

A imagem superior na figura 79 é referente a uma imagem de sessão transversal tirada com o MET, mostrando os defeitos estruturais gerados pela ponta no interior do substrato de InP. Esta é uma imagem de campo claro que foi tomada com um vetor de rede recíproca $\mathbf{g} = 110$, projetada na direção $[011]$. A imagem inferior corresponde à topografia em 3D gerada por AFM, correspondente aos riscos mostrados na imagem de MET. A escala das imagens é a mesma na direção horizontal.

Para observar melhor os resultados da litografia, a figura 80 ilustra a ampliação de um dos riscos do conjunto 2 mostrados na figura 79.

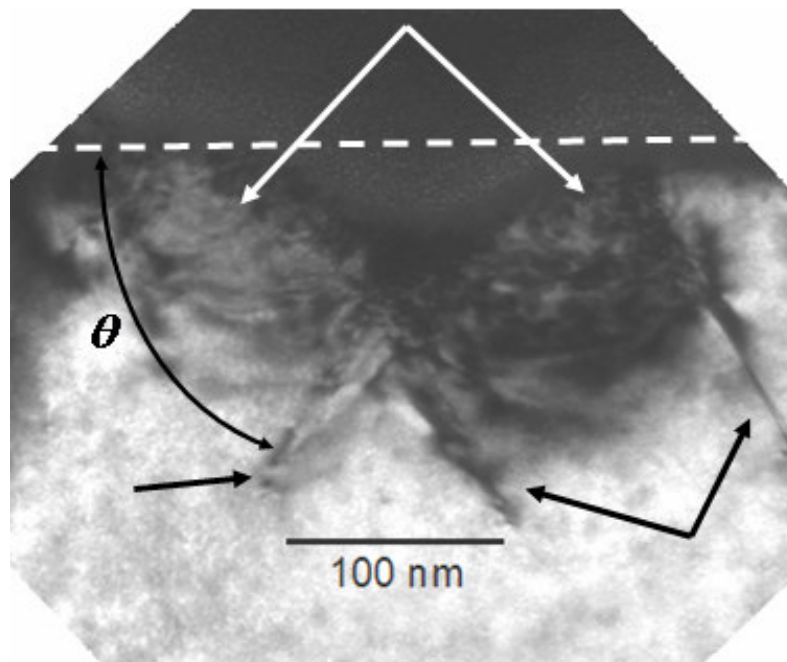


Figura 80- Ampliação de um risco gerado na superfície (100) do InP ao longo da direção $\langle 110 \rangle$ da figura 76. A linha de discordância criada pelo risco faz um ângulo θ de aproximadamente 54° com a superfície.

Discordâncias podem ser vistas até 200 nm no interior do substrato em relação à superfície sobre a deformação residual após a riscagem. Duas regiões podem ser distinguidas na imagem. A primeira delas, uma região de discordâncias altamente desordenada que se estende cerca de 150 nm abaixo da superfície é observada. Ela está diretamente localizada sobre o local por onde a ponta passou criando o risco, como mostram as setas brancas na figura 80. A segunda, linhas de discordâncias bem definidas que se estendem até aproximadamente 200 nm sob a superfície são observadas. Estas linhas de discordância fazem um ângulo θ de aproximadamente 54° com a superfície (100) do InP coberta com platina, indicando que ela está alinhada em um plano $\{111\}$ equivalente, que é o plano preferencial de escorregamento para a estrutura *zincblende* do InP.

Para entender de que forma estes planos escorregaram, e que outros tipos de discordâncias podem ter sido geradas com a passagem da ponta pela superfície do InP com a força aplicada de 77 μN , outras imagens de microscopia de transmissão foram feitas. A figura 81 trás imagens de campo claro da mesma região dos riscos ao longo da direção $[01-1]$ em diferentes condições de difração.

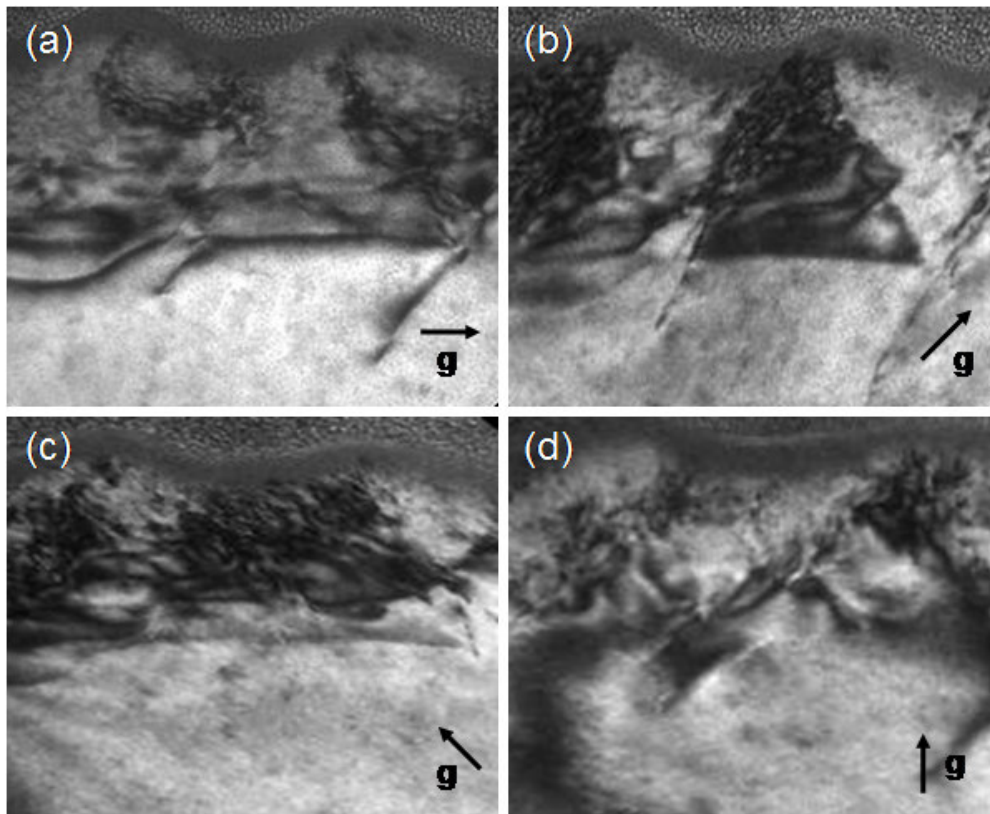


Figura 81 - Imagens de MET de campo claro de um mesmo risco ao longo da direção $[01-1]$ sob diferentes condições. (a) $g = [1-10]$, (b) $g = [0-11]$, (c) $g = [011]$, (d) $g = [101]$.

Observando a figura 81 detalhadamente, variando a direção do vetor g , é possível verificar que existem discordâncias ao longo de três direções, fazendo a análise do produto escalar entre os vetores de rede recíproca g e o vetor de Burgers b das discordâncias.

Na figura 81(a), todas as discordâncias são visíveis. Nas figuras 81(b), (c) e (d) algumas delas se tornam invisíveis. Dessa forma, o vetor de Burgers é paralelo à linha de discordância em todos os casos. Todas as discordâncias observadas aqui são do tipo parafuso ou espiral. Outras duas condições do vetor g são mostradas na figura 82.

