



Henrique Duarte da Fonseca Filho

**Fabricação de nanoestruturas semicondutoras
em defeitos produzidos por microscopia
de força atômica**

TESE DE DOUTORADO

**DEPARTAMENTO DE FÍSICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM FÍSICA**

Rio de Janeiro
Setembro de 2008



Henrique Duarte da Fonseca Filho

**Fabricação de nanoestruturas semicondutoras
em defeitos produzidos por microscopia
de força atômica**

Tese apresentada como requisito parcial para obtenção do grau de Doutor pelo Programa de Pós-Graduação em Física do Departamento de Física do Centro Técnico Científico da PUC-Rio. Aprovada pela Comissão Examinadora abaixo assinada.

Prof. Rodrigo Prioli Menezes

Orientador
Departamento de Física – PUC-Rio

Prof. Enrique Victoriano Anda

Departamento de Física – PUC-Rio

Profa . Patrícia Lustoza de Souza

Cetuc – PUC-Rio

Prof. Maurício Pamplona Pires

UFRJ

Profa. Monica Alonso Cotta

UNICAMP

Prof. José Eugenio Leal

Coordenador Setorial do Centro
Técnico Científico – PUC-Rio

Rio de Janeiro, 9 de setembro de 2008.

Todos os direitos reservados. É proibida a reprodução total ou parcial do trabalho sem autorização da universidade, do autor e do orientador.

Henrique Duarte da Fonseca Filho

Formado pela Universidade Estadual do Rio de Janeiro (Rio de Janeiro, Brasil) em Física. Defendeu o Mestrado em Física Atômica e Molecular no Departamento de Física da Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, em 2004.

Ficha Catalográfica

Fonseca Filho, Henrique Duarte da

Fabricação de nanoestruturas
semicondutoras em defeitos produzidos por
microscopia de força atômica / Henrique Duarte
Fonseca Filho ; orientador: Rodrigo Prioli
Menezes. – 2008.

180 f. : il. ; 30 cm

Tese (Doutorado em Física)–Pontifícia
Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de
Janeiro, 2008.

Inclui bibliografia

CDD: 530

A meus pais, Henrique e Ana Fonseca
À minha irmã, Marta Duarte
À minha esposa, Vera Lúcia

Agradecimentos

Ao Professor Rodrigo Prioli Menezes, mais do que meu orientador, um grande amigo que me ajudou a chegar até aqui, pelos conhecimentos ensinados, pela paciência, pelas críticas e estímulos, pela confiança depositada em mim e por guiar o desenvolvimento do trabalho presente.

Ao Professor Fernando Agustín Ponce, sem o qual este trabalho não teria sido possível.

Aos professores Mauricio Pamplona Pires, Fernando Lazaro Freire Jr. e a professora Patrícia de Souza Lustosa pela amizade e conhecimentos ensinados.

À Clara Almeida, pela amizade e auxílio neste trabalho.

Ao Artur Lopes pela amizade e confiança.

Agradeço aos muitos amigos que já conhecia e aos que fiz na PUC dentro destes quatro anos de doutorado e mais outros dois de mestrado.

A todos os professores e funcionários do Departamento de Física que contribuíram no meu crescimento acadêmico.

Ao CNPq, à CAPES e a PUC-Rio pelos auxílios concedidos, sem os quais este trabalho não teria sido realizado.

Resumo

Fonseca Filho, Henrique Duarte da; Prioli, R. **Fabricação de nanoestruturas semicondutoras em defeitos produzidos por microscopia de força atômica.** Rio de Janeiro, 2008. 180p. Tese de Doutorado - Departamento de Física, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

