

PROPRIEDADES ELÉTRICAS DA LIGA $Al_xGa_{1-x}As$ DOPADA COM SILÍCIO

IVAN FREDERICO LUPIANO DIAS¹
ROGÉRIO CHAVES MIRANDA²
ALFREDO GONTIJO DE OLIVEIRA²

DIAS, i.F.L. Propriedades elétricas da liga $Al_xGa_{1-x}As$ dopada com Silício. **Semina:** Ci. Exatas/Tecnol., Londrina, v. 14/15, n. 4, p. 329-338, dez. 1993/dez. 1994.

RESUMO: *Discutimos a influência das condições de crescimento, concentração de dopantes e composição sobre as propriedades elétricas de amostras da liga ternária $Al_xGa_{1-x}As$ dopada com Silício, preparadas pela técnica de epitaxia por feixe molecular (MBE).*

PALAVRAS-CHAVE: *Semicondutores, Liga Ternária, Epitaxia por Feixe Molecular.*

1 - INTRODUÇÃO

A importância do estudo da liga $Al_xGa_{1-x}As$ não dopada e dopada deve-se à sua aplicação em uma enorme variedade de dispositivos eletrônicos e optoeletrônicos (WEISBUCH, 1987). Estes dispositivos desempenham papel fundamental na tecnologia de comunicações ópticas, enlaces por microondas e instrumentação eletrônica. O desempenho desses dispositivos depende fundamentalmente das propriedades ópticas e elétricas das camadas epitaxiais que os compõem. A dopagem (incorporação intencional e controlada de impurezas na rede cristalina do material) é responsável pela alteração das propriedades ópticas e elétricas dos materiais que compõem as camadas epitaxiais dos dispositivos.

Basicamente, seis tipos de elementos químicos têm sido usados como dopantes do tipo n para o GaAs e a liga $Al_xGa_{1-x}As$ preparadas pela técnica de epitaxia por

feixe molecular MBE (do inglês - Molecular Beam Epitaxy). São eles os elementos do grupo IV-Si, Ge e Sn, que são incorporados na rede substituindo os do grupo III (Ga e Al) e os elementos do grupo VI-Te, Se e S, substituindo o As (grupo V). O Silício é atualmente considerado como o dopante do tipo n mais adequado ao crescimento do GaAs e da liga AlGaAs, devido a permitir perfis de dopagem e interfaces abruptas, controle da concentração de dopantes/portadores livres, e altas concentrações de portadores livres. Esse resultado deve-se, principalmente, às seguintes propriedades do Silício:

- a) apresenta um coeficiente de incorporação igual a 1 (CHAI et al., 1981; WOOD, 1985);
- b) apresenta um caráter fracamente anfótero (WOOD, 1985; DRUMMOND et al., 1982; NEAVE et al., 1983), ocupando preferencialmente os sítios do Gálio e Alumínio;

1 - Departamento de Física/CCE - Universidade Estadual de Londrina. Caixa Postal 6001, Londrina, Paraná, Brasil, CEP 86051-970.

2 - Departamento de Física/ICEX - Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, Minas Gerais. Brasil.

c) apresenta baixos efeitos de segregação e difusividade na superfície de crescimento (CHAI et al., 1981; WOOD, 1985; DRUMMOND et al., 1982).

O Silício tem sido basicamente o único dopante doador utilizado na preparação de Heteroestruturas com Modulação por Dopagem (HMD), à base de GaAs/AlGaAs. Entretanto, o processo de incorporação do Silício em outras ligas ternárias III-V ainda não é tão bem conhecido quanto em GaAs. O Silício apresenta o fenômeno da segregação (HEIBLUM et al., 1983; INOUE et al., 1985); ROCKETT et al., 1986), embora em nível inferior ao de outros dopantes, provocando o alargamento do perfil de dopagem (ROCKETT et al., 1986). Uma peculiaridade da liga ternária quando dopada com Silício, ou outro dopante tipo n, é o surgimento de um centro profundo - consagrado na literatura como centro DX (LANG et al., 1977). Esse centro ainda é sujeito a intenso estudo (HJALMARSON & DRUMMOND, 1986; MOONEY, 1990; CHADI & CHANG, 1988; LI et al., 1989; BARDELEBEN et al., 1989; DMOCHOWSKY et al., 1989; BLOM et al., 1989; DIAS et al., 1991; SAMPAIO et al., 1991). O centro profundo surge também no GaAs em condições especiais: pressões hidrostáticas de 20 a 30 Kbar (MIZUTA et al., 1985) e altas dopagens (THEIS et al., 1988).

Em regime de altas dopagens outros processos de incorporação e/ou centros de compensação desconhecidos têm sido relatados (SOUZA et al., 1988; MACGUIRE et al., 1987). O limite da concentração de portadores livres não está bem estabelecido, estando em torno de 10^{19} cm^{-3} (CHAI et al., 1981; WOOD, 1985).

Existem dúvidas a respeito do papel dos parâmetros de crescimento nos processos de incorporação do Silício no material volumétrico ("**bulk**") (CHAI et al., 1981; WOOD et al., 1985; DRUMMOND et al., 1982; NEAVE et al., 1983; HEIBLUM et al., 1983; INOUE et al., 1985; ROCKETT et al., 1986) e sua influência no funcionamento de dispositivos (INOUE et al., 1984; GUILLEMOT et al., 1987; ALRAKSINEN et al., 1988). Neste artigo fazemos uma discussão das propriedades elétricas do $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ dopado com Silício em função dos parâmetros de crescimento para composição da liga (x) entre 0,25 e 0,35, de enorme interesse para aplicação em dispositivos.

2 - O CRESCIMENTO DO AlGaAs DOPADO COM SILÍCIO: UMA BREVE REVISÃO

Películas de $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ não dopadas e dopadas com Silício e Berílio para $x < 0,3$ (COLLINS et al., 1983), crescidas por MBE a altas temperaturas (680°C - 700°C), apresentam uma eficiência quântica comparável àquelas obtidas por outras técnicas epitaxiais (DRUMMOND et al., 1982; ALEXANDER et al., 1986). Alguns autores usam uma razão de fluxos entre os materiais constituintes da liga (R) - fluxo material V/fluxo material III - de aproximadamente 2 para o crescimento do AlGaAs não dopado (WICKS et al., 1981) e de 2,5 para o AlGaAs dopado com Silício (MORKOÇ et al., 1979) para obtenção de amostras