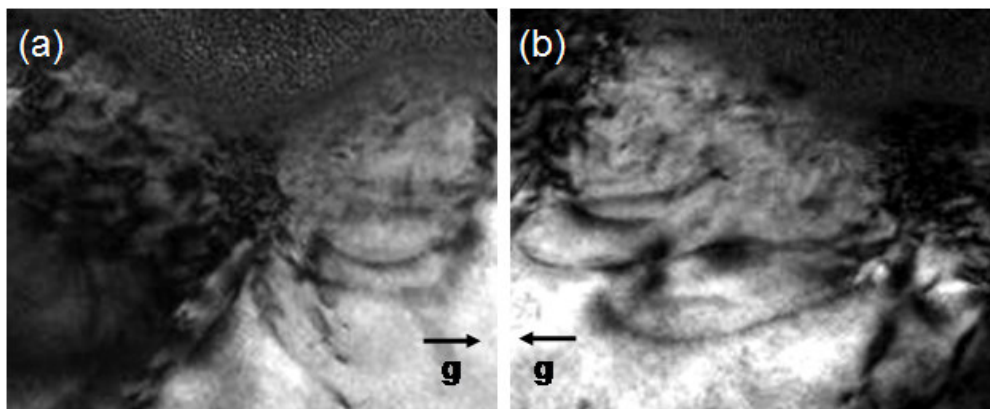


Figura 82 - Imagens de MET sob condições de difração opostas. Em (a) $g = [1-10]$ e a metade direita da borboleta ou braço de roseta, é clara. Em (b) $g = [-110]$ e a metade esquerda é clara.

As imagens mostradas na figura 82 indicam que, nas condições de difração onde $g = [1-10]$ e $g = [-110]$, durante o processo de riscagem a parte central do material logo a frente da face afiada da ponta avança com respeito ao substrato. Isto cria uma rotação local para frente que é assimétrica nestas condições de visualização com o MET. A rotação da rede é dominante e explica o fato de predominantemente discordâncias do tipo parafuso serem notadas.

Ao analisar as linhas litografadas na direção cristalográfica $[001]$ do cristal de InP, usando a velocidade de $120 \mu\text{m/s}$, e a face afiada da ponta, os resultados são completamente diferentes. A figura 83 apresenta os riscos no conjunto 1 das linhas litografadas.

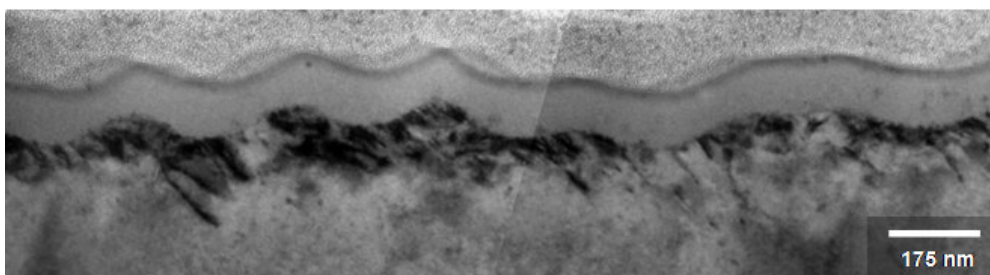


Figura 83 - Imagem de MET de campo claro dos riscos ao longo da direção $[00-1]$ sob a condição de $g = [220]$.

Da figura 83, nota-se um padrão de discordâncias muito diferentes daquele encontrado para o caso de riscos criados ao longo da direção $\langle 110 \rangle$. Pode-se observar uma assimetria que implica que um plano inclinado escorregado é preferencial. Isto acontece por que riscar na direção $[001]$ os planos de

escorregamento $\{111\}$ não são rodados como no caso anterior, causando um endurecimento local. Para dissipar toda a energia que as faces da ponta induz no substrato, um aquecimento local acontece e as poucas discordâncias introduzidas durante o risco são curadas.

Dessa forma, pode-se concluir que para o substrato de InP, a geometria da ponta e a direção cristalográfica do substrato influenciam extensivamente os padrões observados tanto na superfície, do ponto de vista das imagens de AFM, quanto no interior do material, do ponto de vista das imagens de MET.

5.3.

Resultado da análise dos quadrados litografados

A litografia feita em áreas quadradas de $60 \times 60 \mu\text{m}^2$, com 256 linhas foram criadas com uma taxa de varredura de 1 Hz, o que significa que a ponta risca a superfície com uma velocidade de $120 \mu\text{m/s}$. Para isso, coloca-se a ponta de diamante em contato com a superfície e ajusta-se o valor da força normal acima que geralmente é usado para fazer uma imagem, riscando assim a superfície. A figura 84 apresenta uma imagem de MEV de uma região com as características acima, onde as linhas foram criadas com uma força de $77 \mu\text{N}$.

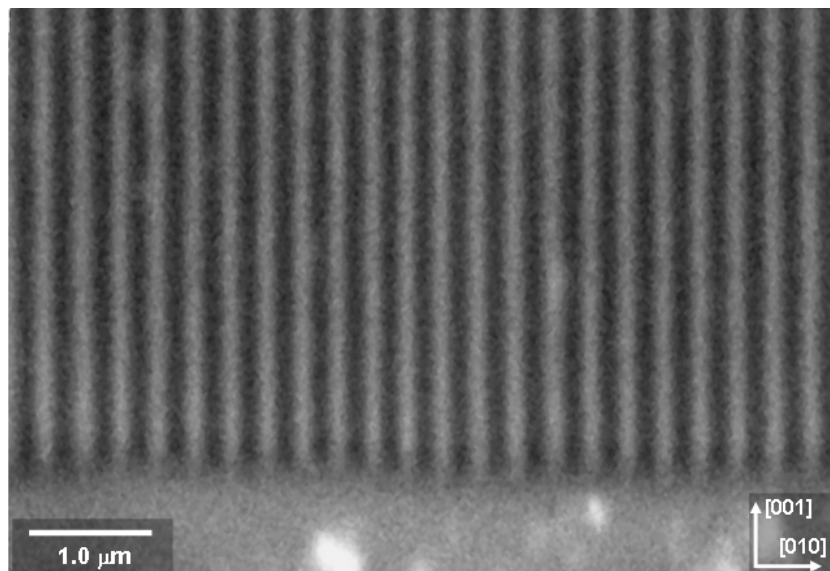


Figura 84 – Imagem de SEM de linhas paralelas riscadas pela ponta de diamante do AFM no substrato de InP, ao longo da direção [001], usando uma força normal de $77 \mu\text{N}$.

A figura 84 apresenta parte de um padrão com 256 linhas paralelas riscada na superfície do InP. As linhas foram riscadas ao longo da direção [001] do substrato, com periodicidade na direção [010]. A largura e profundidade média das linhas são 210 nm e 35 nm respectivamente. Como se pode notar na figura 84, os riscos obtidos são regulares e podem ser utilizados em um processo reprodutível de litografia.

Ao explorar o perfil de todo o quadrado litografado, confirma-se que o padrão das linhas não é tão paralelo quanto parece na imagem mostrada na figura 84. Uma análise mais cuidadosa de outras regiões do quadrado como, por exemplo, suas bordas e a região mais central mostra que a ponta de diamante não risca a superfície de forma paralela e que ao iniciar um ciclo de varredura a ponta não retorna pelo mesmo caminho traçado na ida. A figura 85 apresenta imagens de AFM de três regiões distintas de um quadrado litografado no substrato aonde as linhas foram riscadas ao longo da direção [01-1] do substrato de InP, com periodicidade na direção [011].

