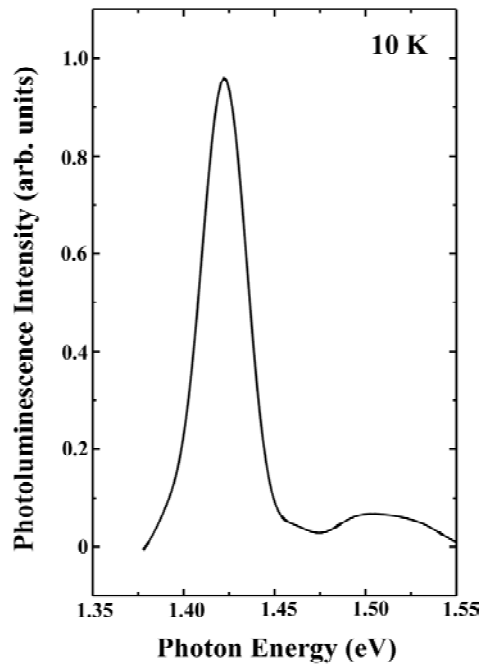


ตารางที่ 4.1 การเปรียบเทียบผลที่ได้จากงานวิจัยนี้และผลงานของนักวิจัยอื่นๆ

Authors	Technique	μ (cm ² /V.s) (300 K)	N_d (cm ⁻³) (300 K)	Thickness (μ m)	โครงสร้าง
งานวิจัยนี้	MBE (GaP Source)	237-1,761	4×10^{16} - 9.5×10^{18}	1.2	InP/GaAs
Yang [9]	MBE (InP Source)	1,000-2,000	5×10^{16} - 1×10^{18}	0.1-0.8	InP/InP
Sandhu [41]	MBE (GaP Source)	4,500	1.2×10^{15}	4	InP/InP
Rudra [42]	CBE	2,000-5,200	1.3×10^{14} - 2×10^{16}	4-5	InP/InP
Ritter[43]	MOMBE	2,700-4,500	1×10^{14} - 3×10^{15}	2	InP/InP
Lee[44]	LP-MOCVD	1,000-4,700	$\geq 3.5 \times 10^{14}$	0.8-1.2	InP/GaAs

4.6 คุณสมบัติทางแสง

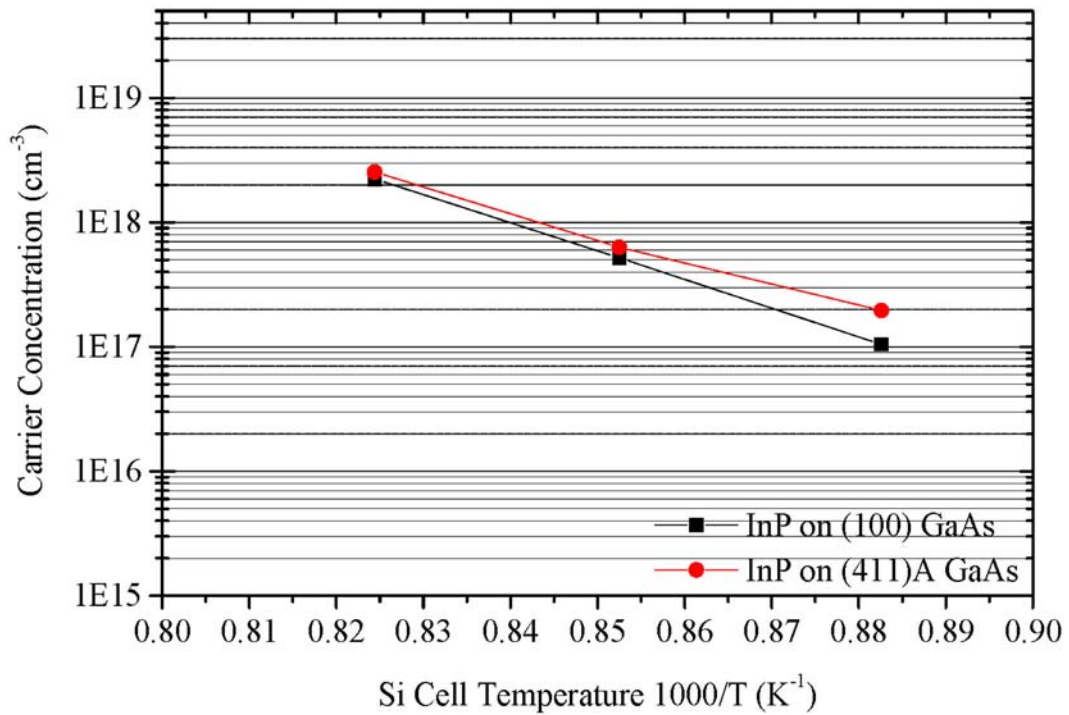
รูปที่ 4.7 ภาพสเปกตรัมของตัวอย่างจากการปลูกผลึกที่อุณหภูมิ 450°C โดยอัตราส่วน BEP ของ P₂/In มีค่าเท่ากับ 20 โดยค่ายอดสูงสุดที่ค่า 1.418 eV นั้นได้จากการเปลี่ยนระดับพลังงานของอิเล็กตรอนจากระดับพลังงานต่ำสุดของแถบพลังงานนำไฟฟ้า (Conduction band) ลงในสู่ระดับพลังงานสูงสุดของแถบพลังงานวาเลนซ์ (Valence band) ที่เกิดขึ้นในผลึกอพิแทกซ์ InP สำหรับค่ายอดที่ 1.512 eV นั้นได้จากการเปลี่ยนระดับพลังงานของอิเล็กตรอนจากระดับพลังงานต่ำสุดของแถบพลังงานนำไฟฟ้า (Conduction band) ลงในสู่ระดับพลังงานสูงสุดของแถบพลังงานวาเลนซ์ (Valence band) ที่เกิดขึ้นในแผ่นผลึกฐาน GaAs ส่วนระดับพลังงานอื่นๆ ที่มีค่าต่ำไม่สามารถแสดงให้เห็นในการทดลองนี้ เนื่องจากขีดจำกัดของชุดระบบ PL ที่ใช้ในการทดลองนี้ และกำลังขาออกของเลเซอร์ที่ใช้ในงานวิจัยนี้มีกำลังต่ำเกินไป (6 mW) จึงทำให้สัญญาณที่ได้นั้นมีขนาดเล็กมากๆ ไม่สามารถทำการเปรียบเทียบตัวอย่างต่างๆ ได้ในการทดลองนี้ นอกจากนั้นในการทดลองนี้สามารถวัดได้เฉพาะกรณีของตัวอย่างที่เปล่งแสงในช่วงความยาวคลื่นที่สั้นกว่า 900 นาโนเมตรเท่านั้น



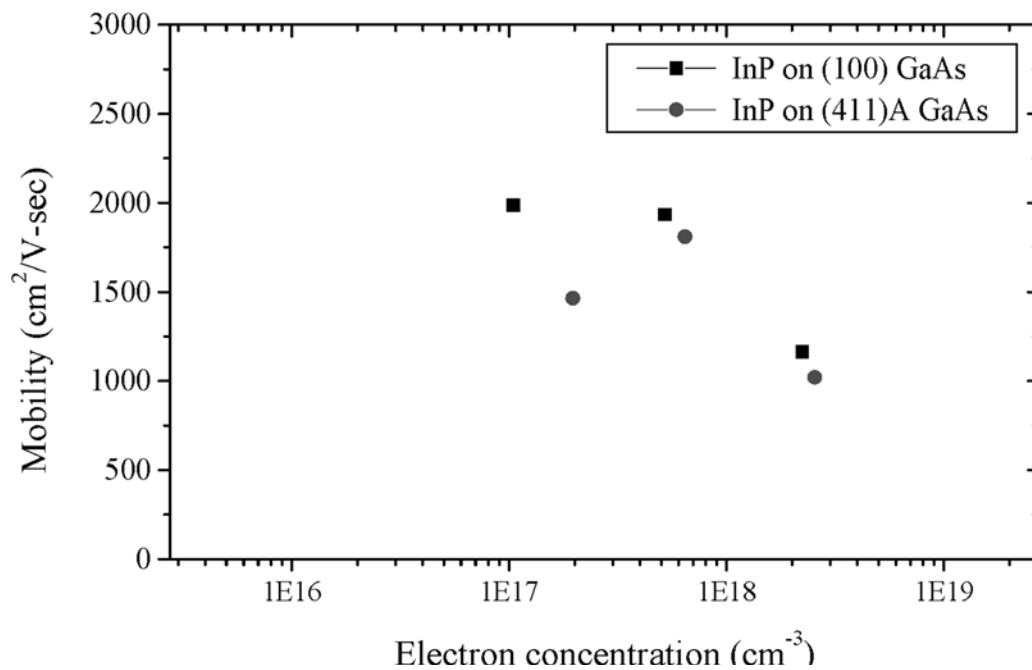
รูปที่ 4.7 สเปกตรัมของตัวอย่างจากการปลูกผลึกที่อุณหภูมิ 450°C โดยอัตราส่วน BEP ของ P_2/In มีค่าเท่ากับ 20