com boa eficiência quântica. Outros autores (SOUZA et al., 1988) utilizam, entretanto, uma razão de fluxos maior (R - 8), de modo a minimizar os efeitos do caráter anfotérico do Silício. A incorporação do Silício parece estar ligada além da razão de fluxos (R) à composição da liga (x) e à temperatura do substrato (Ts). ROCKETT et al., 1986 mostraram que, para a composição da liga com x igual a 0,3 e 1, a probabilidade de incorporação do Silício decresce de 1 a 600°C para cerca de 0,5 a 725°C. Na faixa de temperatura entre 630°C e 690°C, ocorre um alargamento no perfil de dopagem, induzido por segregação. DRUMMOND et al., 1982 também observaram que, para temperaturas do substrato a partir de 650°C, o coeficiente de segregação do Silício decresce. Eles obtiveram, entretanto, perfis de dopagem de alta resolução, sem alargamento, numa faixa de temperatura entre 630°C e 720°C. Trabalhos realizados em POÇOS Quânticos Simetricamente Dopados (PQSD) (GUILLEMOT et al., 1987) e em heteroestruturas com canal na interface invertida (ALRAKSINEN et al., 1988) associam os efeitos de difusão/segregação do Silício aos baixos valores das mobilidades elétricas observadas. Pesquisas com amostras de dopagem planar (LANZILOTTO et al., 1989; RODRIGUES et al., 1991) mostram conclusivamente que existe difusão mesmo a baixas temperaturas do substrato (Ts < 600°C). Para amostras com dopagem planar em AlGaAs com x de 0,25 a difusão pode atingir até 450°C à temperatura do substrato de 640°C (LANZILOTTO et al., 1989). Em experiências visando obter amostras com altas dopagens, utilizando condições de crescimento especiais (Ts = 600°C, r = 0,14 mm/h, R = 2) HEIBLUM et al., 1983 mostraram o efeito de uma acumulação superficial do Silício, efeito que cresce com a concentração de Alumínio. Essa acumulação ocorre na liga AlGaAs, para um nível de dopagem inferior ao do mesmo fenômeno em GaAs. KUNZEL et al., 1983, argumentam serem as propriedades elétricas do AlGaAs dopado com Silício pouco afetadas, como as ópticas, para a faixa de Ts de 600°C a 650°C, devendo-se cuidar somente para evitar a região onde ocorre desorção preferencial do Gálio na superfície de crescimento (Ts ~ 640°C).

MORKOÇ et al., 1979 relatam que a mobilidade Hall dos portadores de carga aumenta com o aumento de Ts e diminui com R. (A mobilidade é o indicativo da boa qualidade elétrica da amostra). Geralmente, entretanto, as mobilidades elétricas em amostras de AlGaAs crescidas por MBE são baixas ($\sim 10^3 \text{ cm}^2/\text{Vs}$) quando comparadas a amostras crescidas por outras técnicas epitaxiais (ILEGEMS, 1985). SWAMINATHAN & TSANG, 1981, trabalhando com estanho sugerem que com o aumento de Ts (400°C a 675°C) uma série de centros complexos ($\text{Sn-V}_{\text{Ga}}, \text{Sn-V}_{\text{As}}$) tornam-se instáveis, desaparecendo a altas temperaturas. Estes centros têm equivalentes quando liga é dopada com Silício, ocorrendo portanto, uma melhoria de qualidade óptica na liga AlGaAs dopada com Silício com o aumento da temperatura do crescimento. ASHIZAWA & WATANABE, 1985 mostram que os fenô-

menos envolvendo o centro DX não dependem criticamente dos parâmetros de crescimento.

3 - DETALHES EXPERIMENTAIS

As amostras de $Al_xGa_{1-x}As$ dopado com Silício, foram preparadas utilizando a técnica de epitaxia por feixe molecular (MBE) a duas temperaturas de substrato diferentes (640°C e 680°C), com a razão de fluxos (R) entre os elementos do grupo V (As) e os elementos do grupo III (Ga, Al) variando entre 1 e 2, diferentes dopagens, em uma faixa de composição da liga de 0,26 a 0,35 - de interesse para a fabricação de dispositivos - e uma taxa de crescimento (r) de 1,0 mm/hr. A estrutura das amostras consiste de uma camada buffer de GaAs (0,2 a 0,5 mm), seguida de uma camada de AlGaAs não dopada (>0,25 mm), vindo então a camada de AlGaAs dopada com Silício com espessura variando entre 0,3 e 1,2 mm. A amostra é finalizada com uma camada de cobertura de GaAs dopada com Silício (100 Å), para facilitar a formação de contatos ôhmicos. O esquema pode ser visto na Figura 1 e os parâmetros de crescimento e dados sobre propriedades elétricas das amostras na Tabela 1.

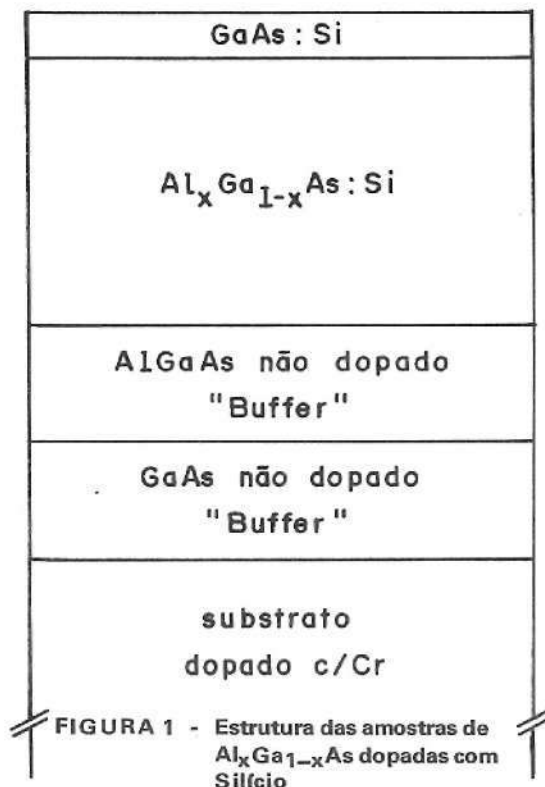


TABELA 1 - $Al_xGa_{1-x}As$ DOPADO COM Si

AMO	T_s (°C)	R	x(%)Al	T_{Si} (°C)	d (µm)	N_{Si} (10^{17} cm^{-3})	n_H (10^{17} cm^{-3})	300 K μ_H (cm^2/Vs)
AD-1	680	1,1	0,34	1100	0,5	—	1,3	330
AD-2	680	1,1	0,35	1050	0,3	7,0	0,73	500
AD-3	680	1,7	0,33	1000	0,5	1,5	0,27	530
AD-4	640	2,0	0,32	1100	0,6	50,0	1,4	150
AD-5	640	2,0	0,33	1050	0,5	6,0	0,66	570
AD-6	640	1,5	0,29	1050	0,6	—	2,4	900
AD-7	640	1,8	0,26	1050	0,7	11,0	2,8	900
AD-8	640	1,2	0,27	1075	1,2	1,6	8,0	600
AD-9	640	1,2	0,28	1025	1,2	—	0,95	1000
AMO-66	600	1,8	0,0	1050	1,0	—	4,0	2340

Para uma das amostras, a camada não dopada de AlGaAs (ou espaçador) foi de somente 900Å. Essa amostra apresentou valores típicos de mobilidade de um material "bulk" a 300K. A 77K, sob iluminação, a mobilidade medida foi relativamente alta, fora do padrão das outras amostras. Medidas Hall pela técnica de Van der Paw foram realizadas com uma corrente de 5mA e campo magnético de 0,5 Tesla em 2 criostatos: um de imersão, em que foram feitas medidas a 77K sob fotoexcitação e outro de "dedo frio", para medidas com variação de temperatura. Os contatos ôhmicos foram feitos em amostras de 0,5x0,5 cm², com bolas de In + Sn (4%) nos cantos da amostra, mantidas a 400°C por 10 minutos em uma atmosfera de N₂. A realização de medidas em criostatos diferentes levou a resultados diferentes para a mesma amostra a 77K no escuro (mas não a 300K). A diferença foi associada aos processos de resfriamento empregados. No criostato de imersão o resfriamento é imediato, enquanto que no criostato de "dedo frio", o processo leva aproximadamente 1 (uma) hora. De acordo

com KUNZEL et al. 1983, essa diferença se deve ao atraso existente entre a condição de equilíbrio térmico e a de equilíbrio eletrônico. Outros autores (BARDELEBEN et al., 1989; HURD et al., 1987; FALT et al., 1987) também citam fenômeno semelhante em ligas de AlGaAs dopada tipo n "bulk" e em Heteroestruturas Moduladas por Dopagem.

