



รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

โครงการ “การวิจัยพื้นฐานของควอนตัมดอทแบบจัดเรียงตัวเอง และศักยภาพ
ในการประยุกต์ด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์”

โดย ศาสตราจารย์ ดร. สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว และคณะ

สิงหาคม 2550



รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

โครงการ “การวิจัยพื้นฐานของควอนตัมดอทแบบจัดเรียงตัวเอง และศักยภาพ
ในการประยุกต์ด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์”

โดย ศาสตราจารย์ ดร. สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว และคณะ

สิงหาคม 2550

รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

โครงการ “การวิจัยพื้นฐานของควอนตัมคอมพิวเตอร์แบบจัดเรียงตัวเอง และศักยภาพ
ในการประยุกต์ด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์”

คณะผู้วิจัย

1. ศ. ดร. สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว	2. รศ. ดร. มนตรี สวัสดิ์ตฤณมาร
3. รศ. ดร. บรรยง โตประเสริฐพงศ์	4. รศ. ดร. ชุมพล อันตรเสน
5. รศ. ดร. สมชัย รัตนธรรมพันธ์	6. รศ. ดร. ทรงพล กาญจนชูชัย
7. อ. ดร. ชรินทร์ วิสวินธานนท์	8. นายศุภโชค ไทยน้อย
9. นาย พรชัย ช่างม่วง	

สังกัด

ห้องปฏิบัติการวิจัยสิ่งประดิษฐ์สารกึ่งตัวนำ
ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

สนับสนุนโดย สำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย

(ความเห็นในรายงานนี้เป็นของผู้วิจัย สกว. ไม่จำเป็นต้องเห็นด้วยเสมอไป)

กิตติกรรมประกาศ

คณะผู้วิจัยโครงการ “การวิจัยพื้นฐานของควอนตัมคอมพิวเตอร์แบบจัดเรียงตัวเองและศักยภาพในการประยุกต์ด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์” ขอขอบพระคุณการสนับสนุนจาก มูลนิธิวิจัยอาวุโส และทุนโครงการปริญญาเอกกาญจนาภิเษกของสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย (สกว.) ที่มีส่วนสำคัญในการผลักดันให้คณะผู้วิจัยดำเนินการวิจัยอย่างมีประสิทธิภาพ ทั้งในส่วนที่เป็นงานวิจัยพื้นฐานเพื่อปูรากฐานด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์ของประเทศ และในการสร้างทรัพยากรมนุษย์ในระดับบัณฑิตศึกษาเพื่อการพัฒนาองค์ความรู้ใหม่ในระยะยาว ตลอดจนการสร้างผลงานวิจัยที่ตีพิมพ์ในวารสารวิชาการที่ยอมรับในระดับนานาชาติ และการสร้างต้นแบบสิ่งประดิษฐ์ที่มีศักยภาพในการประยุกต์ ซึ่งจะมีประโยชน์ในงานด้านวิศวกรรมศาสตร์ต่อไป

ส่วนหนึ่งของงานวิจัยนี้ยังได้รับการสนับสนุนด้านเงินทุนวิจัยจากสำนักงานวิจัยและพัฒนาด้านอวกาศของกองทัพอากาศสหรัฐอเมริกา โดยมีงบประมาณวิจัยสมทบจากจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัยเพื่อใช้ซื้อเครื่องมือวิจัยด้านการวิเคราะห์

นิสิตในระดับบัณฑิตศึกษาส่วนหนึ่งได้รับทุนการศึกษาจากโครงการ “ศึกษากันถุ” ของศูนย์เชี่ยวชาญพิเศษไฟฟ้ากำลังของคณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย และนิสิตจากต่างประเทศในโครงการวิจัยนี้ได้รับทุนการศึกษาจากโครงการ AUN/SEED-Net ในการศึกษาทั้งระดับปริญญาโทและเอก ผลงานวิจัยที่มีคุณภาพจากโครงการวิจัยนี้ได้รับการยอมรับและส่งผลให้ได้รับทุนวิจัยตั้งแต่ปี 2006 จากศูนย์นาโนเทคโนโลยีแห่งชาติ (สวทช.) ด้วย