4.7 อิทธิพลอุณหภูมิแหล่งจ่าย Si

สำหรับทางไฟฟ้าของชั้นผลึกอพิแทกซี InP ที่มีการเจือ Si ที่ได้จากแหล่งจ่าย Si ที่มีค่าอุณหภูมิต่างๆ ในการทดลองสามารถแสดงได้ดังในรูปที่ 4.8 และ 4.9 โดยค่าความเข้มข้นพาหะที่ได้ขึ้นกับค่าส่วนกลับของค่าอุณหภูมิสมบูรณ์ของแหล่งจ่าย Si ซึ่งมีความสัมพันธ์เป็นแบบเชิงเส้นทั้งกรณี (100) และ (411)A และค่าความเข้มข้นพาหะทั้งสองกรณีที่ได้มีค่าใกล้เคียง สำหรับค่าความคล่องตัวพาหะก็มีค่าใกล้เคียงกับ โดยค่าความคล่องตัวพาหะมีค่าสูงในกรณีที่ค่าความเข้มข้นพาหะมีค่าต่ำ และค่าความคล่องตัวพาหะมีค่าลดลงในกรณีที่ค่าความเข้มข้นพาหะมีค่าสูงขึ้น ผลจากการเปลี่ยนแปลงค่าความคล่องตัวที่ลดลงจากการเพิ่มความเข้มข้นพาหะนี้เกิดการกระเจิงของพาหะที่มีผลมากขึ้นในกรณีที่ค่าความเข้มข้นพาหะมีค่าเพิ่มขึ้น อันเป็นผลทำให้ค่าความคล่องตัวพาหะมีค่าลดลง



รูปที่ 4.8 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเข้มข้นพาหะ และส่วนกลับของสามมบูรณ์ของอุณหภูมิแหล่งจ่าย Si และค่า BEP ของ In = 4×10^{-7} torr และ P₂ = 8×10^{-6} torr อุณหภูมิแผ่นผลึก 500°C



รูปที่ 4.9 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเข้มข้นพาหะ และค่าความคล่องตัวพาหะที่ได้จากผลตามรูปที่ 4.8

บทที่ 5

สรุป

ในโครงการวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาเงื่อนไขของการปลูกชั้นผลึกอพิแทกซี InP บนแผ่นผลึกฐานเริ่มต้น (100) GaAs และ (411)A GaAs ด้วยวิธีการปลูกผลึกอพิแทกซีจากลำโมเลกุล โดยใช้แหล่งจ่ายฟอสฟอรัสจากการสลายตัว (Decomposition) ของ GaP ที่อยู่ในรูปของโพลีคริสตัลไลน์ (Polycrystalline) คุณสมบัติของผลึก InP ที่ได้ขึ้นกับเงื่อนไขที่ใช้ในการปลูกผลึก ได้แก่ อุณหภูมิแผ่นผลึกฐานขณะปลูกผลึกและค่าอัตราส่วนความดัน BEP ของ P_2/In ช่วงค่าอุณหภูมิที่เหมาะสมในการปลูกผลึกอยู่ในช่วง 300-500°C โดยการปลูกผลึกที่ค่าอุณหภูมิสูง สำหรับค่าอัตราส่วนความดัน BEP ของ P_2/In ในช่วง 10-20 จะให้ค่าความคล่องตัวพาหะสูงมีค่าสูง และมีค่าลดลงในกรณีที่ค่าอัตราส่วนความดัน BEP ของ P_2/In ต่ำกว่า 10 คุณสมบัติของผลึก InP บนแผ่นผลึกฐานเริ่มต้น (100) GaAs ที่ได้นี้มีพาหะนำไฟฟ้าส่วนใหญ่เป็นอิเล็กตรอนหรือเป็นสารกึ่งตัวนำชนิดเอ็น (n-type) โดยมีค่าความเข้มข้นพาหะ 4×10^{16} - $9.5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ และค่าความคล่องตัวพาหะ 237-1,761 $\text{cm}^2/\text{V-s}$ ที่อุณหภูมิห้อง นอกจากนี้คุณภาพของผิวผลึก (Surface Morphology) ที่ได้ขึ้นกับเงื่อนไขที่ใช้ในการปลูกผลึกเช่นเดียวกัน สำหรับการเจือ Si ในผลึกอพิแทกซี InP ทั้งในกรณีแผ่นผลึกฐานเริ่มต้น (100) GaAs และ (411)A GaAs ในเงื่อนไขการปลูกผลึกที่เหมือนกันค่าความเข้มข้นพาหะและค่าความคล่องตัวพาหะที่ได้มีค่าใกล้เคียงกัน โดยค่าความเข้มข้นพาหะขึ้นกับค่าอุณหภูมิแหล่งจ่าย Si ซึ่งในการทดลองนี้อุณหภูมิแหล่งจ่าย Si ในช่วง 860-940°C ได้ค่าความเข้มข้นพาหะ 1×10^{17} - $2.54 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ และค่าความคล่องตัวพาหะ 1,020-1,989 $\text{cm}^2/\text{V-s}$ ที่อุณหภูมิห้อง โดยค่าความคล่องตัวพาหะมีค่าลดลงเมื่อค่าความเข้มข้นพาหะมีค่าเพิ่มขึ้น

บทที่ 6

ข้อเสนอแนะ

สำหรับงานวิจัยนี้ค่าอุณหภูมิที่ใช้ในการทดลองนี้เป็นค่าที่ได้จากการเปรียบเทียบรูปแบบ RHEED ที่จุดเปลี่ยนแปลงต่างๆ ซึ่งมีความคลาดเคลื่อนมากกว่า 10°C ซึ่งวิธีการที่ดีที่สุดคือการใช้ IR pyrometer แต่เครื่องมือนี้ราคาแพง สำหรับอีกวิธีหนึ่งได้แก่การใช้โลหะหรือวัสดุที่มีค่าจุดหลอมเหลวในช่วงที่เราทำงาน เช่น Al มีจุดหลอมเหลวที่ 660°C หรือ InSb มีจุดหลอมเหลว 525°C ติดไว้บน Block ที่มีแผ่นผลึกฐานติดอยู่ และทำการเปรียบเทียบที่ได้จาก pyrometer และค่าที่ได้จาก Thermocouple เพื่อให้สามารถกำหนดค่าอุณหภูมิได้อย่างแม่นยำยิ่งขึ้น แต่วิธีการนี้ยุ่งยากและไม่เหมาะสำหรับการทำงานในช่วงอุณหภูมิที่กว้างมากได้ หากใช้ในการผลิตเชิงพาณิชย์จำเป็นต้องใช้เครื่องมือนี้ เพื่อให้การผลิตที่สามารถทำซ้ำได้ (repeatability) นอกจากนี้ยังมีความจำเป็นต้องตรวจสอบคุณสมบัติของโครงผลึกด้วย X-ray ซึ่งเครื่องมือที่เหมาะสมสำหรับงานนี้คือ Double Crystal X-ray diffractometer เนื่องจากไม่มีเครื่องมือชนิดนี้ในประเทศไทย และเป็นเครื่องมือหลักของการวิจัยด้านสิ่งประดิษฐ์และวัสดุที่ใช้ในการสร้างสิ่งประดิษฐ์ที่ใช้ในระบบสื่อสารทางแสง ที่ใช้ในการวิเคราะห์ค่าคงตัวผลึก (Lattice Constant) โดยเฉพาะวัสดุสารประกอบชนิด 3 ธาตุ (Ternary) และชนิด 4 ธาตุ (Quaternary) โดยเครื่องมือสามารถบอกความแตกต่างของค่าคงตัวผลึกของชั้นผลึกที่ประกอบกันเป็นโครงสร้างสิ่งประดิษฐ์นี้ ดังนั้นถ้ามีความพร้อมของอุปกรณ์การวิจัยทางด้านวัสดุอิเล็กทรอนิกส์จะมีความคล่องตัวมากขึ้น ผลของการวิจัยนี้จะสามารถทำการวิจัยสารประกอบอื่นๆ เช่น GaSbAs, InGaAlAs, และ GaPSb เพื่อนำมาใช้ในการสร้างสิ่งประดิษฐ์ชนิดอื่นๆ ต่อไป คณะผู้วิจัยหวังไว้ว่าในโครงการวิจัยอื่นๆ ที่เกี่ยวกับงานวิจัยที่ต่อเนื่องจากโครงการวิจัยนี้จะได้การสนับสนุนและส่งเสริมต่อไปในอนาคต