4 - RESULTADOS EXPERIMENTAIS

4.1 — Influência dos Parâmetros de Crescimento

A Figura 2 mostra as medidas da concentração de portadores livres medidas por efeito Hall (n_H), à temperatura ambiente e a concentração de carga líquida ($[N_D^+ - N_A^-]$) medida pelo perfilador eletroquímico Polaron em função do inverso da temperatura da célula de Silício. A curva de pressão de vapor do Silício é representada pela linha cheia grossa (AMERICAN INST. OF PHYSICS HANDBOOK, 1972).

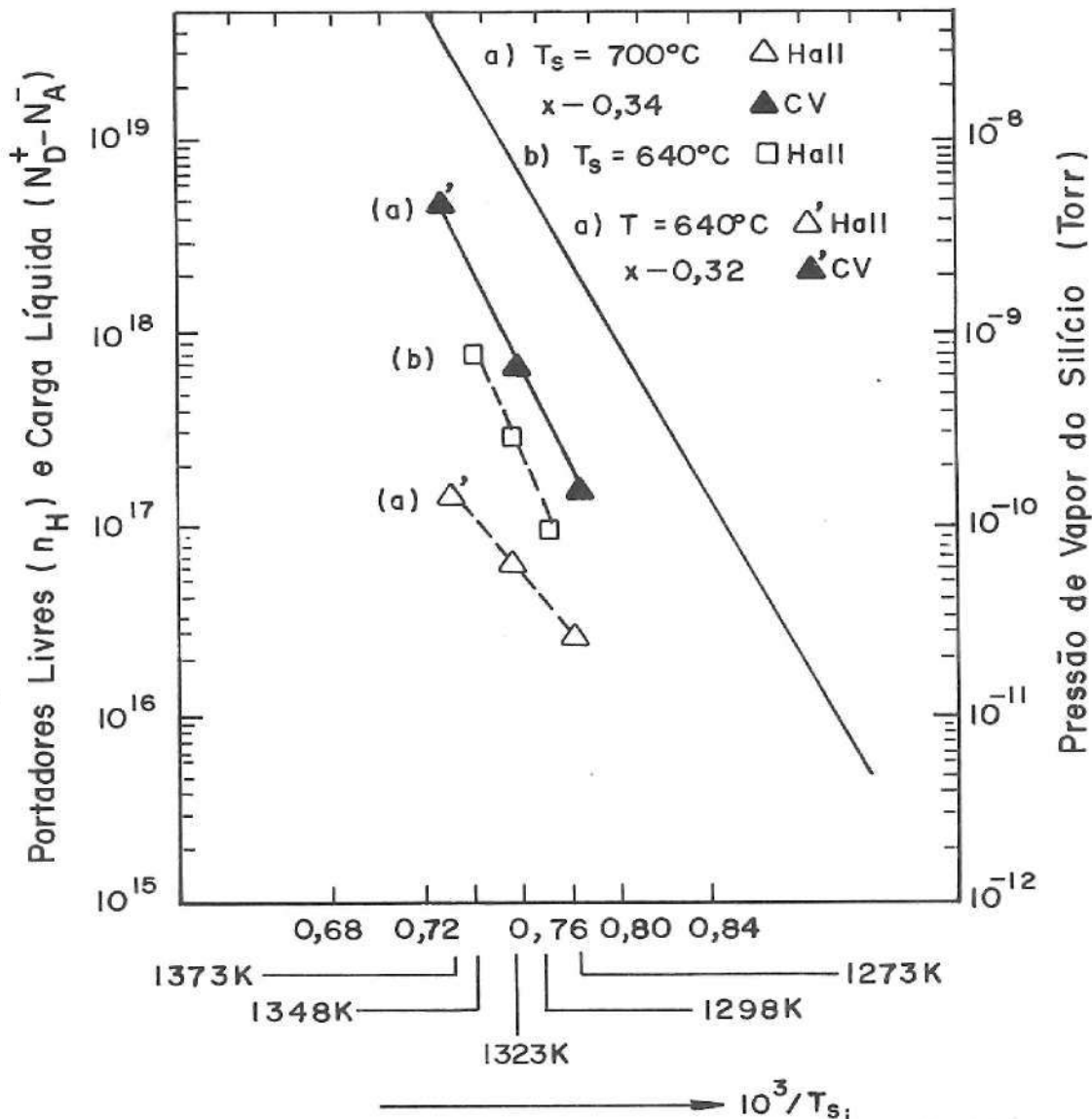


FIGURA 2 - Concentração total de cargas ($N_D^+ - N_A^-$), obtida com o perfilador eletroquímico Polaron e concentração de portadores livres obtida por medidas Halletm função do inverso da temperatura da célula de Silício

As amostras preparadas são divididas em dois grupos sob diferentes condições de crescimento e composição da liga. O grupo (a) com $T_s \sim 680^\circ\text{C}$; $0,33 < x < 0,35$, indicadas por $\dots\Delta\dots, \blacktriangle\dots$ e o grupo (b) com $T_s \sim 640^\circ\text{C}$; $0,26 < x < 0,29$, indicado por $\dots\square\dots$. A amostra indicada por $\dots\Delta\dots, \blacktriangle\dots$ tem $x \sim 0,33$, mas é crescida a $T_s \sim 640^\circ\text{C}$. Os pontos experimentais obtidos por medidas Hall são indicados por figuras geométricas em branco e por medidas Capacitância-Voltagem (CV) por figuras geométricas cheias. As curvas obtidas por medidas CV do grupo (a) e por medidas Hall do grupo (b) mostram inclinação praticamente igual à da curva de pressão de vapor do Si. A curva obtida por medidas Hall do grupo (a) apresenta uma inclinação menor. A variação da concentração de portadores Hall entre os conjuntos (a) e (b) deve-se basicamente as diferentes composições das ligas, mos-

trando um aumento na concentração de centros profundos quando passamos de $x \sim 0,27$ para $x \sim 0,34$. Abordaremos especificamente estes centros em outro artigo uma vez que sua concentração não depende das condições de crescimento, ênfase desse trabalho (ASHIZAWA & WATANABE, 1985; ISHIKAWA et al., 1985). Uma concentração líquida de carga $5,0 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ foi atingida para temperatura da célula de Silício (T_{Si}) de 1100°C . A menor inclinação das medidas por Hall nas amostras do grupo (a) podem estar associadas a uma maior concentração de centro DX em consequência do aumento da dopagem.