A combinação de alta densidade, locais seletivos de nucleação e controle da distribuição de tamanho de nanoestruturas semicondutoras tem acelerado o desenvolvimento de dispositivos ópticos e eletrônicos. Para construir estruturas satisfazendo essas necessidades, várias combinações de técnicas deposição de pontos quânticos e nanolitografia foram desenvolvidas. A nanolitografia por AFM foi aplicada em diversos materiais abrindo uma possibilidade para fabricar dispositivos opto-eletrônicos. Nesta tese de Doutorado, apresentamos um estudo sistemático de crescimento de nanoestruturas de InAs em buracos produzidos na superfície (100) de substratos de InP por nanoindentação com o AFM. Para isto, a ponta precisa exercer uma força no InP que produz deformações plásticas na superfície. A pressão aplicada entre a extremidade da ponta de AFM e a superfície da amostra pode ser variada de modo controlado através do ajuste de alguns parâmetros operacionais do microscópio tais como setpoint, raio da ponta e constante de mola do cantilever. A habilidade para controlar a forma do padrão indentado assim como a natureza dos defeitos cristalinos permite controlar o crescimento seletivo de InAs por epitaxia em fase de vapor de metais orgânicos. Também é apresentada a fabricação de nanoestruturas de InAs/InP alinhadas em uma dimensão. A nanoindentação é produzida pelo arraste da ponta do AFM sob força constante ao longo das direções $\langle 100 \rangle$ e $\langle 110 \rangle$ do InP. Observamos que o número e o tamanho das nanoestruturas nucleadas são dependentes da distância entre as linhas litografadas. Esses resultados sugerem que o mecanismo de crescimento das nanoestruturas de InAs não é governado por degraus atômicos gerados durante a indentação. Os dados sugerem que, a densidade de defeitos induzidos mecanicamente, tais como discordâncias e fraturas, é o responsável pelo número de nanoestruturas nucleadas.

Palavras-chave

Física – Tese; Nanoestruturas; Semicondutores; Microscopia de força atômica.

Abstract

Fonseca Filho, Henrique Duarte da; Prioli, R. **Semiconductor nanostructure fabrication in mechanical defects produced by atomic force microscopy.** Rio de Janeiro, 2008. 180p. PhD. Thesis - Departamento de Física, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

The combination of high density, site selective nucleation, and size distribution control of semiconductor nanostructures has become a challenge in the development of effective optical and electronic devices. In order to build structures satisfying these requirements, various combinations of quantum dot deposition and nanolithography techniques have been developed. The AFM nanolithography technique has been applied on several materials opening a possibility to fabricate opto-electronic devices. In this Phd Thesis, we present a systematic study of growth of InAs nanostructures on pits produced on (100) InP by nanoindentation with the AFM. For that purpose, the AFM tip needs to exert a force on the InP that produces plastic deformation on the surface. The applied pressure between the very end of the AFM tip and the sample surface may be varied in a controlled way by adjusting some of the microscope operational parameters like set point, tip radius and cantilever normal bending constant. The ability to control the shape of the indentation pattern as well as the nature of the crystalline defects allows control of the selective growth of InAs by metal organic vapor phase epitaxy. We also report the fabrication of one-dimensional arrays of InAs/InP nanostructures. The nanoindentation is produced by dragging the AFM tip under constant force of the substrate, along the $\langle 100 \rangle$ and $\langle 110 \rangle$ InP crystallographic directions. We have observed that the number and the size of nucleated nanostructures are dependent on the distance between the lithographed lines. These results suggest that the growth mechanism of the InAs nanostructures on the pits produced by AFM on InP is not governed by the number of atomic steps generated during the scratching. Instead, the data suggests that, the density of mechanically induced defects, like dislocations and cracks, are responsible for the number of nucleated nanostructures.

Keywords

Physics – Thesis; Nanostructures; Semiconductors; Atomic Force Microscope.

Sumário

1. Introdução	21
2. Modelos de crescimento, propriedades estruturais e mecânicas do InP	29
2.1. Noções de crescimento epitaxial	29
2.2. Defeitos em cristais	32
2.3. Deformações em cristais	35
2.4. Estrutura do InP	41
2.5. Propriedades mecânicas do InP	46
3. Procedimentos experimentais	49
3.1. A fabricação do padrão	49
3.2. O microscópio de força atômica (AFM)	50
3.2.1. Do AFM usado nesta tese	55
3.2.2. Produção dos defeitos através de nanoindentação no InP com o uso do AFM no modo contato	57
3.2.3. Produção dos defeitos através de nanoindentação no InP com o uso do AFM no modo tapping	59
3.2.4. Produção das linhas litografadas com o uso do AFM	61
3.3. A limpeza das amostras	62
3.4. O crescimento das nanoestruturas de InAs	64
3.4.1. Deposição por MOVPE	65
3.4.2. As deposições de InAs	66
3.5. O microscópio de transmissão (MET)	69
3.5.1. Preparação das amostras para o MET	72
4. Resultados experimentais das nanoindentações	74
4.1. Produção dos defeitos através de nanoindentação no InP com o uso do AFM	75
4.1.1. Defeitos criados em modo <i>tapping</i>	75
4.1.2. Defeitos criados em modo contato	81
4.2. Efeitos da etapa de limpeza dos substratos litografados	91
4.3. Crescimento das nanoestruturas de InAs em indentações produzidas em substratos de InP	95