เอกสารอ้างอิง (Reference)

1. Yasuharu SUEMATSU, Shigehisa ARAI, "Integrated Optics Approach for Advanced Semiconductor Lasers", Proceeding of The IEEE , Vol. 75, No.11, pp.1472-1487, 1987.
2. Yasuharu SUEMATSU, Shigehisa ARAI, and Fumio KOYAMA, "Dynamic-Single-Mode Lasers", Optica ACTA, Vol. 32, Nos. 9/10, pp. 1157-1173, 1985.
3. S. HIRAYAMA, T. FUJII, S. MUTO, T. INATA, Y. NAKATA, Y. SUGIYAMA and S. SASA, "MBE Growth of InGaAs-InAlGaAs Heterostructures for Applications to High Speed Devices", Journal of Crystal Growth, Vol.81 , pp.349-358, 1987.
4. M. Allovon, M. Quilec, "Interest in AlGaInAs on InP for Optoelectronic Application", J. IEE Proceeding, Vol. 139, No.2, pp. 148-152, 1992 .
5. Paul Greiling, "Milliwave and digital application of InP-based MBE grown HEMTs and HBTs", J. Crystal Growth, Vol. 175/176, pp. 8-12, 1997.
6. J. I .Shim, K.Komori, S.Arai, I.Arima, Y.Suematsu, and **R.Somchai**, "Lasing Characteristics of 1.5 mm GaInAsP-InP SCH-BIG-DR Lasers", IEEE J. Quantum Electron., Vol.27, No.6, pp.1736, 1991.
7. Yuichi MATSUSHIMA, Yuichi HIROFUJI, Shun-ichi GONDA, Seiji MUKAI and Morihiko KIMATA, "Molecular Beam Epitaxy Growth of InP", Jpn. J. Appl. Phys. , Vol. 15, No.12, pp.2321-2325, 1976 .
8. C. R. Stanley, R.F.C. Farrow, and P.W. Sullivan, Chapter 9, "MBE of InP and Other P-Containing", The Technology and Physics of Molecular Beam Epitaxy, Edited by E.H.C. Parker, Plenum Press, 1985.
9. Bing Xiong Yang and Hideo Hasegawa, "Molecular Beam Epitaxy and Migration-Enhanced Epitaxial Growth of InP Using InP Polycrystalline InP as Phosphorus source", Jpn, J. Appl. Phys, Vol. 32, pp. 704-710, 1993.
10. H. Uesugi, E. Omura, and H. Namizaki, "Low Threshold Current 1.3 μm InGaAsP Lasers Grown on GaAs Substrates", Third Optoelectronic Conference (OEC' 90), Chiba, JAPAN, pp. 210-211, 1990.

11. E. J. Roan and K. Y. Cheng, " Long-wavelength (1.3 μm) luminescence in InGaAs Strained Quantum Well Structures Grown on GaAs", Appl. Phys. Lett., Vol. 59, No.21, pp. 2688-2690, 1991.
12. Y. Okuno, K. Uomi, M.Aoki, T. Taniwatari, M. Suzuki, and M. Kondow, "Anti-phase direct bonding and its application to fabrication of InP-based 1.55 μm wavelength lasers on GaAs substrates", Appl. Phys. Lett., Vol.66 , No.4, pp. 451-453, 1995.
13. W. T. Tsang, "From Chemical Vapor Epitaxy to Chemical Beam Epitaxy", Journal of Crystal Growth, Vol. 95, pp. 121-131, 1989.
14. "MBE Growth of GaAs/GaInP Heterostructures Using Solid As and P", EPI Application Note, April, 1993.
15. Tomoya Shitara and Karl Eberl, "Electronic properties of InGaP grown by solid-source molecular-beam epitaxy with a GaP decomposition source", Appl. Phys. Lett., Vol. 65, No. 3, pp.356-358, 1994.
16. K. Shinohara, T. Motokawa, K. Kasahara, S. Shimomura, N. Sano, A. Adachi and S. Hiyamizu, "Electrical properties of Si-doped GaAs layers grown on (411) A GaAs Substrates by Molecular Beam Epitaxy", Semicond. Sci. Technol., Vol.11, pp. 125-128, 1996 .
17. Kazukisa Fujita, and Toshihide Watanabe, "Characterization of GaAs P-N Structures Grown on GaAs (111)A Substrates Using Controlled All-Silicon Doping", Jpn. J. Appl. Phys, Vol. 34, (1995), pp. 430-433.
18. W. Q. Li and P. K. Bhattacharya, "Molecular Beam Epitaxy Growth and Characterization of Silicon-doped AlGaAs and GaAs on (311)A GaAs Substrates and Their Device Application", Vol. 72, No.1, (1992), pp. 3129-3135.
19. Yoshihiko Hanamaki, Tetsuya Takeuchi, Nagaatsu Ogasawara, Yasuhiro Shiraki, "Fabrication of InGaAs Vertical-cavity Surface-emitting Lasers by Molecular Beam Epitaxy on (411) A GaAs Substrates and its Room-temperature Operation", Journal of Crystal Growth, 175/176 (1997), pp. 359-364.
20. Mohammed Henini, "High Index Surfaces Grow Novel devices", III-V Compound Review, Vol. 11, No. 3, 1998, pp.48-52.
21. R. Venkatasubramanian, Donald L. Dorsey , K. Mahalingam, "Heuristic rules for group IV dopant site selection in III-V compounds", Journal of Crystal Growth, 175/176 (1997), pp. 224-228.