Na Figura 3 é mostrado o perfil eletroquímico de algumas amostras, o que nos permite comparar as diferentes condições de crescimento empregadas (ver quadro inserido na Fig.3).

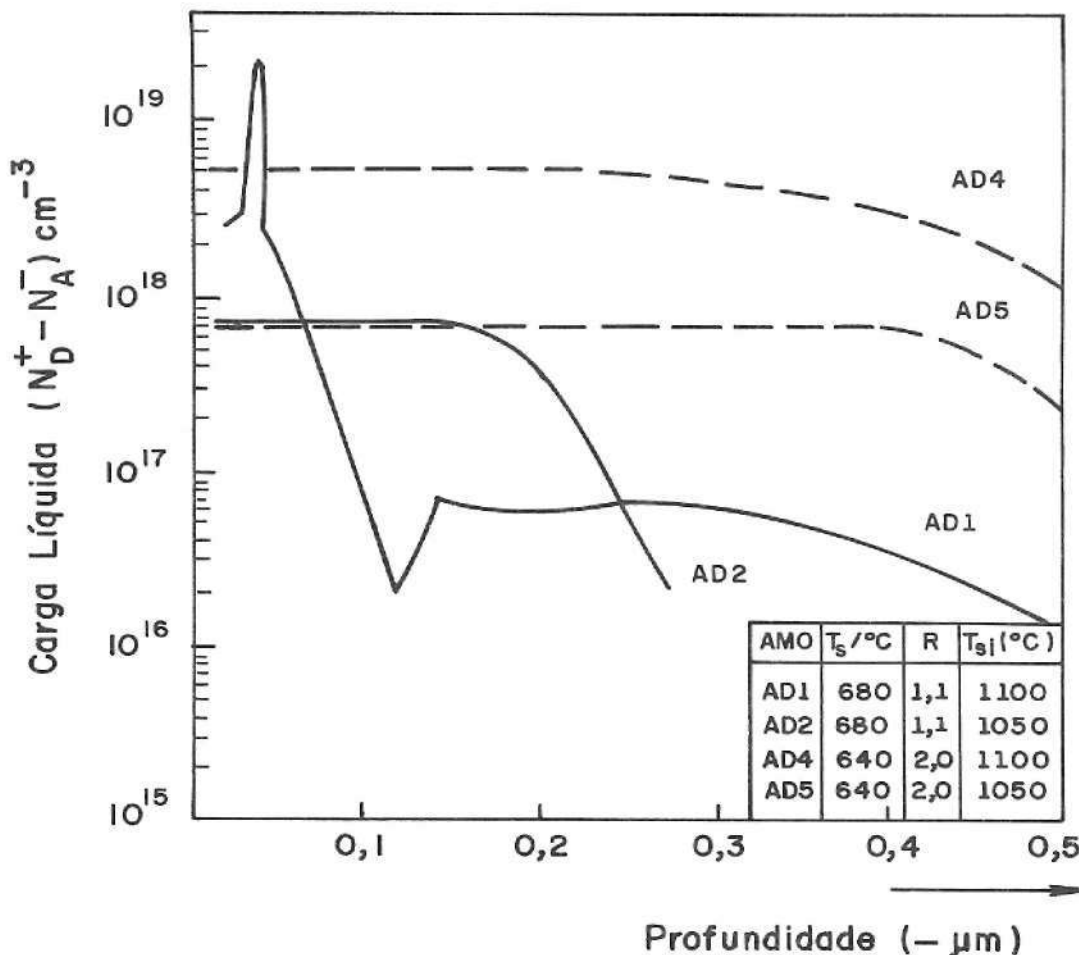


FIGURA 3 - Perfil eletroquímico de algumas amostras preparadas sob diferentes condições de crescimento e dopagens de Silício

Com $T_{Si} = 1100^{\circ}C$, a amostra AD-1 ($T_s = 680^{\circ}C$, $R = 1,1$) apresenta um comportamento que é associado à segregação do Silício na frente de crescimento. Quase ao final do crescimento, atinge um pico com

$[N_{D+} - N_{A-}] \sim 2 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$. A amostra AD-4 com outra concentração de Silício, apresenta uma dopagem mais homogênea indicando uma situação mais propícia a incorporação do Silício. As amostras AD-2 e AD-5 com dopagens mais baixas ($T_{Si} = 1050^{\circ}C$), embora sob diferentes condições de crescimento, apresentam uma concentração praticamente igual ($6-7 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$) com boa homogeneidade. Deduz-se disto que somente para altas dopagens, a temperatura do substrato será rele-

vante para a incorporação do Silício. Desta forma, pode-se obter amostras com a segregação do Silício determinada principalmente pela quantidade de Silício presente na frente de crescimento.

4.2. Transporte de Elétron no AlGaAs Dopado com Silício

Na Figura 4 mostramos a variação da concentração de portadores livres e da mobilidade a 300K para uma concentração de Silício fixa ($T_{Si} = 1050^{\circ}C$), em função da composição de Alumínio na liga (x).