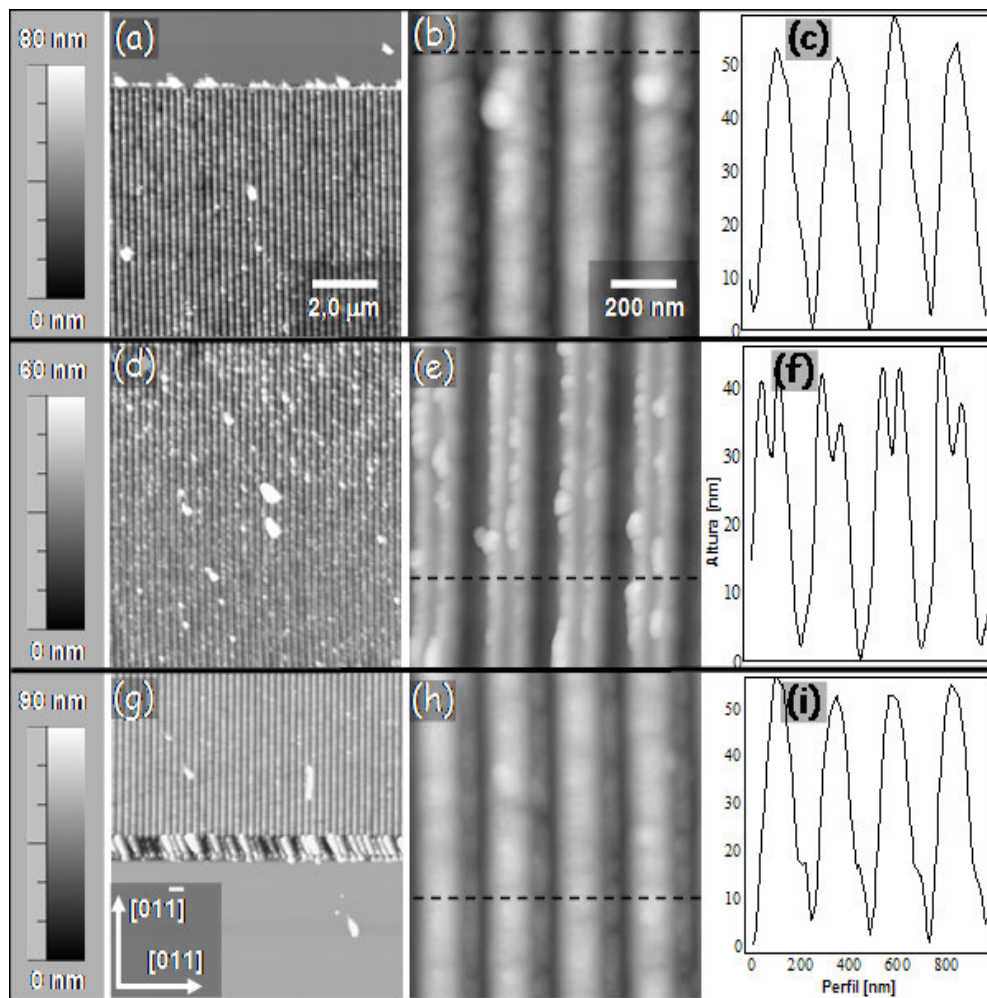


Figura 85 – Imagens de AFM da morfologia resultante de um quadrado litografado pela ponta de diamante. Ao longo da direção [110]. As imagens foram tomadas na borda superior (a), inferior (d) e central (g) do quadrado, com as respectivas ampliações (b), (e) e (h) e o perfil correspondente (c), (f) e (i).

A coluna de imagens à esquerda, correspondentes às figuras (a), (d) e (g), fornece uma noção mais ampla do que acontece ao se litografar um quadrado. Quando a linha riscada termina com a face plana, mostrado na figura (a) e com a face afiada na figura (g) da ponta, é observado um acúmulo de material que é removido pela ponta durante o risco. A maior quantidade de resíduos acontece na figura (g). Esta maior quantidade ocorre porque neste caso a ponta esta riscando com a face afiada, o que provoca um sulco mais profundo no material gerando mais material retirado. A figura (d) apresenta a região central do quadrado.

Nas figuras (b) e (h), que são uma ampliação das imagens (a) e (g), verifica-se a predominância de linhas riscadas profundas, com parte do material fraturado formando colunas ao redor do risco. Isto pode também ser notado em seus respectivos perfis apresentados nas figuras (c) e (i), onde nesta última a aparência sutil de uma linha começa a surgir ao lado da linha mais profunda. A figura (e) e o seu perfil correspondente apresentam uma característica marcante em relação às outras imagens figura 85: entre as linhas mais profundas surge uma linha mais rasa que corta as colunas de separação dos riscos.

Esse processo gera um padrão de linhas litografadas quase paralelas, uma vez que as linhas são litografadas em forma de *zig-zag* como já apresentado no capítulo três. Isto ocorre devido ao movimento da cerâmica piezoelétrica e acaba formando um ângulo θ que para este caso em particular é de 14 graus. A figura 86 apresenta um esquema mostrando o efeito gerado ao aumentar ou diminuir o número de linhas ao litografar um quadrado.

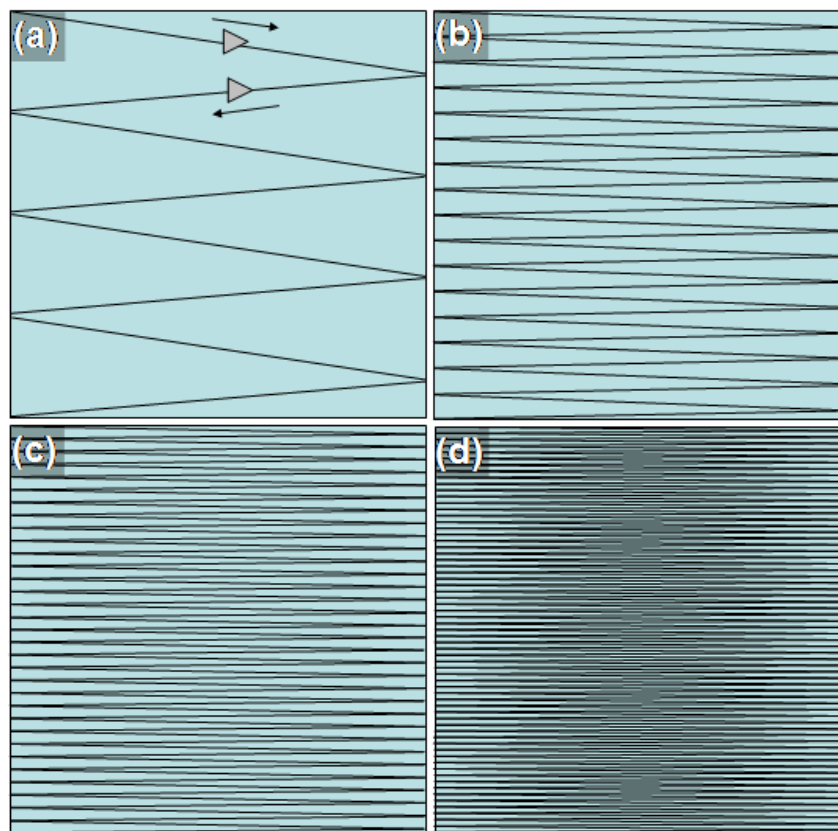


Figura 86 – Diagrama esquemático mostrando como o processo de varredura promovido pela cerâmica piezoelétrica do AFM movimenta a amostra em relação a ponta que fará uma imagem ou criará um padrão litografado na superfície. O número de linhas aumenta de (a) 8 linhas passando por (b) 32, (c) 64 e (d) 128.