ความร่วมมือด้านวิจัยจาก Max Planck Institute, University of Tokyo, Tokyo Institute of Technology และ University of California at San Diego ยังมีส่วนกระตุ้นให้เกิดบรรยากาศการวิจัยในระดับแนวหน้าได้ คณะผู้วิจัยจึงขอขอบคุณ Dr. Karl Eberl, Dr. Oliver Schmidt, Prof. Yasuhiko Arakawa, Prof. Shunri Oda, Prof. Charles W. Tu ในมิตรจิต และความร่วมมือในการทำวิจัยเป็นอย่างดีตลอดมา

บทคัดย่อ

รหัสโครงการ : RTA4780003

ชื่อโครงการ : การวิจัยพื้นฐานของควอนตัมคอตแบบจัดเรียงตัวเอง และศักยภาพในการประยุกต์
ด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์

ชื่อนักวิจัย : ศ. ดร. สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว รศ. ดร. มนตรี สวัสดิ์ศฤงฆาร
รศ. ดร. บรรยง โตประเสริฐพงษ์ รศ. ดร. ชุมพล อันตรเสน
รศ. ดร. สมชัย รัตนธรรมพันธ์ รศ. ดร. ทรงพล กาญจนชูชัย
อ. ดร. ชนินทร์ วิสวินธานนท์ นาย สุภโชค ไทยน้อย
นาย พรชัย ช่างม่วง
ห้องปฏิบัติการวิจัยสิ่งประดิษฐ์สารกึ่งตัวนำ ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า
คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ระยะเวลาโครงการ : 3 ปี

การวิจัยด้านสารกึ่งตัวนำที่ห้องปฏิบัติการวิจัยสิ่งประดิษฐ์สารกึ่งตัวนำถูกนำเสนอเพื่อเป็นพื้นฐาน
ของการพัฒนาด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์ โครงสร้างควอนตัมคอตที่เกิดขึ้นได้เองและมี
ขนาดในระดับนาโนเมตรเป็นองค์ประกอบสำคัญและทำงานเป็นหลักในการประยุกต์ใช้งาน เช่น ควอนตัม
ดอตเลเซอร์ ควอนตัมคอตเซลล์สุล่ออโตมาต้า และควอนตัมคอตที่ใช้ในงานด้านควอนตัมคอมพิวเตอร์
ควอนตัมคอตโซล่าเซลล์ ฯลฯ

โครงสร้างระดับนาโนเมตรทั้งหมดปลูกโดยเครื่องมือปลูกชั้นผลึกด้วยลำโมเลกุลทั้งที่ใช้แหล่ง
กำเนิดสารเป็นของแข็งและเป็นก๊าซ กระบวนการปลูกผลึกด้วยเทคนิคการปลูกกลบและปลูกซ้ำถูกพัฒนาขึ้น
ในงานวิจัยนี้ซึ่งเป็นเทคนิคที่มีเอกลักษณ์รวมทั้งเทคนิคการปลูกชั้นผลึกแบบหยดด้วย

คำหลัก : นาโนอิเล็กทรอนิกส์ โครงสร้างควอนตัม การปลูกผลึกด้วยลำโมเลกุล

Abstract

Project Code : RTA4780003

Project Title : Basic Research on Self-Assembled Quantum Dots and their Potential Applications in Nanoelectronics and Nanophotonics

Investigator : Prof. Dr. Somsak Panyakeow Assoc. Prof. Dr. Montri Sawadsaringkarn
Assoc. Prof. Dr. Banyong Toprasertpong Assoc. Prof. Dr. Choompol Antarasena
Assoc. Prof. Dr. Somchai Ratanathamaphan Assoc. Prof. Dr. Songphol Kanjanachuchai
Lecturer Dr. Chanin Wissawinthanon Mr. Supachok Thainoi
Mr. Pornchai Changmoang
Semiconductor Device Research Laboratory, Department of Electrical Engineering,
Faculty of Engineering, Chulalongkorn University

Project Period : 3 years

Semiconductor research at the Semiconductor Device Research Laboratory (SDRL) is reviewed as a background for Nanoelectronics & Nanophotonics. Self-assembled quantum dot (QD) nanostructure is a key element and a working horse in various potential applications such as quantum dot lasers, quantum dot cellular automata and quantum dot solar cells, etc.