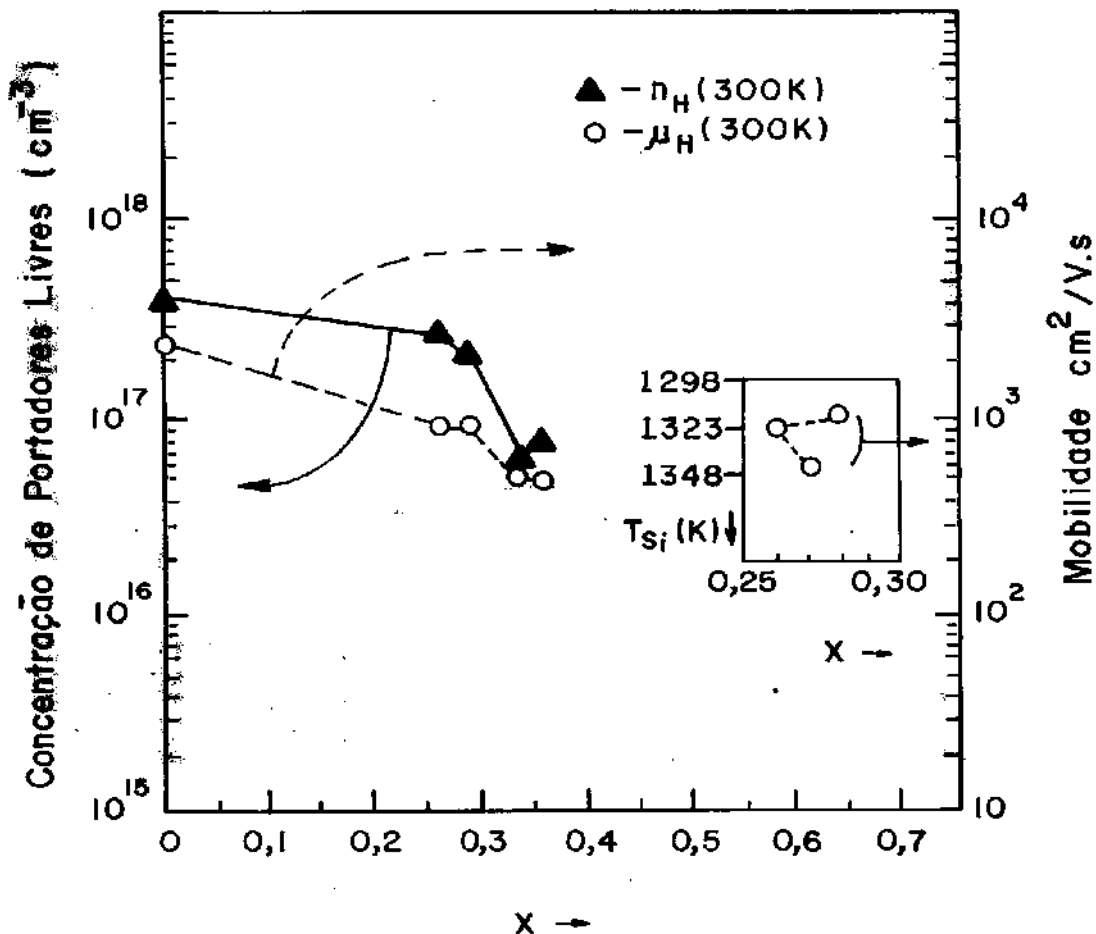


FIGURA 4 - Variação da concentração e da mobilidade dos portadores livres à 300 K. Quadro inserido contém a variação da mobilidade comparada à variação da temperatura da célula de Silício (T_{Si})

A concentração de portadores - $n_H(300K)$ - decresce com o aumento de x , de modo suave até $x \sim 0,3$ e de maneira mais forte a partir daí. Tal efeito se deve ao aumento da concentração de centros profundos com o aumento de x e ao fato destes centros não estarem completamente ionizados à temperatura ambiente. Vários trabalhos mostram resultados semelhantes, seja com a liga AlGaAs dopada com Silício preparada por MBE (KUNZEL et al., 1983; ISHIBASHI et al., 1982) ou por outras técnicas de crescimento epitaxial como LPE (KANEKO et al., 1977) para a liga AlGaAs dopada com Selênio e OMVPE (YANG et al., 1982) para a liga AlGaAs dopada com Estanho.

A mobilidade a 300K - $\mu_H(300K)$ decresce com o aumento do x , da mesma maneira que a concentração de portadores livres. Acreditamos que os mecanismos de

espalhamento da liga (μ_A), região de carga espacial (μ_{sc}) e intervalos (μ_{IN}) sejam os determinantes para explicar o comportamento de mobilidade, uma vez que o espalhamento por fônons da rede é relativamente independente da composição da liga. A variação da mobilidade com as diferentes concentrações de dopantes é mostrada no quadro inserido na Figura 4. Para uma variação da concentração de portadores, $n_H(300K)$, de $2 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ a $8 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$, a mobilidade variou de $1000 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ a $600 \text{ cm}^2/\text{Vs}$. Isso demonstra a influência do mecanismo de espalhamento associado às impurezas ionizadas à temperatura ambiente.

O comportamento da concentração de portadores livres e da mobilidade em função da temperatura (no escuro) é ilustrado na Figura 5 para a amostra AD-8 ($x \sim 0,27$, $N_{Sj} = 1,6 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$).

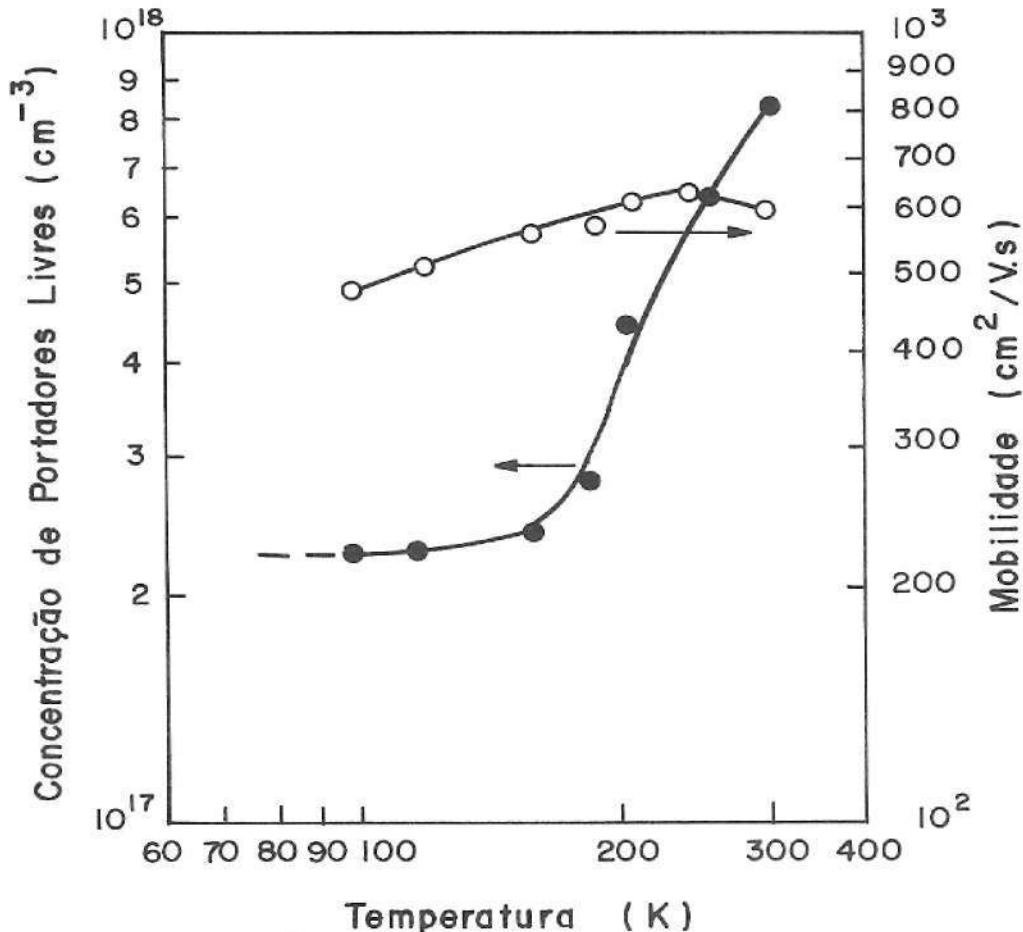


FIGURA 5 - Comportamento da concentração e da mobilidade dos portadores livres em função da temperatura para a amostra AD-8.