4.4. O efeito da reação de troca	107
5. Resultados experimentais das linhas litografadas no InP	118
5.1. Resultados da fabricação de linhas em função dos parâmetros do AFM e das direções cristalográficas do InP	118
5.2. Resultado das linhas litografadas paralelamente	126
5.3. Resultado da análise dos quadrados litografados	139
5.4. Crescimento de nanoestruturas organizadas em 1 dimensão	147
6. Conclusões	156
Referências Bibliográficas	161
Apêndice A1. O processamento das imagens	165
Apêndice A2. Script usado para criar o padrão de indentação na superfície do InP	168
Apêndice A3. Script usado para comandar a deposição das nanoestruturas dentro do reator de MOVPE	179

Lista de tabelas

Tabela 1: Dimensões dos defeitos produzidos por nanoindentação usando o modo <i>tapping</i> .	77
Tabela 2 – Dimensões dos defeitos produzidos por nanoindentação usando o modo estático, variando a força normal.	84
Tabela 3 – Dimensões dos defeitos produzidos por nanoindentação usando o modo contato, variando a distância entre as indentações.	89
Tabela 4 - Dimensões das nanoestruturas nucleadas nas indentações, variando a distância e o tempo de deposição.	115

Lista de Figuras

- Figura 1 – Descrição esquemática da redução de dimensões de materiais: volume (3D), poço quântico (2D), um nanofio (1D) e um ponto quântico (0D). 21
- Figura 2 – Nucleação de pontos quânticos através da técnica de litografia com feixe de elétrons. 24
- Figura 3 – Preparação da superfície através da litografia usando um AFM. Em (a), a oxidação de uma superfície de silício é representada e em (b) a modificação mecânica através do contato da ponta com a superfície. 25
- Figura 4 – Nucleação de QDs através de campos de tensão gerados no substrato através de deformações plásticas. 27
- Figura 5 – Diagrama esquemático dos três modelos de crescimento de filmes: (a) ilhas (Volmer Weber), (b) camadas (Frank-van der Merve) e (c) ilhas + camadas (Stranski-Krastanow). 31
- Figura 6 - Ilustração de uma discordância em cunha. A deformação pode ser imaginada como sendo produzida pela inserção ou interrupção de um plano atômico na metade superior. Os átomos da metade superior do cristal são comprimidos por este plano extra, enquanto os da metade inferior se estendem. O vetor de Burgers é representado pela seta e é perpendicular a linha de discordância. 33
- Figura 7 – Ilustração de uma discordância em hélice. Ela marca o contorno entre a parte do cristal que sofreu o escorregamento e a região que não sofreu. O vetor de Burgers mostrado é paralelo à linha de discordância. 34
- Figura 8 – Representação esquemática de uma discordância que tem características mistas. Em A, a discordância é puramente espiral, enquanto em B é puramente em cunha. Para regiões intermediárias, onde existe uma curvatura na linha de discordância, a natureza é de uma discordância mista⁴⁰. 35
- Figura 9 – Arranjos atômicos que acompanham o movimento de uma discordância em cunha devido ao seu movimento provocado por uma força externa. (a) O plano extra é designado por A. (b) A discordância se move a uma distância atômica na medida em que A se liga ao plano B. (c) Um degrau se forma na superfície do cristal⁴⁰. 36

- Figura 10 – Trava de Lomer⁴¹. 39
- Figura 11 – Esquema ilustrando como é obtido o raio da ponta através de uma indentação na superfície através do cálculo da área projetada. 40
- Figura 12 – Ilustração de uma estrutura do tipo *zincblende*. Os átomos de In são representados pelas esferas azuis e os átomos de P pelas vermelhas⁴³. 42
- Figura 13 – Imagem típica de um substrato de InP e uma visão esquemática das direções cristalográficas representadas entre colchetes e dos planos cristalográficos representados entre parênteses. As faces que possuem alta densidade de átomos de índio são representadas pela letra A e os planos ricos em fósforo pela letra B. 43
- Figura 14 – Visão de vários planos do InP. (a) Vista frontal da família {100}, (b) {110} e (c) {111}. A figura (d) representa o mesmo que a figura (c) com menos átomos. As esferas amarelas representam átomos de índio e as cinzas átomos de fósforo⁴⁶. 44
- Figura 15 – Sequência de alguns planos {111} no cristal de InP. As bolinhas amarelas representam os átomos de In e as cinzas os átomos de P. As linhas vermelhas ajudam a identificar os planos que tem maiores probabilidades de escorregarem se o cristal for submetido a algum esforço mecânico⁴⁶. 45
- Figura 16 – Curva de deformação mecânica medida por AFM, mostrando a relação entre a força aplicada e a profundidade de penetração da ponta de diamante ou deformação de um material. 46
- Figura 17 – Visão transversal da amostra de InP, através de um microscópio de transmissão, deformada a temperatura ambiente sob 25 mN. As setas pretas mostram os planos que deslizaram. 47
- Figura 18 – Esquema do processo de litografia. Na figura (a), uma camada é depositada sobre o substrato de InP. Em (b), a amostra é colocada no AFM para que um padrão de linhas ou indentações seja criado na superfície. A amostra é então inserida no reator para promover a deposição de InAs (c), nucleando as nanoestruturas sobre os padrões (d). 50
- Figura 19 - Esquema de funcionamento do AFM. O movimento horizontal e vertical do cantilever é medido através da incidência de um laser na parte superior da ponteira que é refletido para um detector. A diferença (A+B)-(C+D) na intensidade de luz é proporcional a deflexão normal do