A figura 86(a-d) apresenta um modelo que descreve o movimento da amostra em relação à ponta do microscópio ao variar o número de linhas do quadrado a ser litografado. Como a ponta ora risca com a face afiada ora com a face plana, riscos rasos e profundos são notados alternadamente no centro do quadrado. Dependendo do número de linhas selecionado antes do processo de riscagem e do tamanho da varredura, o ângulo entre as linhas muda, podendo gerar uma sobreposição das linhas como o padrão criado na figura 85. É possível também, controlando estes parâmetros, ter um padrão muito maior ou menor que mostrado na figura 86 com as mesmas características.

De acordo com os resultados mostrados na seção 5.1 e baseado no diagrama da figura 86, o sulco mais profundo e mais raso na região central do quadrado é provocado pela abertura entre as linhas promovidas pela cerâmica do microscópio e a diferença em suas profundidades se deve ao fato de ora riscar com a face afiada ora com a face plana da ponta de diamante. No perfil da figura 85(c), ponta passa com as duas faces ao se movimentar para frente e para trás sobre a mesma linha riscada, enquanto na figura 85(i) já se nota uma tendência de formação da nova linha mais rasa. Devido a este processo espera-se que a profundidade das linhas nas proximidades das bordas do quadrado seja maior do que no centro, já que a ponta passa apenas uma vez sobre cada linha nesta região. Isto realmente acontece e pode ser comprovado confrontando as escalas de alturas dos perfis apresentados.

Dessa forma, como é possível controlar o espaçamento entre os riscos variando o número de linhas, novas linhas foram litografadas ao longo da direção [01-1] do substrato de InP, com periodicidade na direção [011] para compreender o que acontece nestes casos. A figura 87 apresenta imagens de áreas litografadas de $60 \times 60 \mu\text{m}^2$ variando o número de linhas em 128, 256 e 512, onde o padrão observado nas imagens corresponde a região central do quadrado litografado. A força aplicada na criação destas linhas foi de $26 \mu\text{N}$, ou seja menor que o valor usado anteriormente, justamente para que se possa observar a sobreposição de uma linha na outra sem que uma delas modifique a anterior.

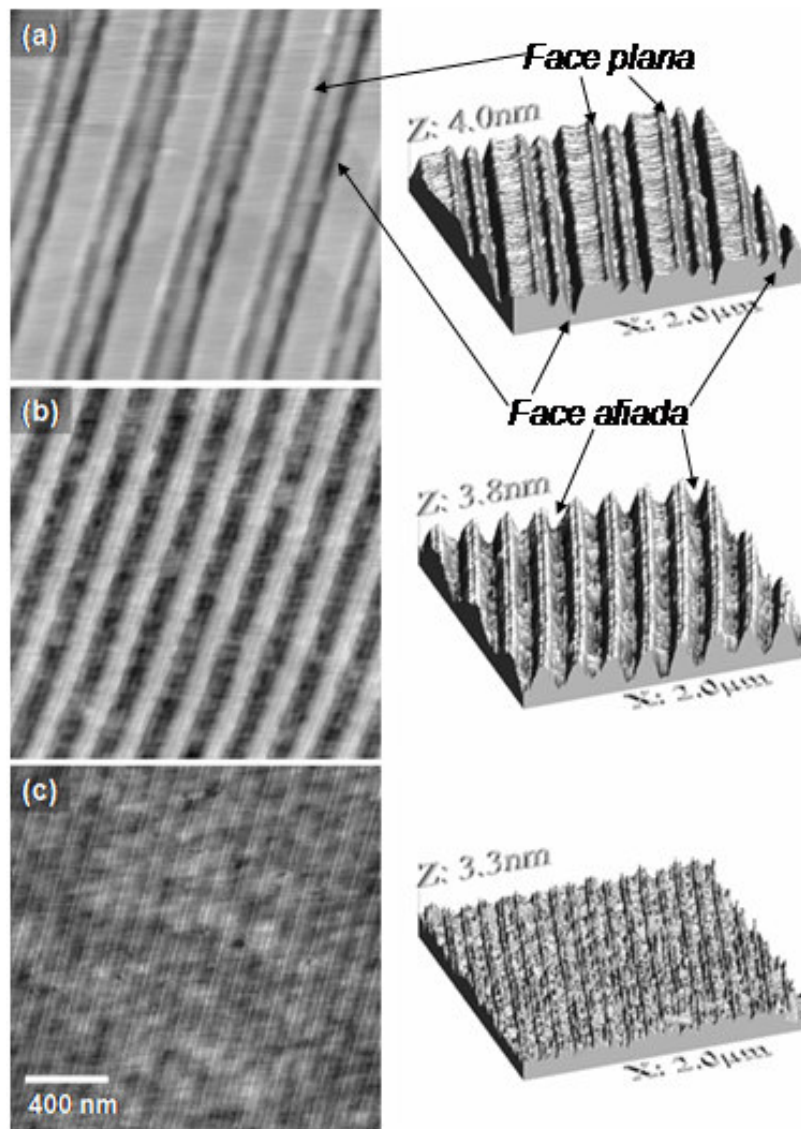


Figura 87 – Imagens de AFM mostrando a morfologia resultante da superfície após a litografia dos quadrados variando o numero de linhas em (a) 128, (b) 256 e (c) 512. As imagens em 3D correspondentes também são apresentadas. A força normal usada foi de 26 μ N.

Da figura 87 nota-se uma queda sutil na altura do perfil das linhas conforme este número aumenta, devido sobreposição das mesmas. Na imagem 87(a) onde o padrão possui 128 linhas, observa-se claramente pares de linhas muito próximas em que uma delas é mais profunda que a outra, melhor visto na imagem em 3D. Assim, se define com os resultados obtidos na seção 5.1 que a linha a direita em cada par foi feita com a face afiada da ponta devido a maior profundidade. Quando 256 linhas eram produzidas em uma área do mesmo

tamanho, o risco feito com a face afiada predomina, mas ainda é possível notar um leve risco entre cada linha mais profunda. No caso de 512 linhas a sobreposição é muito acentuada e padrão praticamente se perde. No entanto, o número de defeitos criados com o aumento do número de linhas tende a crescer.