A mobilidade apresenta um máximo para $T \sim 240\text{K}$. Um máximo semelhante é encontrado por HURD et al., 1987 para uma liga de AlGaAs dopada com Silício com $x = 0,3$ e concentração de Silício ($N_{\text{Si}} = 3,0 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$). STRINGFELLOW et al., 1980 também mostra um máximo da mobilidade em temperaturas um pouco menores ($T \sim 210\text{K}$) para amostras com composição diferente ($x = 0,35$) e dopagens menores ($n_{\text{H}} < 10^{17} \text{ cm}^{-3}$). STRINGFELLOW et al., 1980 atribui este comportamento da mobilidade à competição entre o espalhamento por impurezas ionizadas, dominante a temperaturas baixas, e o dado por carga espacial, dominante a altas temperaturas.

Na Figura 6 ilustramos a variação da mobilidade com a concentração de portadores livres à temperatura ambiente [$\mu_{\text{H}}(300\text{K})$ vs. $n_{\text{H}}(300\text{K})$] do conjunto de amostras (AD-1 a AD-9), preparadas para este trabalho. Para efeito de comparação com outros resultados da literatura utilizamos a curva empírica proposta por HILSUM (1974) – com $\mu = \mu_0 [1 + (n/n_0)^m]$, onde $\mu_0 = 10000 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ para $x = 0,8$; $8000 \text{ cm}^2/\text{Vs}$, para $x = 0,1$; $5800 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ para $x = 0,3$ e $3700 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ para $x = 0,2$; $n_0 = 10^{17} \text{ cm}^{-3}$; $m = 0,4$, também utilizado por ILEGEMS, 1985. A baixas dopagens, os valores das mobilidades das amostras de AlGaAs dopadas com Silício preparadas por MBE, devido ao alto grau de compensação, caem abaixo do esperado para a curva de Hilsun. Para níveis de dopagens maiores os resultados de nossas amostras e outras crescidas por MBE constantes na literatura (é indicada na Figura 6 a amostra de maior mobilidade obtida por CHAND et al., 1984), concordam com os valores para as amostras preparadas por outras técnicas.

Do conjunto de amostras discutido não é possível estabelecer maiores relações a respeito do papel da temperatura do substrato (T_s) ou da razão de fluxos (R) sobre o ajuste de $\mu_{\text{H}}(300\text{K})$ vs $n_{\text{H}}(300\text{K})$, uma vez que composições diferentes de Alumínio da liga podem "mascarar" a interferência destes parâmetros na qualidade das amostras.

5 - CONCLUSÃO

As condições de crescimento da liga de AlGaAs:Si foram discutidas considerando-se basicamente duas condições de temperatura do substrato diferentes (640°C e 700°C), composições da liga na faixa de 0,25 a 0,35; freqüentemente utilizada em dispositivos; e variações de dopagem na faixa de 10^{16} cm^{-3} a 10^{18} cm^{-3} . Um resultado interessante foi obtido na comparação entre amostras crescidas com a mesma dopagem a temperaturas do substrato diferentes (Figura 3), indicando uma homogeneidade da dopagem, mesmo a temperaturas mais altas. Isto dá uma indicação do papel da concentração do Silício nos processos de segregação/difusão deste dopante na liga de AlGaAs. Um amplo estudo de revisão e resultados deste trabalho mostram que a discussão das melhores condições de crescimento para a liga AlGaAs:Si ainda não está encerrada, estando os processos de incorporação e segregação/difusão do Silício por serem melhor entendidos. A preparação de um conjunto maior de amostras de AlGaAs:Si, com um controle mais rigoroso do crescimento, através do acompanhamento por técnicas "in situ" e em condições de T_s e R mais variadas, surgem como uma extensão natural deste trabalho.

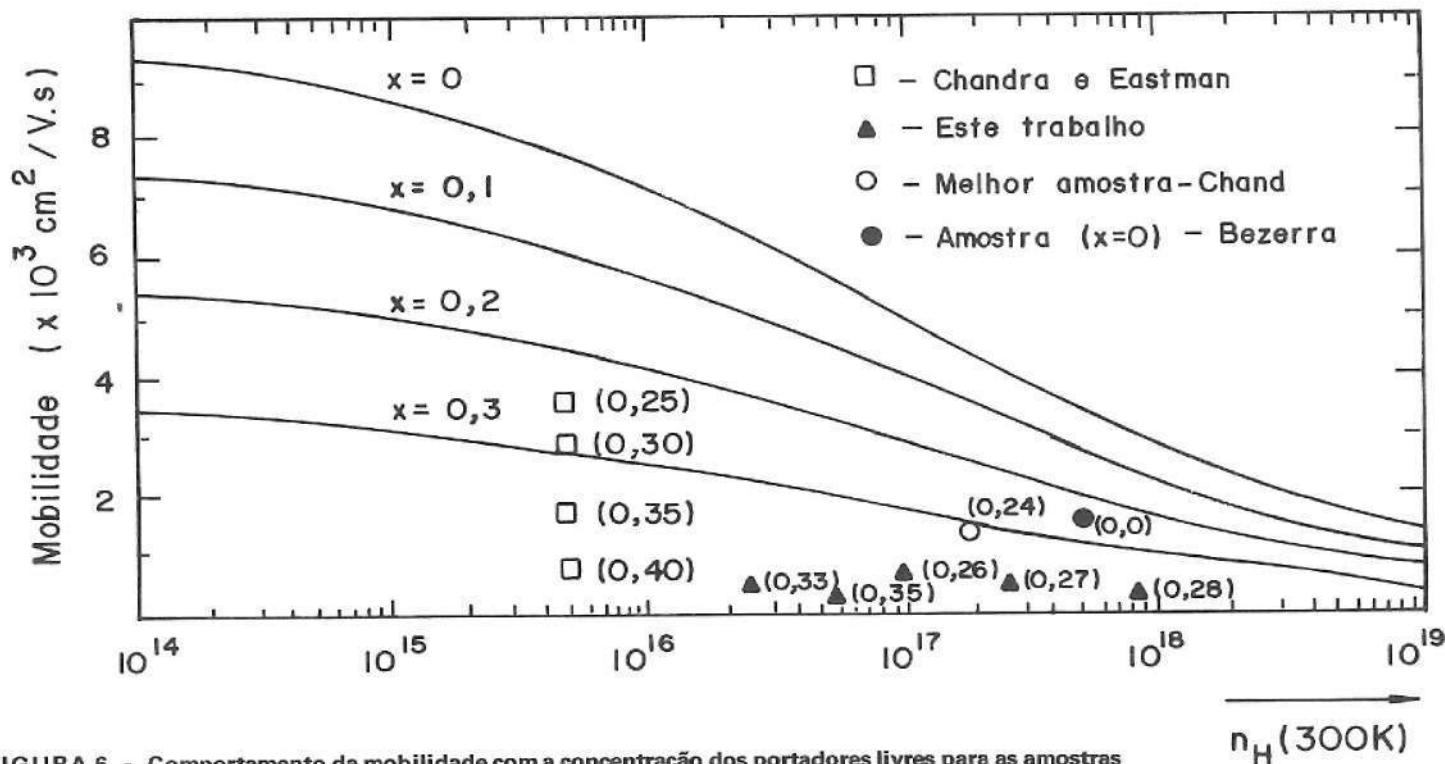


FIGURA 6 - Comportamento da mobilidade com a concentração dos portadores livres para as amostras AD-1 a AD-9. Compara-se com a curva empírica proposta por Hilsun¹⁷ - 1974

DIAS, I.F.L. Electrical properties of Si-doped alloy $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$. **Semina: Ci. Exatas/Tecnol**, Londrina, v. 14/15, n. 4, p. 329-338, Dec. 1993/Dec. 1994.