22. P. J. A. Thijs, J. J. M. Binsma, L. F. Tiemeijer, R. W. M. Slootweg, R. Van Roilen and T. van Dongen, "Sub-mA threshold operation of $\lambda = 1.5 \mu\text{m}$ strained InGaAs multi quantum well lasers grown (311)B InP substrates", Appl. Phys. Lett., Vol. 60, No. 29, 1992, pp. 3217-3219.
23. Tsunenori SAKAMOTO, Hideo FUNABASHI, Kimihiro OHTA, Tadashi NAKAGAWA, Naoyuki J. KAWAI and Takeshi KOJIMA, "Phase-Locked epitaxy using RHEED Intensity Oscillation", Jpn. J. Appl. Phys. , Vol. 23, No.9, pp.L657-L659, 1984.
24. Yoshiji HORIKOSHI, Minoru KAWASHIMA and HIROSHI YAMAGUCHI, "Migration-Enhanced epitaxy of GaAs and AlGaAs", Jpn. J. Appl. Phys. , Vol. 27, No. 2, pp.169-179, 1988.
25. MBE Components Guide, Decomposition source, OMICRON-Instruments, 1999.
26. MBE Components & Accessories, Valved Arsenic Cracker Cells, RIBER, February 1999.
27. M.A. Herman and H. Sitter, "Molecular Beam Epitaxy : Fundamentals and Current Status", Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1989. pp.96.
28. A.S. Bracker, M.J. Yang, B.R. Bennett, J.C. Culbertson, W.J. Moore, "Surface reconstruction phase for InAs, AlSb and GaSb", Journal of Crystal Growth, Vol. 220, pp. 384-392, 2000.
29. B. Junno, S. Jeppesen, M.S. Miller, L. Samuelson, "A comparison of RHEED reconstruction phases on (100) InAs, GaAs and InP", J. Crystal Growth, Vol. 164, pp. 66-70, 1996.
30. F. G. Celii, Y. C. Kao and H. Y. Liu, "In situ composition monitoring of InGaAs/InP using quadrupole mass spectrometry", J. Vac. Sci. Technol. Vol. A 14, No. 6, pp. 3202-3207, 1996.
31. K.B. Ozanyan, P. J. Parbrook, M. Hopkinson, and C.R. Whitehouse, "In situ monitoring of the surface reconstructions on InP(001) prepared by molecular beam epitaxy", J. Appl. Phys., Vol. 82, No.1, pp.474-476, 1997.
32. GaInAsP Alloy Semiconductors Edited by T. P. Pearsal Wiley & Sons, 1982.
33. Data in Science and Technology, Editor in Chief : R. Poerschke, Semiconductors Group IV Elements and III-V Compounds Editor : O. Madelung, Springer-Verlag, 1991.

34. InP-Based Materials and Devices, Edited by Osamu WADA and Hideki HASEKAWA, John Wiley & Sons, Inc. 1999.
35. L. J. van der PAUW, "A Method of Measureing The Resistivity and Hall Coefficient on Lamelage of Arbitrary Shape", Philips Technical Review, Vol. 20, pp. 220-224, 1958.
36. S.C. Binari, J.B. Boos, "AuGe/Au ohmic contacts to n-type InP by Hot-Plate Alloying", Electronics Letters, Vol.25, No.18, pp.1208-1209, 1989.
37. R. Droopad, K. Y. Choi, K. Shiralagi, R. A. Puechner, G. N. Maracas, "Gas source Molecular Beam Epitaxy Growth and Characterization of InP on GaAs", Proceeding 4th International Conference Indium Phosphide and Related Materials, 1992, pp.93-96.
38. Kazuo Nakajima, Toru Ujihara, Satoru Miyashita, Gen Sazaki, "Thickness dependence of stable structure of the Stranski-Krastanov mode in the GaPSb/GaP system", Journal of Crystal Growth, Vol. 209, pp.637-647, 2000.
39. D.P. Docter, J.P. Ibbetson, Y. Gao, "New results for nonstoichiometric InP grown by low temperature MBE", Proceeding 10th International Coference on Indium Phosphine and Related Materials, 11-15 May 1998, Tsukuba, Japan, pp. 53-56, 1998.
40. P. A. Postigo, M. L. Doter, P. Hueras, D. Golamyo and F. Briones, "Electrical and optical properties of undoped InP grown at low temperatures by atomic layer molecular beam epitaxy", J. Appl. Phys., Vol. 77, No.1, pp.402-404, 1995.
41. Adarsh Sandhu and Mohamed Missous, "Properties of High Quality InP Epilayers Grown by Solid Source Molecular Beam Epitaxy using Polycrystalline GaP as a Phosphorous Source", Jpn. J. Appl. Phys, Vol. 35, pp. 2108-2109, 1996.
42. A. Rudra, J.F. Carlin, L. Pavesi, F. Piazza, M. Proctor and M. Ilegems, "High Purity InP Grown by Chemical Beam Epitaxy", Journal of Electronic Materials, Vol.20, No.12, 1991, pp. 1087-1090.
43. D. Ritter, M. Keidler, H. Heinecke, "Growth of InP using TBP and DTBP in metalorganic molecular beam epitaxy", Journal of Crystal Growth, Vol. 188, 1998, pp.152-158.
44. M. K. Lee, D.S. Wu, and H.H. Tung, "Heteroepitaxial Growth of InP on GaAs by low-pressure metalorganic chemical vapor deposition", J. Appl. Phys., Vol.62, No.8, 1987, pp.3209-3211.

40. H. Kunzel, J. Bottcher, P. Harde, R. Maessen, "MBE growth of high-quality InP for InGaAs/InP heterostructure using incongruent evaporation of GaP", Journal of Crystal Growth, Vol. 175-176, 1997, pp.940-944.

36. T. Ohori, H. Suehiro, K. Kasai, J. Komeno, "Warp Reduction of High-Electron Mobility-Transistor on Si Wafer by In-Doped Selectively Doped Heterostructure and Strained-Layer Superlattice Buffer Layer", Jpn. Appl. Phys., Vol. 33, No.8, 1994, pp.4499-4505.

ผลงานการเผยแพร่ของงานวิจัยนี้

1. Somchai RATANATHAMMAPHAN, Supachok THAINOI, Pornchai CHANGMOANG, Suwat SOPITPAN, Choopol ANTARASENA, Molecular beam epitaxy growth of InP on GaAs substrates using GaP decompositon source", Eleventh International Conference on Molecular Beam Epitaxy, 10-15 September 2000, Beijing, CHINA, Poster No.2.8 , pp. 428-429.

2 Somchai RATANATHAMMAPHAN, Supachok THAINOI, Pornchai CHANGMOANG, Suwat SOPITPAN, Choopol ANTARASENA, Molecular beam epitaxy growth of InP layers on GaAs substrates using GaP decompositon source", to be published in Joural Crystal Growth, vol. 227-228, (2001), pp. 260-265.

Reprinted from

**JOURNAL OF CRYSTAL
GROWTH**

Journal of Crystal Growth 227-228 (2001) 260-265

Molecular beam epitaxy growth of InP layers on GaAs
substrates using GaP decomposition source

Somchai Ratanathamphan*, Supachok Thainoi, Pornchai Changmoang,
Suwat Sopitpan, Choopol Antarasena

Department of Electrical Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand





ELSEVIER

Journal of Crystal Growth 227–228 (2001) 260–265

JOURNAL OF **CRYSTAL
GROWTH**

www.elsevier.nl/locate/jcrysgro

Molecular beam epitaxy growth of InP layers on GaAs substrates using GaP decomposition source

Somchai Ratanathamphan*, Supachok Thainoi, Pornchai Changmoang,
Suwat Sopotpan, Choopol Antarasena

Department of Electrical Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand

Abstract

The growth of InP layers on GaAs substrates by molecular beam epitaxy (MBE) using gallium phosphide (GaP) as a phosphorus source was investigated. The surface reconstruction during the growth was monitored by reflection high energy electron diffraction (RHEED), the high-quality InP layers on GaAs substrates with specular surface morphology could be obtained. The effects of growth temperatures and V/III ratios on the properties of InP epi-layers were studied. The undoped layers showed n-type conduction behavior with a background carrier concentration of 4×10^{16} – $9.5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ and mobility of 237 – $1761 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$, both at room temperature, as measured by van der Pauw method. Our results showed a strong dependence of growth quality on growth conditions such as growth temperatures and P_2/In flux ratios. © 2001 Elsevier Science B.V. All rights reserved.

PACS: 73.61.Ey

Keywords: A1. Characterization; A1. Reflection high energy electron diffraction; A3. Molecular beam epitaxy; B1. Phosphides; B2. Semiconducting gallium arsenide; B2. Semiconducting gallium compounds; B2. Semiconducting indium phosphide; B2. Semiconducting materials

1. Introduction

The fabrication of III–V compound on highly mismatched substrates has been widely investigated as a key technology to developing the optoelectronic integrated circuits (OEICs). High speed devices have been fabricated on GaAs substrates and InP-based optoelectronic devices have been realized at the 1.3 and 1.55 μm wavelengths for ultrahigh speed and long haul optical fiber communication applications. There-

fore, it would be advantageous to combine these two technologies on a single substrate in order to realize OEICs. To minimize the substrate cost, a heteroepitaxial technology that merges InP on GaAs substrates for OEICs is desirable. Due to advanced GaAs processing technology, GaAs ICs can be formed directly on high quality and large diameter GaAs substrates.