Um último estudo realizado nestes quadrados faz menção as direções cristalográficas do InP. A morfologia resultante da superfície da nanolitografia realizada com o AFM ao longo das quatro direções $\langle 100 \rangle$ e $\langle 110 \rangle$ no plano (100) do InP é apresentado na figura 88. Na figura 88(a), a ponta de diamante riscou na direção cristalográfica [011]. No topo das linhas, linhas que deslizaram são observadas em separações de aproximadamente 100 nm, ambas paralelas (cerca de metade do caminho entre as linhas riscadas) e também perpendiculares à direção em que as linhas são produzidas. Na figura 88(b), riscos produzidos pela varredura da ponta ao longo da direção [0-11] são mostrados. Linhas deslizadas regulares são observadas e estas são perpendiculares a borda dos riscos, agora com separações de cerca de 200 nm. Nas figuras 88(c) e 88(d), as linhas litografadas ao longo das direções cristalográficas [001] e [0-10], respectivamente, exibem fraturas irregulares em suas bordas.

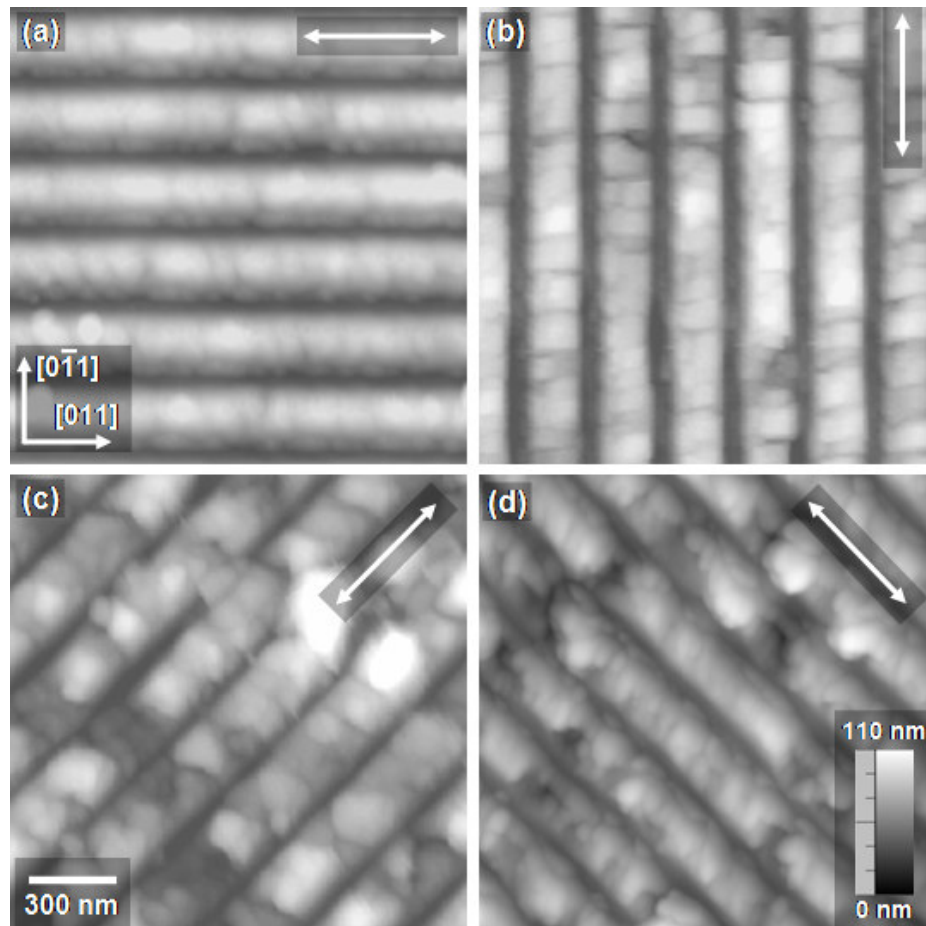


Figura 88 – Imagem de AFM da morfologia resultante da superfície de uma riscagem periódica através do arraste da ponta do AFM na direção $[100]$ do cristal de InP. Os riscos foram formados com uma força de $77 \mu\text{N}$ ao longo das direções cristalográficas (a) $[011]$, (b) $[0\bar{1}1]$, (c) $[001]$, e (d) $[0\bar{1}0]$.

Enquanto varre a superfície com uma força aplicada capaz de riscá-la tensões aparecem na face da ponta de diamante. Quando estas tensões alcançam um valor crítico, deformações plásticas ocorrem. Devido ao contínuo movimento da ponta para frente, as tensões aumentam continuamente até o ponto de fratura. A consequência disto é criação de uma linha litografada ao longo da direção de varredura. A componente lateral da tensão gerada pela ponta provoca o escorregamento dos planos $\{111\}$ nas direções $\langle 110 \rangle$ do cristal de InP. Riscos ao longo da família de direções $\langle 110 \rangle$ resultam em um escorregamento coerente, com eventos de *pop-up* que são evidenciados pelas linhas de escorregamento das figuras 88(a) e (b). A distância entre as linhas escorregadas na figura 88(c) é cerca de duas vezes a distância na figura 88(d). Isso pode ser creditado na diferença da velocidade entre discordâncias do tipo α

e β , que são associadas com escorregamentos ao longo das direções [011] e [0-11], respectivamente. A dureza da família de superfícies {111} e {-1-1-1} é geralmente diferente. Escorregamento de discordâncias em planos {111}, cuja terminação atômica é de fósforo, comparados com planos {-1-1-1}, terminados em átomos de índio, são conhecidos por terem velocidades muito diferentes.

Enquanto as figuras 88(a) e (b) exibem um conjunto regular de linhas escorregadas, as figuras 88(c) e (d) apresentam fraturas irregulares que formam um ângulo de 45 graus com respeito à linha riscada. Isto acontece porque os riscos criados nas direções <100> devem envolver escorregamentos em diferentes sistemas de escorregamento, observado na projeção [001] em 45 graus em ambos lados do risco. É conhecido que escorregamentos com diferentes vetores de Burgers não podem ocorrer coerentemente⁷⁸, e que eventuais discordâncias empilhadas provocam o endurecimento local do material levando a fratura do cristal. Tais fraturas são evidentes na morfologia dos riscos mostrados nas imagens das figuras 85(c) e (d).

Assim, as linhas litografadas ao longo das direções <110> envolvem deslizamentos coerentes e discordâncias, enquanto riscos criados ao longo das direções <100> envolvem o aquecimento local do substrato logo abaixo de onde a ponta risca criando um padrão anisotrópico.

5.4.

Crescimento de nanoestruturas organizadas em 1 dimensão

De acordo com o esquema do processo de litografia apresentado na seção 5.3, após a etapa de criação do padrão de linhas modo estático na superfície do InP e a respectiva etapa de limpeza, as amostras são inseridas no reator de MOVPE para a deposição de InAs e conseqüentemente o crescimento das nanoestruturas no interior dos defeitos produzidos com a ponta de diamante, através do AFM.

Para a deposição de InAs, as amostras são aquecidas no interior do reator até atingir a temperatura de 520⁰ C em um ambiente de fosfina, para em seguida inserir arsina após desligar o fluxo de fosfina. Um fluxo de trimetil-índio de 16,5 sccm durante o intervalo de tempo de 1 segundo foi usado para o crescimento das nanoestruturas. A amostra é então resfriada sob um fluxo constante até a temperatura de aproximadamente 360⁰ C e depois até a temperatura ambiente sendo retirada do reator.

Após a retirada da amostra do interior reator ela é levada novamente ao microscópio de força atômica para analisar o resultado da deposição na região litografada. As imagens de microscopia usadas nesta etapa do trabalho para a análise são provenientes de microscopia por AFM.