ABSTRACT: We investigate the influence of growth conditions, doping concentration and alloy composition on the electrical properties of Si-doped $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ samples prepared by Molecular Beam Epitaxy (MBE).

KEY-WORDS: Semiconductors, Ternary Alloy, Molecular Beam Epitaxy.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AIRAKSINEN, V.M.; HARRIS, J.J.; LACKLISON, D.E.; BEALL, R.B.; HILTON, D.; FOXON, C.T.; BATTERSBY, S.J. The effect of strong localization on the mobility of electrons in modulation doped inverted structures. *J. Vac. Sci. Technol. B.*, v. 6, n. 4, p. 1151, 1986.
- ALEXANDER, F.; LIÉVIN, J.L.; MEYNADIER, M.H.; DELALANDE, C. GaAs/Ga $_{1-x}$ Al $_x$ As and Ga $_{1-x}$ Al $_x$ As/GaAs Heterointerfaces Grown by Molecular Beam Epitaxy. *Surf. Sci.*, v. 168, p. 454, 1986.
- AMERICAN INSTITUTE OF PHYSICS HANDBOOK. 3 ed. New York: Mc Graw Hill Book, 1972.
- ASHIZAWA, Y.; WATANABE, M.O. Grown Condition Independence Observed for DX Center in Si doped AlGaAs grown by Molecular Beam Epitaxy. *Jpn. J. Appl. Phys.*, v. 24, n. 11, p. L 883, 1985.
- BARDELEBEN, H.J. VON; BOURGOIN, J.C.; BASMAJI, P.; GIBART, P. Electron - paramagnetic resonance study of the Sn DX center in direct gap Ga $_{0,69}$ Al $_{0,31}$ As. *Phys. Rev. B.*, v. 40, p. 5892, 1989.
- BLOM, P.W.; KOENRAAD, P.M.; BLOM, F.A.P.; WOLTER, J.H. Analysis of the shallow and deep center occupancies in Si - doped Al $_x$ Ga $_{1-x}$ As using a multilevel donor model. *J. Appl. Phys.*, v. 66, n. 9, p. 4269, 1989.
- CHADI, D.J.; CHANG, K.J. Theory of the Atomic and Electronic Structure of DX centers in GaAs and Al $_x$ Ga $_{1-x}$ As Alloys. *Phys. Rev. Lett.*, v. 52, p. 383, 1988.
- CHAI, Y.G.; CHOW, R.; WOOD, C.E.C. The effect of growth conditions on Si incorporation in molecular beam epitaxial GaAs. *Appl. Phys. Lett.*, v. 39, n. 10, p. 800, 1981.
- CHAND, N.; HENDERSON, T.; KLEM, J.; MASSELINK, W.T.; FISCHER, R.; CHANG, Y.C.; MORKOÇ, H. Comprehensive analysis of Si-doped Al $_x$ Ga $_{1-x}$ As (x = 0 to 1): Theory and experiments. *Phys. Rev. B.*, v. 30, n. 8, p. 4481, 1984.
- COLLINS, D.M.; MARS, D.E.; EGLASH, S.J. The growth of high quality Al $_x$ Ga $_{1-x}$ As by molecular beam epitaxy and its application to double-heterojunction lasers. *J. Vac. Sci. Technol.*, v. 1, p. 170, 1983.
- DIAS, I.F.L.; OLIVEIRA, A.G. de; BEZERRA, J.C.; MIRANDA, R.C.; GUIMARÃES, P.S.S.; SAMPAIO, J.F.; CHAVES, A.S. Evidence for Negatively Charge DX-Center in Si-Doped AlGaAs from Persistent Photoconductivity Measurements. *Solid State Comm.*, v. 77, n. 5, p. 327, 1991.
- DMOCHOWSKI, J.E.; DOBACTEWSKI, L.; LANGER, J.M.; HANTSCH, W. Electron trapping by metastable effective mass states of DX donors in indirect band-gap Al $_x$ Ga $_{1-x}$ As: Te. *Phys. Rev. B.*, v. 40, n. 14, p. 9671, 1989.
- DRUMMOND, T.J.; LYONS, W.G.; FISCHER, R.; THORNE, B.E.; MORKOÇ, H.; HOPKINS, C.G.; EVANS Jr, C.A. Si incorporation in Al $_x$ Ga $_{1-x}$ As grown by molecular beam epitaxy. *J. Vac. Sci. Technol.*, v. 21, n. 4, p. 957, 1982.
- FALT, C.E.; HURD, C.M.; Mc ALISTER, S.P.; MIKINNON, W.R.; DAY, D.J.; SPRINGTHORPE, A.J. Photo excited carriers in GaAs/Al $_x$ Ga $_{1-x}$ As heterostructures. *Semicond. Sci. Technol.*, v. 2, p. 513, 1987.
- GUILLEMOT, C.; BAUDET, M.; GAUNEAU, M.; REGRENY, A.; PORTAL, J.C. Temperature dependence of electron mobility in GaAs - Ga $_{1-x}$ Al $_x$ As modulation doped quantum wells. *Phys. Rev. B.*, v. 35, n. 6, p. 2799, 1987.
- HEIBLUM, M.; WANG, W.I.; OSTERLING, L.E.; DELINE, V.J. Heavy doping of GaAs and AlGaAs with silicon molecular beam epitaxy. *Appl. Phys.*, v. 54, p. 6751, 1983.
- HILSON, E. Simple Empirical Relationship between Mobility and Carrier Concentration. *Electron Lett London*, v. 10, p. 259, 1974.
- HJALMARSON, H.P.; DRUMMOND, T.J. Deep donor model for the persistent photoconductivity effect. *Appl. Phys. Lett.*, v. 48, p. 656, 1986.
- HURD, C.M.; Mc ALISTER, S.P.; Mc KINNON, W.R.; FALT, C.E.; DAY, D.J.; MINER, C.J.; SPRINGTHORPE, A.J. Conduction in illuminated GaAs/Al $_x$ Ga $_{1-x}$ As heterostructures I - Experiment. *J. Appl. Phys.*, v. 61, n. 16, p. 2244, 1987.
- ILEGEMS, M. *The Technology and Physics of Molecular Beam Epitaxy*. New York: E.H.C. Parker, Plenum Press, 1985, Cap. 2.
- INOUE, K.; SAKAKI, H.; YOSHINO, J. MBE growth and Properties of AlGaAs/GaAs/AlGaAs Selectively-Doped Double-Heterojunctions Structures with Very High Conductivity. *Jpn. J. Appl. Phys.*, v. 23, n. 2, p. L 61, 1984.
- INOUE, K.; SAKAKI, H.; YOSHINO, J. Effects of substrate temperature on the doping profiles of Si in selectively doped AlGaAs/GaAs/AlGaAs double heterojunction structures. *Jpn. J. Appl. Phys.*, v. 23, n. 10, p. L 767, 1984.