Conventionally, the phosphorus source used for the growth of phosphorus-based compound semiconductors is either phosphine (PH_3) in metal organic chemical vapor deposition (MOCVD), gas source molecular beam epitaxy (GSMBE), and chemical beam epitaxy (CBE) or solid red phosphorus, in solid source molecular beam epitaxy.

*Corresponding author. Tel.: +662-218-6522; fax: +662-251-8991.

E-mail address: rsomchai@chula.ac.th (R. Somchai).

However, PH_3 is not ideal, because it is toxic: the accumulation of white phosphorus is flammable and is therefore a safety hazard. In the case of red phosphorus, it has to be cracked at a high temperature to produce a P_2 flux using cracker effusion cells, giving rise to complicated and expensive growth process. All of these techniques require extremely demanding pumping capability. Therefore, it is difficult to apply in normal MBE systems. Recently, the decomposition of GaP source technique has been developed where P_2 beam can be obtained [1,2]. The Ga-free phosphorus beam from GaP source can be generated using a conventional effusion cell and a Ga-trapping cap [2]. The merits of this method is to produce a pure beam of dimer (P_2) or high ratio of P_2/P_4 which effectively eliminates white phosphorus formation, simplifies operation, and reduces the equipment cost.

In this work, the growth of InP layers on GaAs substrates grown by solid source MBE using GaP decomposition source has been demonstrated. Surface reconstruction during growth was monitored by reflection high energy electron diffraction (RHEED). The effects of growth temperatures and P_2/In flux ratios on the properties of InP layers on GaAs substrates were also investigated.

2. Experimental procedure

The growth was carried out in a conventional solid source molecular beam epitaxial system utilizing high-purity elemental Ga, In, As and GaP ingots or chunks. The P_2 beam was generated by decomposing of GaP source from a conventional effusion cell with a scavenger at the orifice [2]. Semi-insulating GaAs (100) substrates, quarter wafers, were used for growth. These were prepared by solvent degreasing and chemical etching, after which they were mounted onto Mo holders using In solder. The holders containing the substrates were outgassed at 250°C for 1 h to remove any contamination in the preparation chamber before being transferred into the growth chamber. Native oxide from the surface of GaAs was then removed by heating at 600°C in the presence of As_4 flux. After oxide desorption, a

5000 \AA GaAs buffer layer was grown at 580°C . The Ga beam equilibrium pressure (BEP) was 2.7×10^{-7} Torr. The growth rate of GaAs buffer layer was $0.5\text{ }\mu\text{m h}^{-1}$. The BEP As_4/Ga ratio is approximately 20. The pressure background during the growth of GaAs buffer layer was between $4\text{--}6 \times 10^{-8}$ Torr. The substrate temperature was then ramped down to 250°C and the As_4 cell was cooled down to 100°C . A period of 1–2 h was allowed in order to reduce the As background in the growth chamber, until the background pressure was lower than 10^{-9} Torr. The GaP source was ramped up to the setting temperature for each condition. The substrate temperature was ramped up to 300°C , then the P_2 beam was switched on. The growth of the InP started after the substrate temperature was raised to the desired value. The surface reconstruction during the growth was examined by reflection high energy electron diffraction (RHEED). The surface morphology of the epi-layers was examined using optical microscope. All the InP layers were determined by low-temperature photoluminescence and van der Pauw measurements with Au–Ge/Au alloyed ohmic contacts [3]. The In beam equilibrium pressure (BEP) was 1.6×10^{-7} Torr. This pressure gave a growth rate of $0.2\text{ }\mu\text{m h}^{-1}$. The thickness of the InP layers was maintained at about $1\text{ }\mu\text{m}$.

3. Results and discussion

The (100) GaAs surface at 450°C exhibited the familiar $c(4 \times 4)$ RHEED reconstruction which remained when the substrate was heated to 450°C , even with a flux of P_2 incident on the surface. Fig. 1 shows the RHEED patterns taken along [0 1 1] azimuth of the equivalent of 0, 30 s, 5 min growth durations and after a $1\text{ }\mu\text{m}$ growth (5 h) of InP layer on the (100) GaAs substrate which at 450°C . After InP deposition for 30 s, the RHEED pattern became spotty indicating growth of 3 dimension (3D) island nucleation (Fig. 1(b)). These observations suggest a Stanski–Kranstanov growth mode during this period since the growth of InP has started. Fig. 1(c) shows the RHEED pattern becomes a clear $c(2 \times 4)$ after the growth

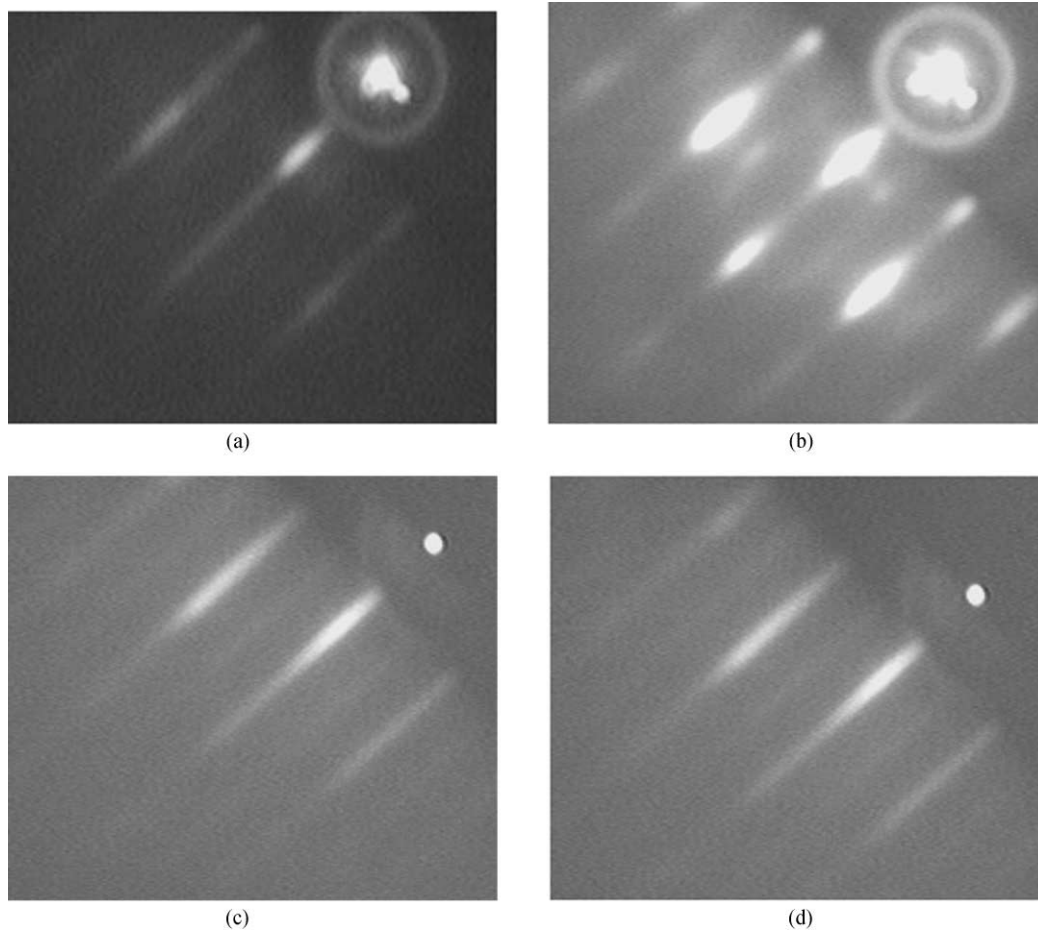


Fig. 1. RHEED patterns taken during the growth of InP layer on GaAs showing the surface reconstruction after the deposition time of (a) 0 s, (b) 30 s, (c) 5 min, and the after growth.

of 5 min which indicate that smooth and specular InP layers were grown on GaAs substrates.