All quantum nanostructures are grown by both solid-source and gas-source molecular beam epitaxies. Thin-capping-and-regrowth MBE process is developed as an original growth technique as well as droplet epitaxy.

Keywords : Nanoelectronics, Quantum Structures, Molecular Beam Epitaxy

Executive Summary

“Basic Research on Self-Assembled Quantum Dots and their Potential Applications on Nanoelectronic and Nanophotonics” has been conducted since 2000 and received the financial support from Senior Researcher Fellowship of Thailand Research Fund (TRF) during 2004-2007.

Self-assembled quantum dots, which are defect-free nanostructures, are grown by both solid-source and gas-source molecular beam epitaxies (MBE). With an original development of our MBE process called thin-capping-and-regrowth technique and droplet epitaxy, different types of quantum dot nanostructures such as quantum dot molecules, quantum dot chains quantum dot pairs, quantum rings and quantum dot rings are created at different growth conditions. These nanostructures are useful for various device applications such as quantum dot lasers, quantum computing and quantum information system, single electron devices and quantum dot solar cells.

In this full report, a research background prior to quantum study is introduced and followed by experimental results based on quantum dot growth by solid-source and gas-source MBE and related evaluations. Finally, we have demonstrated to fabricate a prototype of quantum device having high quality quantum dots as an active part, i.e. quantum dot solar cells. The high efficiency of quantum dot solar cells confirms that this basic research is paving a way to potential development of nanoelectronics and nanophotonics in Thailand.

In addition, reprints of international publications and manuscripts of all papers presented in all conferences are attached. List of graduated students at bachelor, master and Ph.D. levels and their thesis titles are also presented. Parts of this research work are conducted through some research collaborations with foreign institutes as listed at the end of this report.

สารบัญ

	หน้า
กิตติกรรมประกาศ	iii
บทคัดย่อ	iv
Abstract	v
Executive Summary	vi
1: บทนำ.....	1
2. เทคนิคการปลูกชั้นผลึกด้วยลำโมเลกุลที่พัฒนาขึ้นจากงานวิจัยฯ	3
3. โครงสร้างระดับนาโนเมตรแบบต่าง ๆ ที่พัฒนาจากโครงการวิจัยฯ โดยใช้เครื่องปลูกชั้นผลึกด้วยลำโมเลกุลที่ใช้แหล่งกำเนิดสารเป็นของแข็ง	5
4. โครงสร้างระดับนาโนเมตรที่พัฒนาขึ้นจากโครงการความร่วมมือวิจัยกับต่างประเทศโดยใช้เครื่องปลูกชั้นผลึกด้วยลำโมเลกุลที่ใช้แหล่งกำเนิดสารเป็นก๊าซ	9
5. โครงสร้างระดับนาโนเมตรที่พัฒนาขึ้น โดยใช้เทคนิค Droplet Epitaxy	11
6. โครงสร้างระดับนาโนเมตรที่พัฒนาขึ้น โดยใช้เทคนิค Cross-Hatch Patterning	13
7. การวิเคราะห์คุณสมบัติพื้นฐานทางโครงสร้างควอนตัมดอตแบบต่าง ๆ	15
8. ควอนตัมดอตโซล่าเซลล์	17
Outputs ที่ได้จากโครงการวิจัย.....	20
ภาคผนวก	32

1. บทนำ

ผู้เขียนรายงานฯขอแนะนำเสนอกิจกรรมวิจัยก่อนการรับทุนของโครงการ “การวิจัยพื้นฐานของควอนตัม คอตแบบจัดเรียงตัวเอง และศักยภาพในการประยุกต์ด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์” เพื่อให้ เห็นภาพของการวิจัยโดยรวมพอเป็นสังเขป องค์ความรู้พื้นฐานเหล่านั้นจะเป็นฐานรากที่สำคัญของแนวคิด ในการทำวิจัยด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์ที่ดำเนินการอยู่ในปัจจุบัน