- INOUE, K.; SAKAKI, H.; YOSHINO, J.; YASIOKA, Y. A New Highly Conductive (AlGa) As/GaAs/(AlGa) As Selectively Doped Double Heterojunction Field Effect Transistor (SD-DH-FET)". *Appl. Phys. Lett.*, v. 46, p. 973, 1985.
- ISHIBASHI, T.; TARUCHA, S.; OKAMOTO, H. Si and Sn Doping in $Al_xGa_{1-x}As$ Grown by MBE. *Jpn. J. Appl. Phys.*, v. 21, n. 8, p. L 476, 1982.
- ISHIKAWA, T.; KONDO, K.; HIYAMIZA, S.; SHIBATOMI, A. Influence of MBE Growth Conditions on Persistent Photoconductivity Effects in N-AlGaAs and Selectively Doped GaAs/AlGaAs Heterostructures. *Jpn. J. Appl. Phys.*, v. 24, p. L 408, 1985.
- KANEKO, K.; AYAGE, M.; WATANABE, N. *Inst. Phys. Conf. Ser.*, v. 336, p. 216, 1977.
- KUNZEL, H.; FISCHER, A.; KNECHT, J.; PLOOG, K. Investigation of Persistent Photoconductivity in Si-doped n- $Al_xGa_{1-x}As$ Grown by Molecular Beam Epitaxy. *Appl. Phys. A.*, v. 32, p. 69, 1983.
- LANG, D.V.; LOGAN, R.A. Large-Lattice-Relaxation Model for Persistent Photoconductivity in Compound Semiconductors. *Phys. Rev. Lett.*, v. 39, n. 10, p. 635, 1977.
- LANZILLOTO, A.M.; SANTOS, M.; SHAYEGAN, M. Secondary-ion mass spectrometry study of the migration of Si in planar doped GaAs and $Al_{0,25}Ga_{0,75}As$. *Appl. Phys. Lett.*, v. 55, n. 14, p. 1445, 1989.
- LI, M.F.; JIA, Y.B.; YU, P.Y.; SHOU, J.; GAO, J.L. Negative-U property of the DX center in $Al_xGa_{1-x}As$: Si. *Phys. Rev. B.*, v. 40, n. 2, p. 1430, 1989.
- MACGUIRE, J.; MURRAY, R.; NEWMAN, R.C.; BELL, R.B.; HARRIS, J.J. Mechanism of compensation in heavily silicon-doped gallium arsenide grown by molecular beam epitaxy. *Appl. Phys. Lett.*, v. 50, n. 9, p. 516, 1987.
- MIZUTA, M.; TACHIKAWA, M.; KUKIMOTO, H.; MINOMURA, S. Direct Evidence for the DX Center Being a Substitutional Donor in AlGaAs Alloy System. *Jpn. J. Appl. Phys.*, v. 24, n. 2, p. L 143, 1985.
- MOONEY, P.M.J. Deep donor levels (DX centers) in III-IV semiconductors. *Appl. Phys.*, v. 67, n. 3, p. R 1, 1990.
- MORKOÇ, H.; CHO, A.Y.; RADICE Jr., C.J. Transport properties of Sn-doped $Al_xGa_{1-x}As$ grown by molecular beam epitaxy. *Appl. Phys.*, v. 51, n. 9, p. 4882, 1979.
- NEAVE, J.H.; DOBSON, P.J.; HARRIS, J.J.; DAWSON, P.; JOYCE, B.A. Silicon Doping of MBE-Grown GaAs Films. *Appl. Phys. A.*, v. 32, p. 195, 1983.
- ROCKETT, A.; KLEM, J.; BARNETT, S.A.; GREENE, J.E.; MORKOÇ, H.J. Si incorporation and segregation in $Ga_{1-x}Al_xAs$ (100) films grown by molecular beam epitaxy. *Vac. Sci. Technol. b.*, v. 4, n. 2, p. 519, 1986.
- RODE, D.L. *Semiconductors and semi metals*. New York: R.K. Willardson, A.C. Beer, Academic Press, 1975. v. 10, cap. 1, p. 1.
- RODRIGUES, R.; GUIMARÃES, P.S.S.; SAMPAIO, J.F.; NOGUEIRA, R.A.; OLIVEIRA Jr., A.T.; DIAS, L.F.L.; BEZERRA, J.C.; OLIVEIRA, A.G. *Solid State Commun.*, v. 78, n. 9, p. 793, 1991.
- SAMPAIO, J.F.; CHAVES, A.S.; RIBEIRO, G.M.; GUIMARÃES, P.S.S.; CARVALHO, R.P.; OLIVEIRA, A.G. Transient and steady decay of persistent photoconductivity in Si-doped $Al_xGa_{1-x}As$. *Phys. Rev. B.*, v. 44, n. 19, 1991.
- SOUZA, P.L.; RAO, E.V.K.; ALEXANDRE, F.J. New silicon-related deep broadband luminescence emission in $Al_{0,3}Ga_{0,7}As$ epitaxial layers. *Appl. Phys.*, v. 64, n. 1, p. 444, 1988.
- STRINGFELLOW, G.B.; KUNZEL, H.J. Electron mobility in compensated GaAs and $Al_xGa_{1-x}As$. *Appl. Phys.*, v. 51, n. 6, p. 3254, 1980.
- SWAMINATHAN, V.; TSANG, W.T. Effect of growth temperature on the photoluminescent spectra from Sn-doped $Ga_{1-x}Al_xAs$ grown by molecular beam epitaxy. *Appl. Phys. Lett.*, v. 38, n. 5, p. 347, 1981.
- THEIS, T.N.; MOONEY, P.M.; WRIGHT, S.L. Electron localization by a Metastable Donor Level in n-GaAs: A New Mechanism Limiting the Free-Carrier Density. *Phys. Rev. Lett.*, v. 60, n. 4, p. 361, 1988.
- TSANG, W.T.; SWAMINATHAN, V. The effect of As/Ga flux ratio on the photoluminescence spectra from molecular beam epitaxially-grown Sn-doped $Al_xGa_{1-x}As$. *Appl. Phys. Lett.*, v. 39, n. 6, p. 486, 1981.
- WEISBUCH, C. *Semiconductors and Semimetals - Applications of Multiquantum Wells, Selective Doping and Superlattices*. New York: R.K. Willardson, A.C. Beer, Academic Press, 1987. v. 24.
- WICKS, G.; WANG, W.L.; WOOD, C.E.C.; EASTMAN, L.F.; RATHBUM, L. Photoluminescence of $Al_xGa_{1-x}As$ grown by molecular beam epitaxy. *J. Appl. Phys.*, v. 52, n. 9, p. 5792, 1981.
- WOOD, C.E.C. *The Technology and Physics on Molecular Beam Epitaxy*. New York: E.H.C. Parker, Plenum Press, 1985. Cap. 3.
- YOUNG, J.J.; MOUDY, L.A.; SIMPSON, W.I. Donor energy level for Si in $Ga_{1-x}Al_xAs$. *Appl. Phys. Lett.*, v. 40, n. 3, p. 244, 1982.

Recebido para publicação em 29/06/94