cantilever, enquanto a diferença $(A+C)-(B+D)$ é proporcional a torção do cantilever. 51

Figura 20 – O AFM usado em nossos experimentos, acoplado a um microscópio óptico que nos permite visualizar a região a ser litografada e a encontrá-la posteriormente. Em destaque no monitor, a imagem de um cantilever de nitreto de silício. 55

Figura 21 – Esquema mostrando a variação da força normal (a) e da amplitude de vibração do *cantilever* (b) em função do tempo. Δt é o intervalo de tempo em que a ponta indenta a superfície (a) ou tem o valor da amplitude da ponta aumentado (b). 56

Figura 22 - Imagens da ponta de diamante. À esquerda, uma imagem do *cantilever* tomada em microscópio óptico com um aumento de 200 vezes e a direita temos a imagem de microscopia eletrônica do grão de diamante. O esquema à esquerda e abaixo mostra algumas direções cristalinhas da ponta. 57

Figura 23 – Imagens do microscópio óptico das marcações feitas na superfície do InP e a ampliação de um deles realizada no AFM. Na imagem (a) o quadrado tem $20 \times 20 \mu\text{m}^2$ e é possível visualizar as indentações. Em (b) os quadrados possuem $60 \times 60 \mu\text{m}^2$. 58

Figura 24 – Imagens da uma ponta de silício. Em (a) e (b) temos a imagem de um cantilever e a ampliação da extremidade da ponta ⁵³. 59

Figura 25 – Gráfico genérico da amplitude de vibração do cantilever como uma função da distância varrida pela ponta na superfície do InP. Durante a indentação (circulo azul), a amplitude da ponta é grande, tendo energia suficiente para provocar defeitos no substrato. O circulo vermelho indica os locais onde a ponta varre a superfície sem provocar defeitos. 60

Figura 26 – Diagrama mostrando como o processo de varredura promovido pela cerâmica piezoelétrica do AFM movimenta a amostra em *zig-zag* em relação a ponta. Este movimento faz com que o AFM risque o InP quatro vezes com a face afiada e outras quatro com a face plana, criando 8 linhas neste caso. 62

Figura 27 – Imagem de MEV mostrando o resultado após o depósito de InAs. Resíduos provenientes da cola da fita adesiva ficam acumulados sobre a região litografada atrapalhando o resultado. 63