ผู้เขียนได้เริ่มทำวิจัยเกี่ยวกับเทคโนโลยีสารกึ่งตัวนำที่คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ตั้งแต่ปี 1975 โดยใช้เทคโนโลยีพลาสมาของซิลิกอนเพื่อสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ ทรานซิสเตอร์ ไดโอด โฟโต ไดโอดจากผลึกซิลิกอน ซึ่งเป็นสิ่งประดิษฐ์ทางด้านไมโครอิเล็กทรอนิกส์ ในปี 1985 ได้ติดตั้งเครื่องมือวิจัย ใหม่ ๆ หลายชิ้นเพื่อศึกษาวิจัยด้านสารกึ่งตัวนำที่เป็นฟิล์มบาง ได้แก่ เซลล์แสงอาทิตย์ชนิดอะมอร์ฟัส ซิลิกอน และไดโอดเปล่งแสงแบบฟิล์มบาง ที่ใช้อะมอร์ฟัสซิลิกอนคาร์ไบด์ อะมอร์ฟัสซิลิกอนไนไตรด์ และอะมอร์ฟัส ซิลิกอนออกไซด์ ซึ่งเป็นผลงานวิจัยที่มีการจดสิทธิบัตร

ในปี 1985 นี้เอง ผู้เขียนยังได้ริเริ่มศึกษาวิจัยเกี่ยวกับสารประกอบกึ่งตัวนำกลุ่ม III-V โดยใช้เครื่อง ปลูกชั้นผลึกจากสถานะของเหลว (Liquid Phase Epitaxy : LPE) เพื่อสร้างสิ่งประดิษฐ์ที่มีโครงสร้างแบบ เฮเทอโร (Heterostructure) ของแกลเลียมอาร์เซไนด์/แกลเลียมอะลูมิเนียมอาร์เซไนด์ (GaAs/GaAlAs) ซึ่งเป็นพื้นฐานที่สำคัญของ เลเซอร์ไดโอด ไดโอดเปล่งแสง และทรานซิสเตอร์ที่มีความเร็วสูง

ในปี 1993 ได้เริ่มมีแนวคิดที่จะศึกษาวิจัยสารกึ่งตัวนำที่มีโครงสร้างควอนตัมซึ่งมีขนาดในระดับนาโนเมตร โดยติดตั้งเครื่องมือวิจัยชิ้นใหม่มูลค่า 25 ล้านบาท เรียกว่า เครื่องปลูกชั้นผลึกด้วยลำโมเลกุล (Molecular Beam Epitaxy : MBE) เครื่องมือวิจัยดังกล่าวผลิตในประเทศฝรั่งเศส ได้แก่ RIBER 32P แต่ ได้รับงบประมาณสนับสนุนในการจัดซื้อจากรัฐบาลญี่ปุ่นผ่านองค์กร Japan International Cooperation Agency (JICA)

งวิจัยเกี่ยวกับสิ่งประดิษฐ์ควอนตัมจึงเริ่มต้นจากการศึกษาเทคนิคการปลูกชั้นผลึกในระดับอะตอม ด้วยสารประกอบกึ่งตัวนำกลุ่ม III-V ได้แก่ แกลเลียมอาร์เซไนด์ (GaAs) และแกลเลียมอะลูมิเนียมอาร์เซไนด์ (GaAlAs) โครงสร้างดังกล่าวมีขนาดเป็นนาโนเมตร จึงเกิดปรากฏการณ์ด้านควอนตัมที่น่าสนใจหลาย ประการ แต่โครงสร้างที่ศึกษาในระยะแรกเป็นการปลูกชั้นผลึก 2 ชนิดที่มีขนาดอะตอมใกล้เคียงกัน ซึ่งเป็น กรณีที่เป็น Lattice Matching ดังนั้นจึงเป็นโครงสร้างที่เรียกว่า ควอนตัมเวลล์ (Quantum Well) โครงสร้าง ควอนตัมเวลล์นี้ทำจากชั้นผลึกบางในระดับนาโนเมตรของ GaAs ที่สลับกับ GaAlAs จึงสามารถใช้ทำ สิ่งประดิษฐ์หลายชนิด เช่น High Electron Mobility Transistors (HEMTs) ซึ่งเป็นองค์ประกอบหลักของ อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ความเร็วสูงที่ใช้ในอุปกรณ์สื่อสารความถี่สูง ตลอดจนโทรศัพท์มือถือ ใช้ทำเป็น เลเซอร์ไดโอดที่ใช้โครงสร้าง Multi-Quantum Wells เพื่อลดค่า Threshold Current ตลอดจนใช้เป็นกระจก สำหรับ Optical Cavity ในอุปกรณ์ Optoelectronics