A varredura da ponta do AFM na superfície do InP com forças na faixa da deformação plástica produz riscos que contém discordâncias relativamente estáveis no interior do material⁷⁹. Tal superfície pode ser usada para crescer seletivamente nanoestruturas de InAs em uma superfície de InP. Conforme os resultados já apresentados no capítulo quatro e nas seções anteriores deste capítulo, controlando cuidadosamente a força normal e escolhendo uma distância adequada entre as indentações ou linhas litografadas no InP é possível regular as características que serão transferidas no padrão litografado. Ou seja, a densidade de pontos de nucleação pode ser controlada através da força normal, pois o número de nanoestruturas nucleadas depende da força aplicada enquanto o tamanho das mesmas depende da distância entre os defeitos gerados. Defeitos estruturais mecanicamente induzidos foram utilizados para crescer seletivamente as nanoestruturas dentro das linhas litografadas. Como um exemplo dos resultados obtidos, a figura 89 mostra o resultado do crescimento das nanoestruturas alinhadas em uma dimensão.

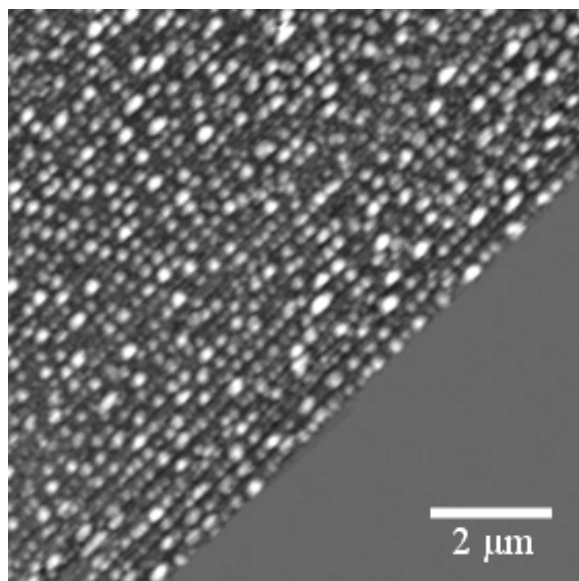


Figura 89 – Crescimento seletivo de nanoestruturas de InAs em uma área litografada de 60x60 nm. A diferença na altura máxima entre o topo e a parte mais profunda das nanoestruturas é de 70 nm. Nem uma camada de molhamento ou nanoestruturas são observadas na superfície fora da área litografada.

A quantidade nominal de material depositado foi de aproximadamente 0,14 monocamadas e é importante destacar que não se observou nenhuma evidência do crescimento de nanoestruturas ou mesmo pontos quânticos na superfície fora da região litografada.

Primeiramente, foi estudada a influência no crescimento das nanoestruturas devido à variação nos distanciamentos entre as linhas riscadas em quadrados litografados com a mesma área e a mesma força aplicada utilizadas antes. Neste caso, o número de linhas que foram escolhidas para criar os padrões são os mesmos citados na seção anterior: 128, 256 e 512 linhas, mas utilizando uma força normal de 77 μN para gerar os riscos. A morfologia resultante após o crescimento das nanoestruturas de InAs sobre estes padrões é mostrado na figura 90.

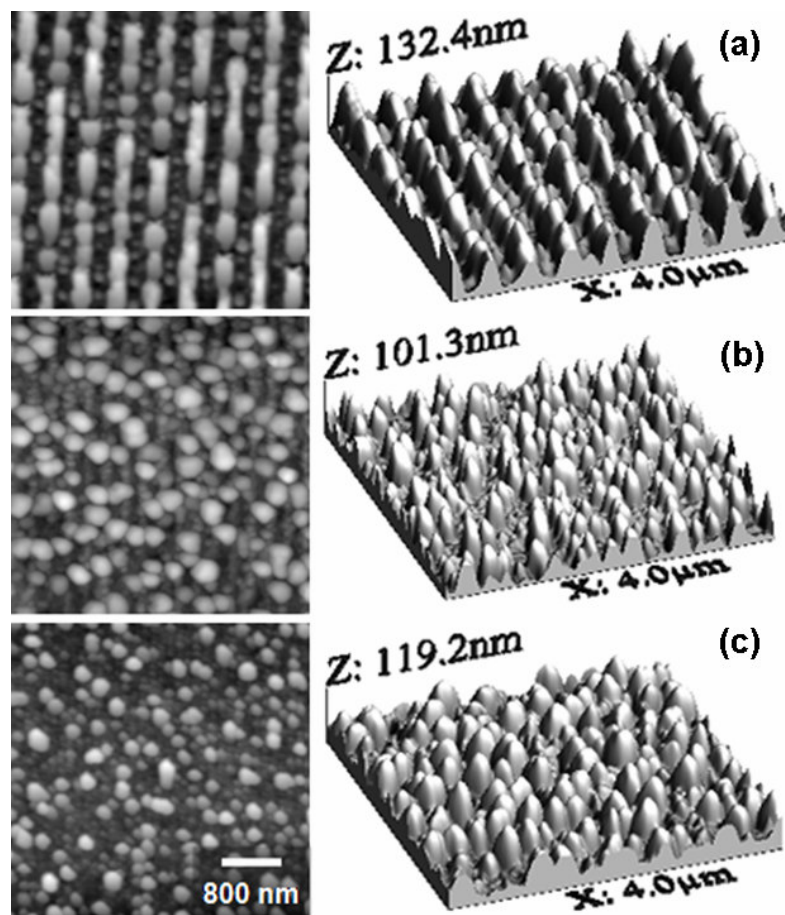


Figura 90 – Nanoestruturas crescidas em superfícies litografadas em função do número de linhas em uma mesma área. A região litografada possui (a) 128, (b) 256 e (c) 512 linhas riscadas ao longo da direção [01-1] com periodicidade na direção [011].

Na figura 90, as linhas foram litografadas apenas ao longo da direção [01-1] do substrato de InP, com periodicidade na direção [011]. As imagens apresentadas foram tomadas nas bordas de seu respectivo quadrado a fim de se fazer uma comparação na mudança no espaçamento entre as linhas. Também se pode observar como ocorre a nucleação das nanoestruturas em função do risco feito com a face afiada e a face plana da ponta separadamente, no caso da figura 90(a), aonde o número de linhas é igual a 128.

Claramente se notam grandes diferenças nas nanoestruturas crescidas nos padrões apresentados acima. Na figura 90(a), estruturas crescem ora coalescidas formando quase um traço contínuo, ora em formas mais arredondadas e menores em diâmetro. No primeiro caso, as nanoestruturas são nucleadas nas linhas que possuem uma profundidade menor, ou seja, aquelas em que a ponta de diamante risca com a face plana. Como a profundidade é menor, o número de defeitos produzidos devido à passagem da ponta está em menor quantidade do que a linha construída ao lado que possui uma maior profundidade e conseqüentemente, mais pontos de nucleação de nanoestruturas. Neste caso há tantos pontos para nuclear nanoestruturas que acaba neutralizando um ponto preferencial de crescimento.