The surface morphology of the samples are respectively shown in Figs. 2 and 3 as functions of P_2/In ratio and growth temperature. The surface morphology is improved when the P_2 pressure is increased as seen in Fig. 2. Fig. 2(a) shows the rough surface morphology of the sample which was grown at 450°C with BEP P_2/In ratio of 5. The surface morphology of this sample is surfboard-shaped-like defects which were caused by the effect of phosphorus-deficient growth. The surface of the sample grown at 450°C with BEP P_2/In ratios of 10, 20, and 30 are smooth and mirror-like as

shown in Figs. 2(b)–(d). The hillocks-like defects are caused by impurity which arises from the oxide within the effusion cells and the anisotropic growth. These influence the growth direction of defects which may result from the effect of crystal orientation dependent surface diffusion. Fig. 3(a) shows the surface morphology of the sample grown at 300°C with BEP P_2/In ratio of 10. The surface is smooth and mirror-like with high density of point defects due to nonstoichiometric growth at low temperature which causes incorporation of excess group V materials. Fig. 3(b) shows that the surface morphology is similar to the morphology of the previous samples which were

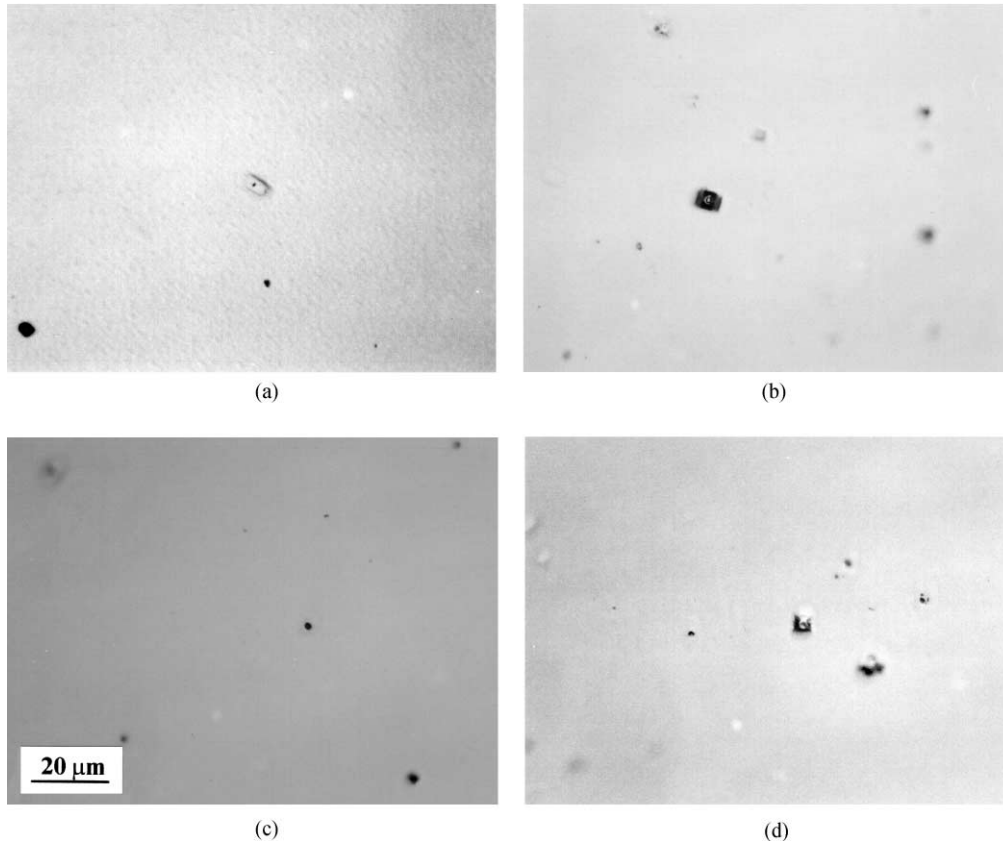


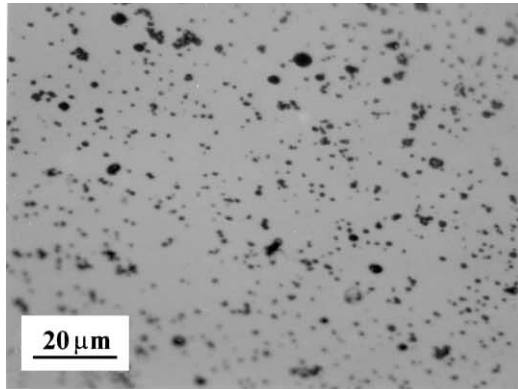
Fig. 2. Optical micrographs of samples grown at various BEP P_2/In ratios with growth temperature of $450^\circ C$: (a) 5, (b) 10, (c) 20, and (d) 30.

grown at $450^\circ C$ with BEP P_2/In ratios of 10, 20, and 30. Fig. 3(c) shows the rough surface morphology or surfboard-shaped-like defects which have a larger size than the sample that was grown at $450^\circ C$ with BEP P_2/In ratio of 10. The result also indicates the effect of phosphorus-deficient growth due to the loss of phosphorus at high growth temperature.

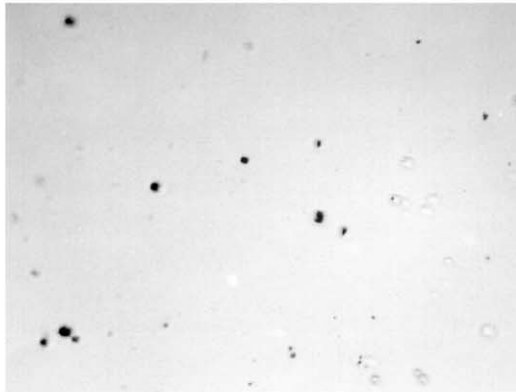
All unintentionally doped samples shows n-type conduction. Fig. 4(a) shows the dependence of the electrical properties of the growth sample on the BEP P_2/In ratio. The residual carrier concentration ranges from 4.66×10^{16} to $1.05 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ and the mobility is in the range of 806 – $1487 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$ at room temperature. The mobility increases with the increase of the BEP P_2/In ratio from 5 to 20 and it decreases with the

increase of BEP P_2/In ratio up to 30. The lower mobility of sample grown with BEP P_2/In ratio of 30 suggests an effect of group V antisite which dominates the electrical properties [4]. The dependence of carrier concentration on the BEP P_2/In ratio is unclear at present from this result.

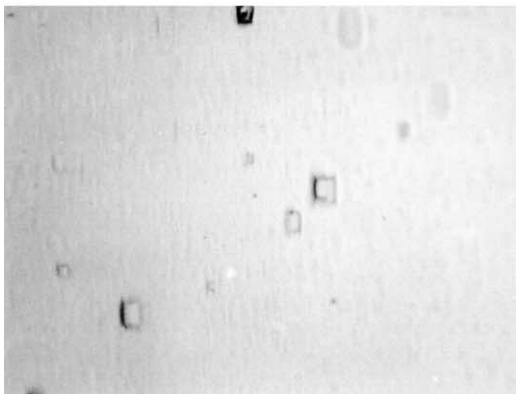
Fig. 4(b) shows the dependence of residual carrier concentration on growth temperature. The carrier concentration ranges from 4×10^{16} to $9.5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ and the mobility is in the range of 237 – $1761 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$ at room temperature. The residual carrier concentration decreases and the mobility increases with increase in growth temperature. The dependence of carrier concentration on growth temperature indicates that the dominant carriers are due to stoichiometry-related defects where phosphorus atoms are incorporated



(a)

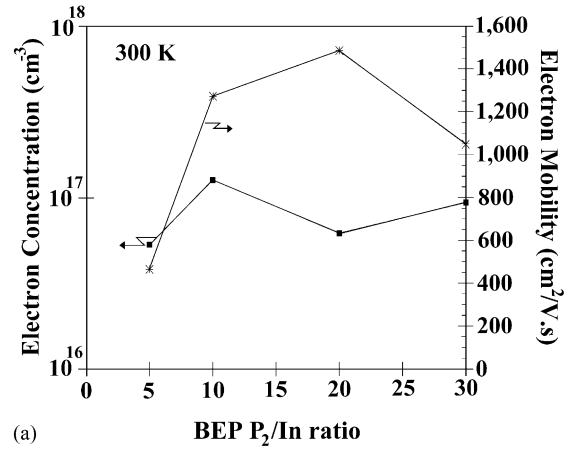


(b)