ต่อมาในช่วงปี 2000 คณะวิจัยได้เริ่มมีการทำวิจัยร่วมกับ Dr. Karl Eberl ที่ Max Planck Institute ที่เมือง Stuttgart เพื่อศึกษาโครงสร้างควอนตัมดอต (Quantum Dots) ซึ่งเป็นโครงสร้างที่เกิดจากการปลูกชั้นผลึก 2 ชนิดที่มีขนาดอะตอมแตกต่างกัน กล่าวคือมีค่า Lattice Mismatching ประมาณ 7% ได้แก่ สารประกอบกึ่งตัวนำอินเดียมอาร์เซไนด์ (InAs) ที่ปลูกบนแกเลียมอาร์เซไนด์ (GaAs) งานวิจัยในช่วงนี้ได้รับการสนับสนุนด้านงบประมาณวิจัยจากรัฐบาลเยอรมันในการจัดทุนให้แก่นิสิตปริญญาเอกไปทำวิจัยที่ Max Planck Institute และจากศูนย์วัสดุแห่งชาติ (MTEC) และสำนักงานสนับสนุนการวิจัย (TRF) ในการทำวิจัยพื้นฐานเกี่ยวกับเทคนิคการปลูกชั้นผลึกด้วยลำโมเลกุลจนสามารถพัฒนาเทคนิคการปลูกชั้นผลึกที่เป็นโครงสร้างควอนตัมดอตได้อย่างเป็นระบบ และมี reproducibility ที่ดี จากนั้นจึงได้พัฒนาเทคนิคการปลูกชั้นผลึกที่มีโครงสร้างในระดับนาโนเมตรแบบต่าง ๆ เช่น ควอนตัมดอตที่จัดเรียงตัวเองเป็นแถวตรง และกลุ่มควอนตัมดอตที่มีรูปแบบเฉพาะ ตลอดจนกลุ่มควอนตัมดอตที่มีความหนาแน่นสูง ซึ่งมีศักยภาพในการประยุกต์ด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์

ในปี 2003 ผู้เขียนได้รับทุนวิจัยจากองค์กรวิจัยและพัฒนาด้านอวกาศ (Asian Office of Aerospace Research and Development (AOARD) ของกองทัพอากาศสหรัฐอเมริกา (US Air Force) ในโครงการวิจัยเรื่อง เซลล์แสงอาทิตย์ชนิดควอนตัมดอต ทำให้งานวิจัยพื้นฐานด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์มีเป้าหมายในการประยุกต์ที่ชัดเจนขึ้น ทุนวิจัยจาก AOARD นี้ได้รับต่อเนื่องทุกปีจนถึงปัจจุบัน

ระหว่างปี 2004-2007 ผู้เขียนจึงได้รับทุนเมธีวิจัยอาวุโสของสำนักงานสนับสนุนการวิจัยเพื่อทำวิจัยพื้นฐานด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์ ซึ่งจะมีรายละเอียดตามรายงานฉบับสมบูรณ์นี้ต่อไป

ในช่วงเวลาตลอด 3 ปีที่ได้รับทุนเมธีวิจัยอาวุโสของสกว. ผู้วิจัยได้ส่งรายงานความก้าวหน้าทั้งหมด 5 ครั้ง ตามระยะเวลาที่กำหนดอย่างสม่ำเสมอและตรงเวลา กล่าวคือ