Quando o quadrado possui 256 linhas litografadas, estas são produzidas de forma idêntica uma em relação à outra, pois a ponta de diamante passa praticamente duas vezes pela mesma linha (ida e volta) gerando assim um padrão em que diversos defeitos são produzidos, como mostrados na seção anterior deste capítulo. A consequência disto é a formação de nanoestruturas distribuídas aleatoriamente ao longo dos riscos produzidos.

Na figura 90(c), uma quantidade menor de nanoestruturas grandes como as mostradas na figura 90(b) são nucleadas, porém nanoestruturas de com menores diâmetros estão presentes. Além disso, é interessante notar que a variação do eixo z nas três imagens não é abrupta. Isto dá uma indicação que apesar nuclear menos nanoestruturas grandes, estas possuem uma altura próximas as dos outros dois casos.

O mesmo cristal de InP de onde os resultados da litografia de linhas mostrados na seção anterior foram extraídos, foi usado para estudar como se comporta crescimento das nanoestruturas de InAs quando os quadrados eram litografados em diferentes direções do InP. Todos os quatro quadrados foram litografados com 256 linhas sob uma força aplicada de 77 μN e foram feitos no mesmo pedaço de substrato possibilitando assim o crescimento simultâneo

credibilizando dessa forma a comparação que será apresentada aqui. O resultado morfológico do crescimento é mostrado na figura 91.

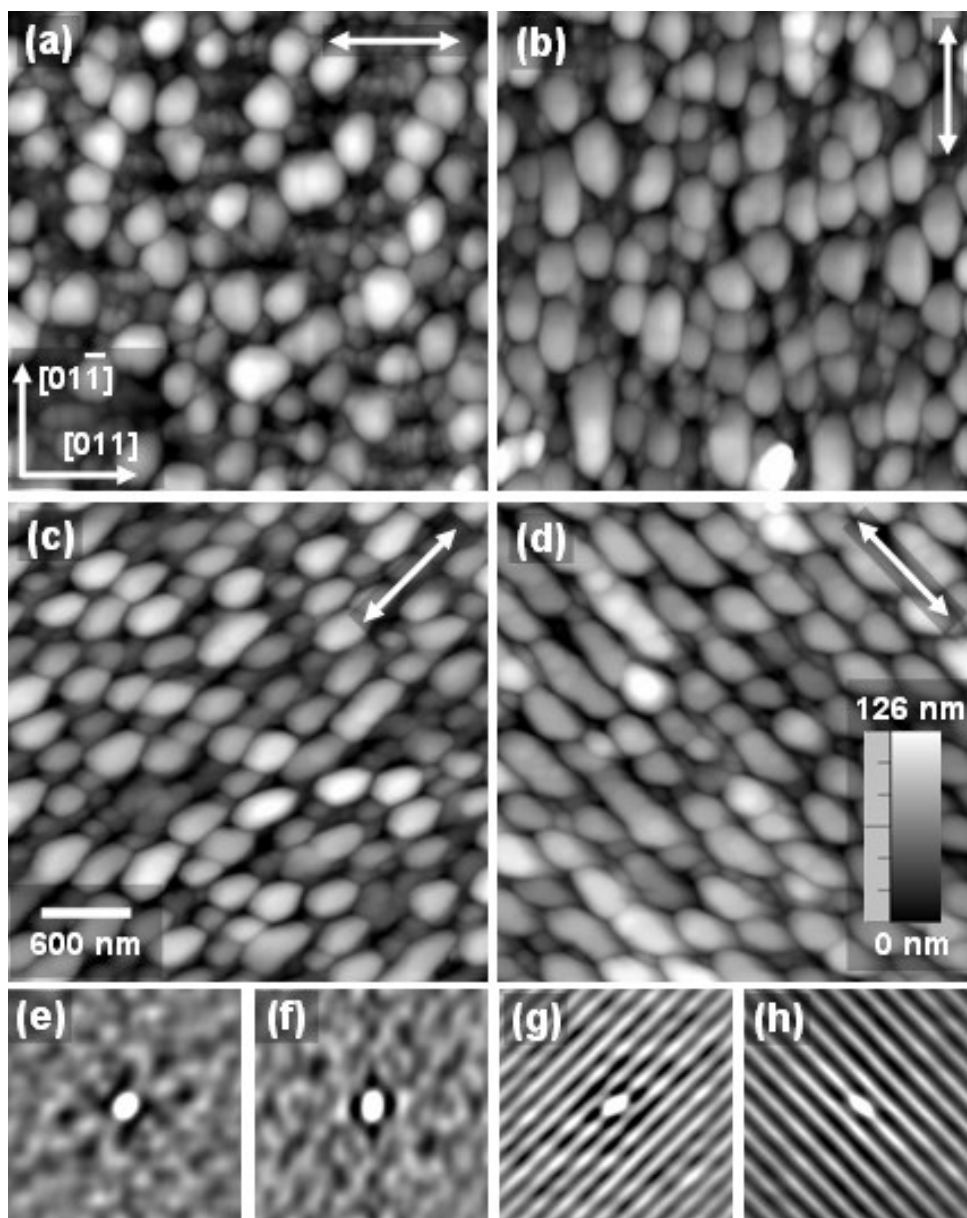


Figura 91 – Nanoestruturas crescidas em superfícies nanolitografadas em função das direções cristalográficas do InP. As nanoestruturas crescidas em linhas litografadas ao longo das direções (a) [011] e (b) [0-11] são distribuídas aleatoriamente na superfície, como mostram respectivamente as imagens de autocorrelação (e) e (f). Aquelas que cresceram em linhas litografadas nas direções (c) [001] e (d) [0-10] são paralelas as linhas como mostram as imagens (g) e (h).

A figura 91(a) mostra que as nanoestruturas nucleadas nas linhas litografadas ao longo da direção [011] não acompanham o padrão litografado e são distribuídas randomicamente na superfície. Pode-se notar também que existem nanoestruturas com diâmetros de aproximadamente $74 \text{ nm} \pm 12 \text{ nm}$ e outras um tanto maior com diâmetros de $287 \text{ nm} \pm 10 \text{ nm}$. Na figura 91(b) elas possuem um diâmetro médio de $251 \text{ nm} \pm 47 \text{ nm}$ e não parecem estar orientadas ao longo da direção [0-11], que é a direção das linhas neste caso. Quando as linhas foram litografadas na direção cristalográfica [001] (figura 91(c)), as nanoestruturas são alinhadas com a direção dos riscos e exibem diâmetros de $135 \text{ nm} \pm 20 \text{ nm}$. Na figura 91(d), as nanoestruturas foram crescidas em linhas riscadas ao longo da direção [0-10], tendo um tamanho médio de $145 \text{ nm} \pm 27 \text{ nm}$, e também parecem orientadas ao longo das linhas do quadrado. As maiores nanoestruturas observadas nas figuras 91(c) e (d) são devido à coalescência de duas ou mais estruturas.

A densidade destas nanoestruturas de InAs alinhadas em uma direção foram calculadas usando programas de processamentos de imagem. Os quadrados apresentados nas figuras 91(a)-(d) possuem densidades de 7×10^9 , 6×10^9 , 7×10^9 , 6×10^9 nanoestruturas/cm², respectivamente.