- Figura 28 - Foto das peças do porta-amostra desmontado a esquerda, e montado com um substrato de InP a direita. 64
- Figura 29 – À esquerda, uma foto do painel de controle do reator e a direita o tubo de quartzo aonde ocorrem às reações químicas e a deposição das nanoestruturas. 66
- Figura 30 – Fenômenos que ocorrem no interior do reator. 67
- Figura 31 – À esquerda, o padrão de difração encontrado quando a amostra de InP com linhas litografadas é medida no MET. A imagem correspondente ao vetor g escolhido no padrão é mostrada a direita. 70
- Figura 32 – Os padrões de difração correspondentes a imagens de (a) campo claro e (c) escuro são produzem as imagens (b) e (d), respectivamente. O vetor g escolhido foi o $[220]$ em (a) e em (c) foi $[-4-40]$. A projeção é $[110]$. 71
- Figura 33: Esquema mostrando a seqüência de desgaste do substrato para a obtenção do pedaço que contem a região de interesse para a medida de HRTEM. 72
- Figura 34: (a) Imagem de MET após a criação das trilhas 1 e 2 onde se pode notar a faixa de platina depositada sobre a região litografada. (b) A pinça que se movimenta através de um nanomanipulador (não mostrado) segurando o pedaço do substrato já cortado, antes da etapa final de desgaste. 73
- Figura 35 – Ilustração de defeitos criados com o modo dinâmico. Em (a) a amostra é posta em contato com a ponta amortecendo a amplitude de vibração, mudando a frequência da ponta. Dessa maneira a ponta é colocada no próximo local para indentar sem causar danos a superfície durante o deslocamento. Em (b), a cerâmica está retraída, aumentando a amplitude da ponta criando o defeito. Após o defeito criado (c), a amostra é colocada novamente em contato com a ponta e movida para o próximo local de indentação. 76
- Figura 36 – Imagens de AFM das indentações criadas com valores de *drive amplitude* de (a) 7,5 volts e (b) 15 volts e os respectivos perfis das linhas indicadas nas imagens. 78
- Figura 37 – Imagens de duas diferentes pontas de silício tomadas de uma amostra teste de CrN. (a) Um ponta de silício nova e (b) um ponta com cerca de 3000 indentações realizadas na superfície do InP. 79
- Figura 38 (a) Reconstrução de uma ponta de silício nova usada nesta tese para

- indentar o InP e (b) de uma ponta usada após 3000 indentações. Note a diferença entre as escalas. 80
- Figura 39 – Imagens de AFM dos defeitos produzidos com a distância entre os defeitos de 500 nm com valores de força normal de (a) 77 μ N e (b) 156 μ N com seus respectivos perfis . 82
- Figura 40 – Histograma do diâmetro e da profundidade dos defeitos como uma função da força normal com uma distância fixa de 500 nm entre cada indentação. 83
- Figura 41 – Simulação da ponta de diamante usada nesta tese para indentar o InP. Em destaque a geometria da extremidade do cristal. 85
- Figura 42 – Imagem de seção transversal de MET em campo claro de indentações criadas no InP com uma força de (a) 25 mN e (b) 35 mN. A seta na imagem (b) denota a mudança na direção de uma fratura ⁵¹. 86
- Figura 43 – Imagem de MEV ilustrando a forma esférica das indentações criadas com uma força de 77 μ N. A distância entre os buracos é de 500 nm. 87
- Figura 44 – Imagens de AFM dos defeitos produzidos com a distância entre os defeitos de (a) 250 nm e (b) 500 nm com seus respectivos perfis. A força aplicada foi de 77 μ N. 88
- Figura 45 – Histograma do diâmetro e da profundidade como uma função da distância entre os buracos produzidos usando uma força normal constante de 77 μ N. 89
- Figura 46 - Os modos contato e *tapping* produzem morfologias bem diferenciadas na superfície. (a) Imagem de AFM de pequenos defeitos produzidos pela indentação da ponta de silício na superfície de InP, com uma amplitude de 20V. (b) Imagem de AFM dos defeitos criados pelo modo de indentação contato, usando uma força de 77 μ N. Em ambos os casos, foram usados à distância de 500 nm entre os defeitos. 90
- Figura 47 – Perfil de profundidade das indentações antes (a) e depois (b) do ataque químico usando uma força normal aplicada de 77 μ N, onde a distância entre os defeitos é de 500 nm. O tempo de exposição ao ácido foi de 30 segundos. 92
- Figura 48 – (a) Imagem de MEV de buracos criados com 77 μ N de força e distância de 500 nm. (b) A ampliação de uma região de buracos mostra que estes