รายงานความก้าวหน้า ครั้งที่ 1 (16 ส.ค. 2004 – 15 ก.พ. 2005)

รายงานความก้าวหน้า ครั้งที่ 2 (16 ก.พ. 2005 – 15 ส.ค. 2005)

รายงานความก้าวหน้า ครั้งที่ 3 (16 ส.ค. 2005 – 15 ก.พ. 2006)

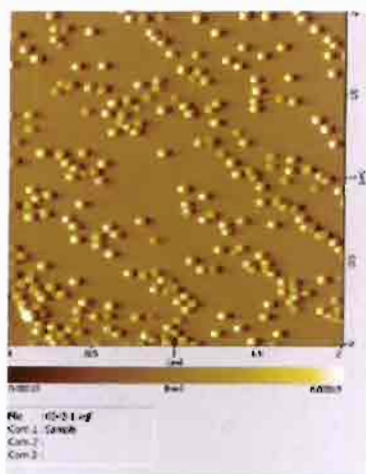
รายงานความก้าวหน้า ครั้งที่ 4 (16 ก.พ. 2006 – 15 ส.ค. 2006)

รายงานความก้าวหน้า ครั้งที่ 5 (16 ส.ค. 2006 – 15 ก.พ. 2007)

2. เทคนิคการปลูกชั้นผลึกด้วยลำโมเลกุลที่พัฒนาขึ้นจากงานวิจัยฯ

ในการปลูกโครงสร้างควอนตัมดอตด้วยลำโมเลกุลนี้ได้รับความร่วมมือระยะแรกจาก Dr. Karl Eberl ที่ Max Planck Institute โดยการส่งนิสิตปริญญาเอก 2 คน คือ นายสุวิทย์ กิระวิทยา และนางสาวฤติสันธ์ ส่องเมือง ไปทำวิจัยระยะสั้น คนละ 1 ปี โดยทุน DAAD ของรัฐบาลเยอรมัน ทำให้เรียนรู้เทคนิค โดยเฉพาะ Know-how ต่าง ๆ ของการใช้เครื่อง MBE ตลอดจนการ Maintenance เครื่องมือวิจัยราคาแพงนี้ นับเป็นก้าวที่สำคัญในการสร้างความเชื่อมั่นและฮันบนขาของตัวเองในการพัฒนาเทคโนโลยีใหม่นี้ในระยะต่อมา

โครงสร้างควอนตัมดอตที่สร้างโดยกระบวนการปลูกผลึกด้วยเครื่อง MBE ตามขั้นตอนมาตรฐานนั้นจะได้ควอนตัมดอตที่เกิดขึ้นเอง (Self-Assembly) ซึ่งเป็นควอนตัมดอตที่มีขนาดไม่สม่ำเสมอ และเกิดขึ้นในตำแหน่งที่ไม่แน่นอน (Random) (รูปที่ 1) จึงเป็นประเด็นในการทำวิจัยว่า จะทำให้ควอนตัมดอตที่เกิดขึ้นมีขนาดที่สม่ำเสมอ และเป็นระเบียบได้อย่างไร (รูปที่ 2)



รูปที่ 1 ควอนตัมดอตที่ปลูกด้วยเทคนิค MBE ที่เป็นมาตรฐาน



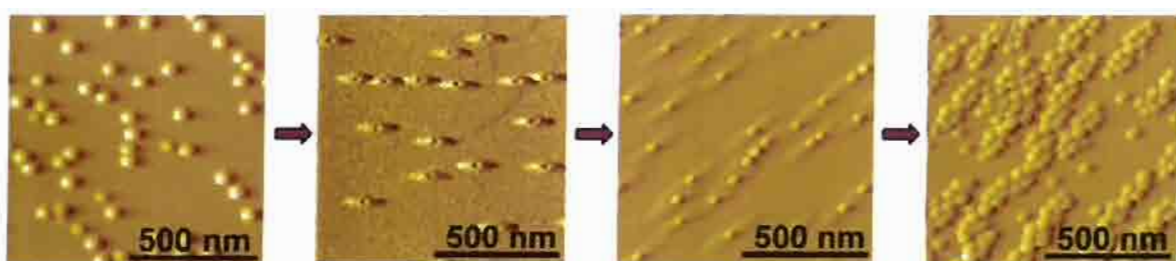
รูปที่ 2 ควอนตัมดอตที่มีขนาดสม่ำเสมอ และเรียงตัวกันเป็นระเบียบ