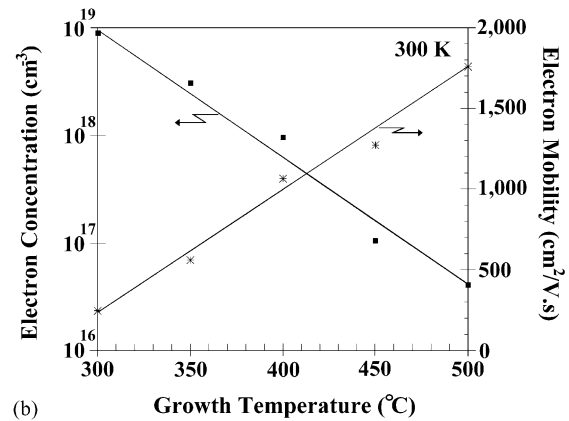


(c)

Fig. 3. Optical micrographs of samples grown at various growth temperatures with BEP P_2/In ratio of 10: (a) 300°C, (b) 400°C, and (c) 500°C.



(a)



(b)

Fig. 4. Dependence of carrier concentration and mobility on (a) BEP P_2/In ratio with growth temperature of 450°C and (b) growth temperature with BEP P_2/In ratio of 10.

as antisite defects and act as donors. The lower growth temperature increases excess incorporation of group V materials. In our results, the residual carrier concentration is higher than that from previous results of growing InP on InP. MBE using GaP decomposition source, the carrier concentration was $1.2 \times 10^{15} cm^{-3}$ [2] and MBE using valved cracking cell, the carrier concentration was 2.9×10^{15} – $4.0 \times 10^{16} cm^{-3}$ [5]. The lower mobility, compared to other techniques of growing InP on InP, is caused by the effect of dislocation density or the residual stress of the lattice-mismatched InP/GaAs on mobility, as is the case of HEMT on Si [6].

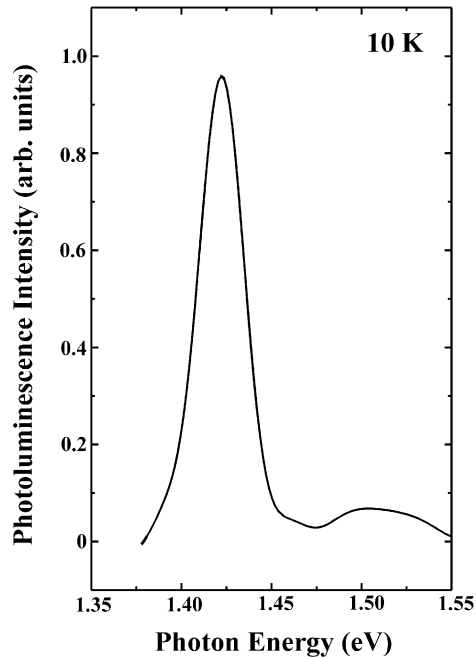


Fig. 5. PL spectrum of sample grown at $T_S = 450^\circ\text{C}$ and BEP P_2/In ratio = 20.

Fig. 5 shows the PL spectrum at 10 K obtained from sample which was grown at 450°C with BEP P_2/In ratio of 20. The band to band transition of InP epi-layer is observed at 1.418 eV. The peak at 1.512 eV is the emission of band to band transition of GaAs substrate. The other lower energy transition cannot be detected due to limitations of our PL system.

4. Conclusions

We have presented the properties of high-quality InP layers on GaAs substrates grown by

solid source molecular beam epitaxy using GaP decomposition source. The dependence of electrical properties on substrate temperature and P_2/In ratio was investigated. Growth at high temperature brings about a lower residual carrier concentration and higher mobility. Our results also show that growth at BEP P_2/In ratio in the range of 10–20 results in higher mobility. Unintentionally doped layers are all n-type with carrier concentration of 4×10^{16} – $9.5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ and mobility of 237 – $1761 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$ at room temperature, depending on the growth conditions. In addition, the surface morphology of epi-layers also depends on the growth conditions.

Acknowledgements

The present work is financially supported by the Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, the Thailand Research Fund (TRF), and the National Research Council of Thailand (NCRT). The authors would like to thank Professor Somsak Panyakeow, Assn. Prof. Tara Cholapranee for fruitful discussions and comments.

References

- [1] A. Sandhu, M. Missous, *Jpn. J. Appl. Phys.* 35 (1996) 2108.
- [2] T. Shitara, K. Eberl, *Appl. Phys. Lett.* (1994) 356.
- [3] S.C. Bainari, J.B. Boos, *Electron Lett.* (1989) 1207.
- [4] D.P. Docter, J.P. Ibbetson, Y. Gao, *Proceedings of the 10th Conference on Indium and Related Materials*, 1998, p. 53.
- [5] J.N. Baillargeon, A.Y. Cho, R.J. Fischer, *Proceedings of the Sixth Conference on Indium and Related Materials*, 1994, p. 148.
- [6] T. Ohori, H. Suehiro, K. Kasai, J. Komeno, *Jpn. J. Appl. Phys.* (1994) 4499.

11th International conference Molecular Beam Epitaxy, Beijing, China

Molecular Beam Epitaxy growth of InP on GaAs substrates using GaP decomposition source

Somchai RATANATHAMMAPHAN, Supachok THAINOI, Pornchai CHANGMOANG,

Suwat SOPITPAN and Choopol ANTARASENA

Department of Electrical Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok, 10330, Thailand

Tel : 662-218-6522, Fax : 662-251-8991, E-mail : rsomchai@chula.ac.th

The growth of InP on GaAs substrates has been widely studied with a view to developing the optoelectronic integrated circuits (OEICs). GaAs substrate would be desirable for the integration of InP based photonic devices. GaAs device processing technology is well-established and is a key to low cost devices. In the past, there have been some attempts to grow InP on GaAs. Metalorganic chemical vapor deposition (MOCVD) [1] and gas source molecular beam epitaxy [2] were the key growth technologies providing heterostructures. Both techniques use toxic gases. In this work, we present the initial results on the use GaP source for the growth of InP on GaAs by a conventional molecular beam epitaxy system.

The growth was carried out in a conventional solid source molecular beam epitaxial system utilizing elemental Ga, In, As and GaP ingots or chunks. The P₂ beam was generated by decomposition of GaP source from a conventional effusion cell with a scavenger at the orifice [3]. Semi-insulating GaAs (100) substrates, quarter wafers were used for growth. These were prepared by solvent degreasing and chemical etching, mounted onto Mo holders using In solder. The holders containing the substrates were outgassed at 250°C for 1 hour to remove any contamination in the preparation chamber before being transferred into the growth chamber. The native oxide from GaAs surface was then removed by heating at 600°C in the presence of As₄ flux. After oxide desorption, a 5000 Å GaAs buffer layer was grown at 580°C. The substrate temperature was then ramped up to 250°C and the As₄ cell was cooled down to 100°C. A period of 1-2 hour was allowed in order to reduce the As background in the growth chamber, until the pressure was lower than 10⁻⁹ torr. The GaP source was ramped to the setting temperature for each condition. The substrate temperature was ramped up to 300 °C then the P₂ beam was switched on. The growth of the InP was initiated after the substrate temperature was ramped to the desired value. All the InP layers were determined by low temperature photoluminescence and Van der Pauw measurements. The In beam pressure (BEP) was 1.6x10⁻⁷ torr. This pressure gives a growth of 0.2 μm/hour. Some results are shown in this abstract. The effects of BEP P₂/In ratio on electrical properties and of InP layer on GaAs are shown in Fig.1. The photoluminescence and the RHEED pattern during growth are shown in Figs. 2 and 3 respectively.