ainda mantêm o formato esférico após o ataque químico.	94
Figura 49 – Imagens de AFM em duas e três dimensões da litografia feita no modo dinâmico após a deposição das nanoestruturas de InAs.	96
Figura 50 – Imagens de AFM em duas e três dimensões da litografia feita no modo contato após a deposição das nanoestruturas de InAs. As indentações foram feitas usando uma força normal de 51 μN e distância de 500 nm entre os pontos.	97
Figura 51 – Imagem de MEV de uma nanoestrutura nucleada em um buraco criado por indentação em modo contato. Note nas regiões pontilhadas, indicadas pelas setas, a parte escurecida ao redor da nanoestrutura, que representa mudanças estruturais nos defeitos criados pela indentação.	98
Figura 52 – (a) Imagem de MEV de uma nanoestrutura de InAs em um defeito nanoindentado. A nanoestrutura é facetada e mostra a presença de um degrau na borda associado com uma discordância do tipo parafuso. (b) Um conjunto de nanoestruturas mostrando a natureza facetada dos cristais nucleados	99
Figura 53 – Imagens de MEV das nanoestruturas de InAs. As indentações foram feitas com forças normais de (a) 77 μN , (b) 102 μN e (c) 128 μN a uma distância de 1000 nm entre si.	100
Figura 54 – Imagens de MEV das nanoestruturas de InAs. As indentações foram feitas com forças normais de (a) 77 μN , (b) 102 μN e (c) 128 μN .	100
Figura 55 – Gráfico da densidade de nanoestruturas nucleadas nas indentações em função da força normal usada.	102
Figura 56 – Imagens de MEV de nanoestruturas de InAs. À esquerda, a distância entre as nanoestruturas é de 400 nm e à direita de 800 nm. A força aplicada na produção dos buracos foi de 77 μN .	103
Figura 57 – Gráfico do diâmetro das nanoestruturas de InAs em função da distância entre as mesmas.	104
Figura 58 – (a) Imagem de MEV das nanoestruturas nucleadas nas indentações. (b) A segmentação das nanoestruturas.	104
Figura 59 – Conjuntos de nanoestruturas nucleadas em padrões com distâncias de (a) 400 nm e (b) 800 nm.	105
Figura 60 – Histograma do diâmetro e da altura das nanoestruturas como uma	

- função da distância entre os defeitos criados com força normal constante de 77 μN . 106
- Figura 61 – Morfologia das nanoestruturas de InAs depositadas com um tempo de (a) zero segundos e (c) 4 segundos. Respectivamente (b) e (e) mostram uma ampliação da região litografada. A imagem (d) mostra uma ampliação de QDs nucleados fora da região litografada. A distância entre os defeitos criados foi de 800 nm usando uma força normal constante de 77 μN . 109
- Figura 62 – Imagens de AFM da superfície do substrato de InP depois de retirado do reator de MOCVD. Em (a) a fonte de TMIn permaneceu fechada durante a deposição e em (b) ela foi aberta por 4 segundos. 111
- Figura 63 – Histograma do diâmetro das nanoestruturas como uma função da distância entre os defeitos criados com força normal constante de 77 μN e do tempo de deposição. 113
- Figura 64 – Histograma da altura das nanoestruturas como uma função da distância entre os defeitos criados com força normal constante de 77 μN e do tempo de deposição. 114
- Figura 65 – Imagens de AFM das nanoestruturas em (a) 0 (b) 2 e (c) 4 segundos de deposição. Note o aumento na escala vertical e a evolução na forma da nanoestrutura. 116
- 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 . 119
- Figura 67 - Perfil correspondente às linhas mostradas na figura 51 quando a ponta risca com a face (a) afiada e (b) plana. 120
- Figura 68 – Gráfico do diâmetro das nanoestruturas de InAs em função da distância entre as mesmas. 121
- 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. 122
- 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. 123
- 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. 124
- 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. 125
- 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. 127
- 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. 128
- 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. 129
- 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. 131
- 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. 132
- 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. 134
- 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 $\langle 110 \rangle$. 135
- 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. 136

- Figura 81 - Imagens de MET de campo claro de um mesmo risco ao longo da direção $[01\bar{1}]$ sob diferentes condições. (a) $g = [1\bar{1}0]$, (b) $g = [0\bar{1}1]$, (c) $g = [011]$, (d) $g = [101]$. 137
- Figura 82 - Imagens de MET sob condições de difração opostas. Em (a) $g = [1\bar{1}0]$ e a metade direita da borboleta ou braço de roseta, é clara. Em (b) $g = [110]$ e a metade esquerda é clara. 138
- Figura 83 - Imagem de MET de campo claro dos riscos ao longo da direção $[00\bar{1}]$ sob a condição de $g = [220]$. 138
- 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 $77 \mu\text{N}$. 139
- 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). 141
- 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. 142
- 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 $26 \mu\text{N}$. 144
- 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) $[0\bar{1}0]$. 146
- Figura 89 – Crescimento seletivo de nanoestruturas de InAs em uma área litografada de $60 \times 60 \text{ nm}$. 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.

148

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].

149

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).

151

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.

154

Figura 93 – Imagem de AFM das nanoestruturas (a) antes e (b) depois de um filtro passa-alta ser aplicado.

167

Figura 94 – Exemplo da montagem de um mosaico de imagens sem a correção dos tons de cinza.

167