ผู้วิจัยจึงได้พัฒนาเทคนิคการปลูกควอนตัมดอตด้วยเครื่อง MBE ที่เป็นเทคนิคเฉพาะ เรียกว่า Thin-capping-and-regrowth MBE process ขึ้น กล่าวคือ เมื่อปลูกควอนตัมดอตที่ทำจากอินเดียมอาร์เซไนด์ (InAs) ด้วยเทคนิคมาตรฐานที่อุณหภูมิ 500 °C แล้ว ควอนตัมดอตที่ปลูกครั้งแรก (as-grown QDs) จะถูกกลบด้วยชั้นของแกลเลียมอาร์เซไนด์ (GaAs) บาง ๆ ที่อุณหภูมิต่ำ (470 °C) ทำให้เกิดเป็นหลุมที่มีขนาดเป็นนาโนเมตรขึ้น เมื่อมีการปลูกซ้ำควอนตัมดอตที่เกิดใหม่จะมีขนาดที่สม่ำเสมอ เพราะมีหลุมนาโน (Nanoholes) เป็นตัวบังคับ นอกจากนี้ยังมีอีกทั้งสองข้างที่เกิดจากขั้นตอนการทำปลูกกลบหลงเหลืออยู่ในโครงสร้างด้วยควอนตัมดอตในลักษณะเช่นนี้เรียกว่า ควอนตัมดอตใบพัด (Nano-propeller QDs) หากมีการปลูกชั้นผลึก

ของอินเดียมอาร์เซไนด์ที่ความหนาที่มากขึ้น จะเกิด QDs ใหม่ขึ้นรอบ ๆ บริเวณของไบพดทั้งสองข้างทำให้เกิดเป็นกลุ่มควอนตัมดอตที่เรียกว่า ควอนตัมดอตโมเลกุล (Quantum Dot Molecules : QDMs) ขึ้น

เทคนิคการปลูกควอนตัมดอตด้วยวิธี Thin-capping-and-regrowth MBE process นี้เป็นผลงานที่เป็น Original จึงได้รับการตีพิมพ์ในวารสารวิชาการต่างประเทศและได้รับการอ้างอิง ขั้นตอนของเทคนิคนี้มีสรุปไว้ในรูปที่ 3 ซึ่งแสดงด้วยรูปที่ถ่ายจาก Atomic Force Microscope (AFM) ให้เห็นถึง โครงสร้างของควอนตัมดอตที่เกิดขึ้นในแต่ละขั้นตอน

มีการขยายผลเทคนิคดังกล่าวเพื่อนำไปทำโครงสร้างควอนตัมโมเลกุลที่เป็นสายโซ่ (Quantum dot Molecule Chains) และควอนตัมโมเลกุลที่มีความหนาแน่นสูง (High Density Quantum Dot Molecules) เพื่อการประยุกต์ใช้งานในสิ่งประดิษฐ์นาโนอิเล็กทรอนิกส์รวมทั้งโซล่าเซลล์ที่มีประสิทธิภาพสูงด้วย