In the conference, the detailed results on the effects of substrate temperature, the BEP P₂/In ratio and InP epi-layer thickness on the properties of InP on GaAs will be presented.

Reference

1. M. K. Lee, D. S. Wu, and H. H. Wang, "Heteroepitaxy growth of InP on GaAs by low-pressure metalorganic chemical vapor deposition", *J. Appl. Phys.*, Vol.62, No. 8, 1987, pp.3209-3211.
2. R. Droopad, K. Y. Choi, K. T. Shiralagi, R. A. Puechner, G. N. Maracas, "Gas source molecular beam epitaxy growth and characterization of InP on GaAs", 4th international conference of Indium phosphide and Related Materials, 1992, pp.93-96.
3. Tomoya Shitara, and Karl Eberl, "Electrical properties of InGaP grown by solid-source molecular beam epitaxy with a GaP decomposition source", *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 65, No.3, 1994, pp.356-358.

This work is supported by the Faculty of Engineering, Chulalongkorn University and the Thailand research Fund (TRF).

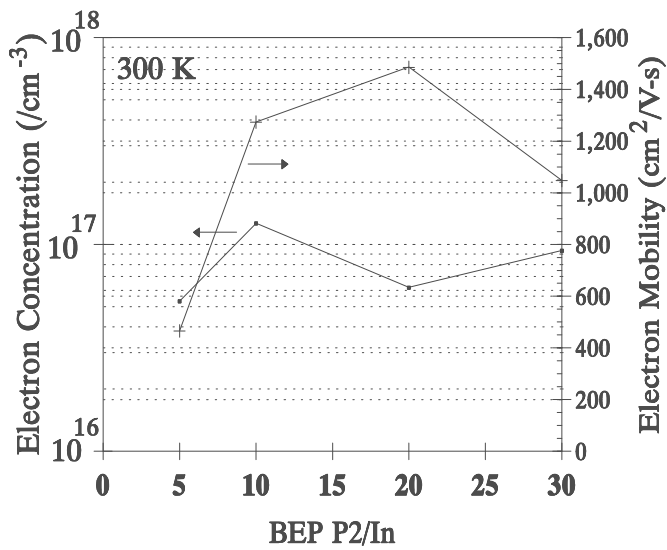


Fig. 1. Dependence of carrier concentration and mobility in 1 μm InP epi-layer on (100) GaAs substrates on the BEP P₂/In ratio. (T_g = 450°C).

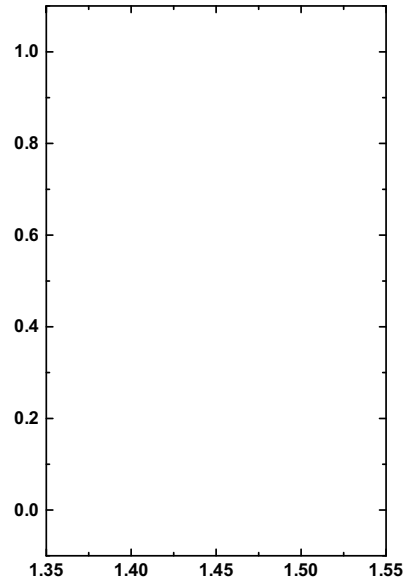
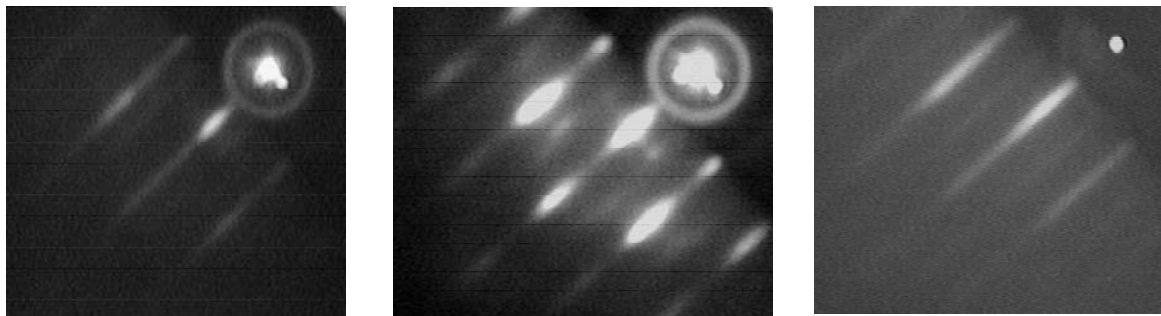


Fig. 2. Photoluminescence spectra at 10 K from 1 μm InP epi-layer on (100) GaAs substrates. (T_g = 450°C, BEP P₂/In ratio = 20)



(a)

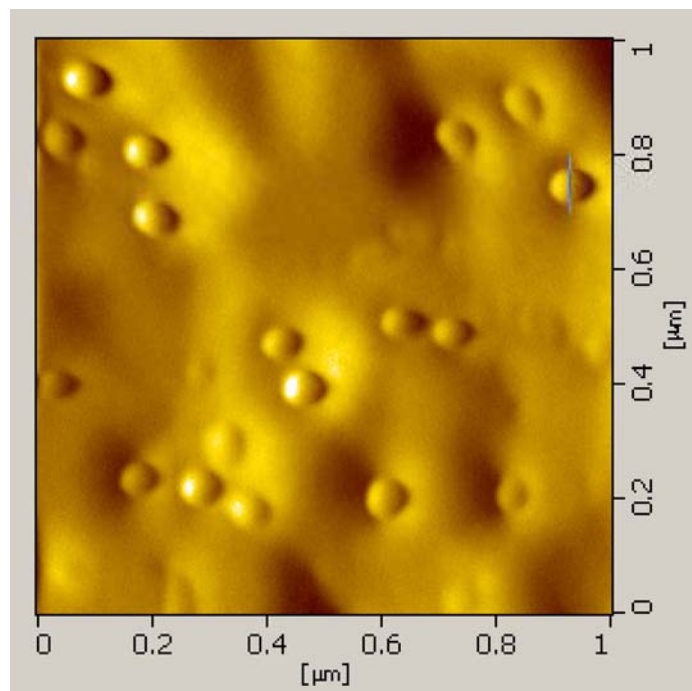
Fig. 3. RHEED patterns taken during the growth of InP layer on GaAs showing the surface reconstruction after the deposition time of (a) 0 sec, (b) 30 sec (c) after growth (5 hours) of 1 μm InP. (The growth condition is BEP P₂/In ratio = 20, T_g = 450°C).

การประยุกต์ใช้ผลงานวิจัย

การประยุกต์ใช้ผลงานวิจัยของโครงการวิจัยนี้มีรายละเอียดดังต่อไปนี้

(ก) หน่วยงานที่นำไปใช้งาน ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

(ข) การประยุกต์เชิงวิชาการ สร้างนักวิจัยใหม่และองค์ความรู้ใหม่ สำหรับการประยุกต์ในการประดิษฐ์โครงสร้างควอนตัมดอท InP ซึ่งคณะผู้วิจัยกำลังดำเนินการวิจัยโครงสร้างควอนตัมดอท InP ในเมตริกซ์ GaP ด้วยการปลูกผลึกอพิแทกซีจากลำโมเลกุลที่มีแหล่งจ่ายฟอโฟสรัสการการสลายตัวของ GaP เพื่อการใช้เป็นส่วนแปลงแสงในไดโอดเปล่งแสงและหน่วยความจำทางแสง (Optical memory) สำหรับ Optical Computer ซึ่งผลของอย่างจากวิจัยนี้ดังในรูป



ภาพ AFM ของตัวอย่างโครงสร้างควอนตัมดอท InP ในเมตริกซ์ GaP ในพื้นที่ $1 \times 1 \mu\text{m}^2$

ที่มาของโครงการ โครงสร้างควอนตัมดอท InP ในเมตริกซ์ GaP ด้วยการปลูกผลึกอพิแทกซีจากลำโมเลกุลที่มีแหล่งจ่ายฟอโฟสรัสการการสลายตัวของ GaP นี้ได้แนวความคิดและองค์ความรู้จากโครงการวิจัยนี้ที่ได้รับการสนับสนุนจาก สกว.