

Conclusões

Nesta tese foi estudado o mecanismo de deformação mecânica de semicondutores III-V, em especial do InP. Deformações foram produzidas através de indentações utilizando tanto o AFM como o indentador Triboscope.

A liberdade de torção da ponta do AFM dificulta o controle e a reprodutibilidade dos experimentos, por outro lado, através desse grau de liberdade da técnica foi possível medir a pressão necessária para a criação das primeiras discordâncias no cristal de InP. Nanoindentações com o AFM em materiais cristalinos que são sujeitos a um processo descontínuo de deformação sob ação de uma força, como o InP, devem ser cuidadosamente analisadas. Curvas de nanoindentações realizadas no AFM com pequenas forças, no limite de deformação elástica do material, podem ser utilizadas para medidas de módulo de elasticidade. Os valores de módulo de elasticidade obtidos nessas curvas são comparáveis com aqueles obtidos utilizando o sistema Triboscope.

As indentações realizadas com o AFM utilizam uma força muito pequena, conseqüentemente produzem deformações plásticas pouco profundas e de difícil análise, por isto, optamos por estudar o mecanismo de deformação do InP utilizando um nanoindentador. As indentações com o AFM ou nanoindentador foram realizadas no ar, portanto a deformação do óxido nativo sempre presente na superfície do InP precisava ser entendida. Foi realizado então uma análise da deformação mecânica da camada de óxido nativo presente na superfície do InP(100). Impressões plásticas residuais foram observadas na superfície para indentações que apresentaram curva de indentação no regime de deformação elástica para o InP. Essa deformação plástica foi atribuída à camada de óxido nativo. O acúmulo de material ao redor da região indentada é formado pelo óxido que flui desta região durante a nanoindentação. Essa inesperada deformação plástica da camada de óxido nativo causa um aumento na área real de contato entre a ponta e a superfície sob pressão, como conseqüência o valor da pressão média de contato é, nos trabalhos apresentados na literatura, superestimado na região elástica. O mesmo comportamento foi observado nas indentações para o GaAs.

Depois de atingido o limite de deformação elástica do material, se inicia o processo de deformação plástica deste, que foi estudado para duas geometrias diferentes. O processo de deformação plástica do InP foi inicialmente estudado a partir de nanoindentações utilizando uma ponta Berkovich. As indentações foram realizadas com a ponta orientada em diferentes direções do InP, utilizando diferentes forças máximas de indentação. Não foi observada

nenhuma dependência das medidas das propriedades mecânicas do InP com a orientação da ponta nas indentações. A deformação plástica da camada de óxido nativo, enquanto o InP se deforma elasticamente, também é observada para indentações com a ponta Berkovich. Ao contrário do reportado na literatura, o processo de deformação mecânica do InP com esta ponta, embora pareça contínuo, apresenta descontinuidades para indentações realizadas com altas forças que são associadas à sucessivos escorregamentos de planos {111} seguidos de travamento das discordâncias. A presença de acúmulo de material e fissuras ao redor da indentação orientados nas direções $\langle 110 \rangle$ do InP sugere a observação de fluxo vertical de material decorrente do processo de deformação e de discordâncias que encontram a superfície do cristal.

A distribuição de pressão na região indentada depende da geometria do indentador, portanto, para analisarmos com mais detalhes o mecanismo de deformação do InP, uma ponta conossférica foi utilizada. A distribuição de pressão para esta ponta é isotrópica e devido ao seu raio de curvatura permite uma melhor visualização da transição de deformação elástica para plástica do material. Foi observado que a deformação plástica do InP, que ocorre com o escorregamento dos planos {111} do cristal, é iniciada com um evento catastrófico mostrado nas curvas de indentação como uma descontinuidade. Gostaríamos de salientar aqui que as indentações realizadas nesta tese foram feitas com uma ponta que é aproximadamente 15 vezes menor do que qualquer outra ponta já reportada na literatura. Este fato contribuiu para a observação de fissuras ao redor da indentação indicando o aparecimento de discordâncias na superfície do cristal. Rachaduras também são observadas na superfície e atribuídas a quebra do material devido ao travamento de discordâncias próximas da superfície. Micrografias das seções transversais das indentações mostram alta densidade de discordâncias formadas pelos planos {111} escorregados e, ao contrário do reportado na literatura, nenhuma rachadura foi detectada abaixo da superfície deformada. Foram observadas discordâncias também ao redor da indentação sendo estas responsáveis pelo fluxo vertical de material ao redor da indentação.

A compreensão dos mecanismos de deformação mecânica do InP contribuiu para um melhor controle da nucleação de nanoestruturas nos defeitos superficiais do semiconductor. Além de entender o processo de deformação mecânica deste, foi observada alta densidade de discordâncias do tipo espiral decorrentes do processo de indentação, que são responsáveis para guiar a nucleação seletiva. Em indentações com o AFM, a observação do movimento de torção do cantilever iniciando o processo de deformação plástica do InP contribui para diferenciar as deformações na superfície causadas no InP, daquelas causadas na camada de óxido superficial, uma vez que a segunda, não é capaz de nuclear as nanoestruturas.