A maneira como as nanoestruturas nuclearam pode ser notada ao se comparar as imagens de autocorrelação da figura 91. Linhas ao longo das direções <110> apresentam crescimento desordenado com nanoestruturas de diferentes dimensões, enquanto nas direções <100> as nanoestruturas são alinhadas com os riscos. Isto acontece devido aos diferentes defeitos produzidos pela ponta ao riscar nas diferentes direções. Como apresentado na seção anterior, ao longo da direção <110> produzem profundas discordâncias no interior do substrato que funcionam como pontos de nucleação. Na outra direção, devido ao grande aquecimento local gerado pela dificuldade da ponta em produzir o risco, os defeitos que são criados são curados sobrando assim poucos pontos de nucleação. Como o crescimento se deve a reação de troca As/P e é contínuo enquanto a temperatura do substrato está alta, as nanoestruturas crescem seguindo o formato do risco até que coalescem, provocando o aparecimentos dos fios orientados ao longo do risco.

A fim de verificar a reprodutibilidade do crescimento das nanoestruturas depositando novas camadas sem retirar a amostra do reator, um recrescimento foi realizado utilizando os mesmos parâmetros de deposição para o crescimento das nanoestruturas apresentadas na figura 91. Este recrescimento também possibilita o estudo de fotoluminescência sobre estas estruturas de InAs.

Como antes, as amostras quando no interior do reator, são aquecidas a uma temperatura de 520°C em um ambiente de fosfina, para evitar a evaporação de átomos de fósforo da superfície do substrato de InP. Quando o fluxo de fosfina é desligado, arsina é imediatamente introduzida com um fluxo de trimetil-índio de 16,5 sccm durante o intervalo de tempo de 1 segundo. Em seguida o fluxo de arsina é interrompido e o de fosfina é reaberto ocasionando a deposição de uma camada de 50 nm de InP sobre a amostra cobrindo as nanoestruturas de InAs nucleadas. Após esta deposição a arsina é novamente introduzida assim que a fosfina é fechada e um fluxo de trimetil-índio de 16,5 sccm por 1 segundo nucleando novas nanoestruturas sobre as anteriores. Depois disto, a amostra é resfriada sob um fluxo constante de arsina, para evitar que as nanoestruturas de InAs depositadas se decomponham, até a temperatura de aproximadamente 360°C .

A figura 92 apresenta imagens de AFM do padrão do recrescimento sobre nanoestruturas de InAs nucleadas em linhas litografadas em duas direções cristalográficas do InP.

Na figura 92(a) as nanoestruturas nucleiam em um número menor do que o esperado quando se compara com a primeira camada crescida. No entanto, no caso do recrescimento, as nanoestruturas crescem seguindo o padrão da camada inferior e não devido a pontos de nucleação. Elas são facetadas seguindo o padrão nas nanoestruturas da primeira deposição como se observa na figura 92(b).

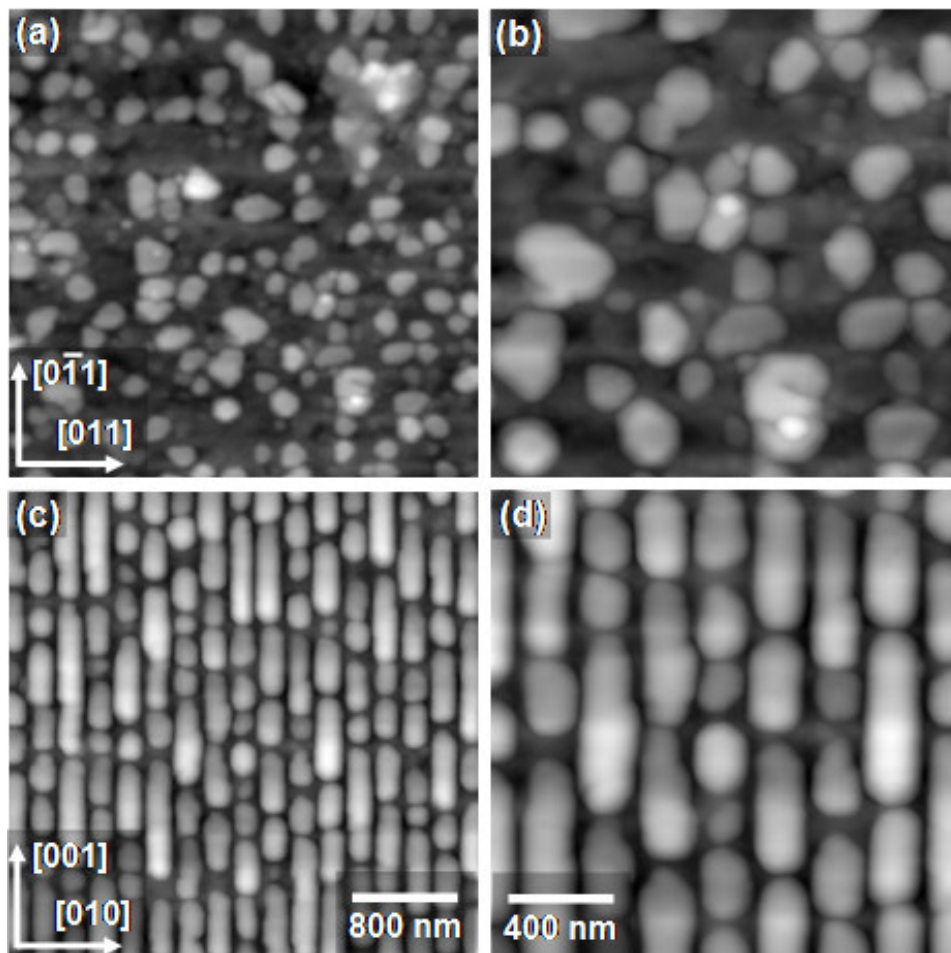


Figura 92 – Nanoestruturas nucleadas sobre uma camada de nanoestruturas crescidas na superfície nanolitografada do InP em duas direções cristalográficas do InP. As nanoestruturas recrescidas em linhas litografadas na direção (a) [011] seguem o padrão aleatório da camada abaixo do depósito de InP. Para o caso da direção [001], novamente seguem o padrão descrito na camada de baixo e são paralelas as linhas litografadas. O eixo z das imagens tem 130 nm.

O controle do tamanho e da forma após o recrescimento pode ser feito através do padrão criado na primeira camada de acordo com a densidade de discordâncias geradas. Isto é de extrema importância uma vez que o tamanho de um ponto quântico determina a energia dos estados eletrônicos e suas propriedades ópticas. Defeitos, tais como discordâncias, por exemplo, presentes em nanoestruturas atuam como centros de recombinação e espalhamento provocando uma diminuição na eficiência para a emissão de luz⁷⁹. As nanoestruturas deste trabalho, que nuclearam seguindo uma discordância do

tipo parafuso, não foram capazes de emitir luz quando laser é incidido com algum comprimento de onda sobre as nanoestruturas. Medidas de fotoluminescência foram feitas nestas amostras, mas não foi possível obter espectros de emissão de luz em qualquer comprimento de onda na faixa ate 2,0 μm .

Com os resultados apresentados até aqui, é possível então construir também nanoestruturas circulares ou em forma de fios alinhadas com um controle de sua densidade e tamanho, variando o numero de linhas litografadas, e conseqüentemente a quantidade de defeitos gerados, e a direção cristalográfica do InP em que os riscos são criados. É possível ainda fazer este controle alterando a força aplicada pela ponta, conforme descrito no capítulo quatro.