as-grown QDs

Nanoholes

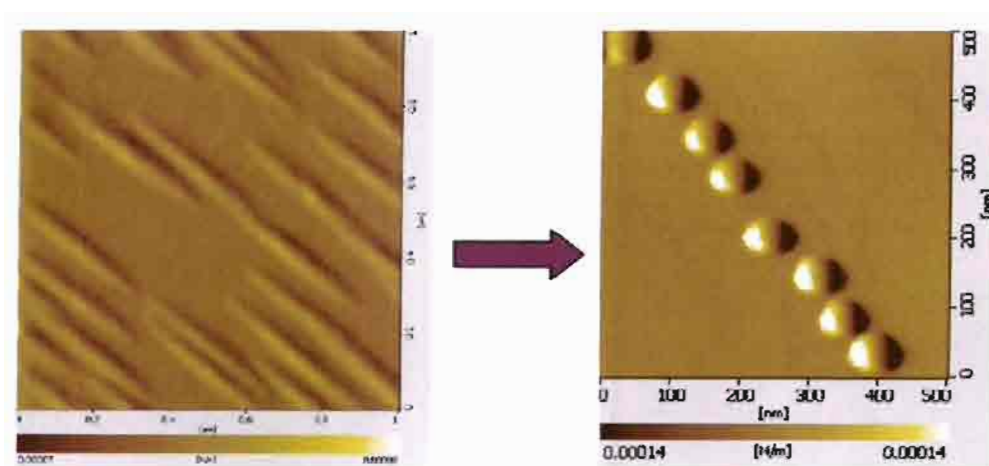
Nano-propeller QDs

QDMs

รูปที่ 3 เทคนิคการปลูกชั้นผลึกด้วยลำโมเลกุลด้วยวิธี Thin-capping-and regrowth MBE process

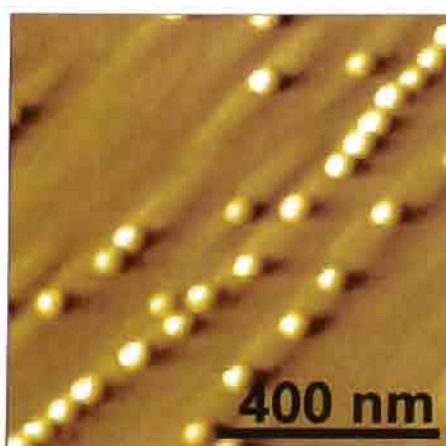
3. โครงสร้างระดับนาโนเมตรแบบต่าง ๆ ที่พัฒนาจากโครงการวิจัยฯ โดยใช้เครื่องปลูกชั้นผลึกด้วยลำโมเลกุลที่ใช้แหล่งกำเนิดสารเป็นของแข็ง

จากเทคนิคการปลูกชั้นผลึกด้วยลำโมเลกุลด้วยวิธี Thin-capping-and-regrowth process แล้ว หากมีการเพิ่มขั้นตอนของ Annealing ที่เหมาะสมแล้ว คณะวิจัยได้ประสบความสำเร็จในการเตรียมโครงสร้างแบบ Elongated Nanostructure เพื่อใช้เป็นแม่แบบในการปลูกควอนตัมดอตที่เป็นระเบียบและเรียงตัวเป็นแนวตรงได้ (รูปที่ 4) ผลงานวิจัยดังกล่าวได้ตีพิมพ์ในวารสารวิชาการต่างประเทศด้วย



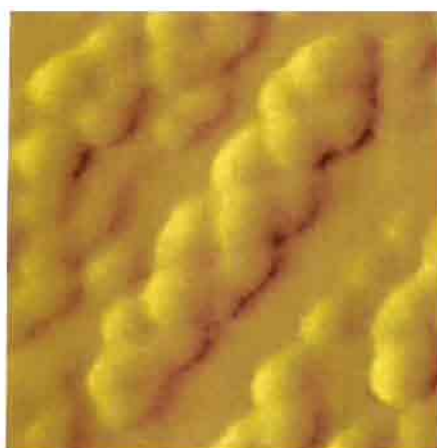
รูปที่ 4 โครงสร้าง Elongated Nanostructure ที่ใช้เป็นแม่แบบในการสร้าง Aligned QDs

จากโครงสร้าง Nanopropeller QDs ที่มีปีกชี้ไปในทิศทาง $[1\ \bar{1}\ 0]$ เนื่องจากผลของ Anisotropy หาก QDs อยู่ใกล้กัน ปีกเหล่านี้จะเชื่อมต่อกันเป็นแนวยาว และหากมีการปลูก QDs ด้วยเทคนิคดังกล่าวหลายครั้งต่อเนื่องกัน QDs ที่ได้จะเชื่อมกันเป็นสายโซ่ยาวดังรูปที่ 5



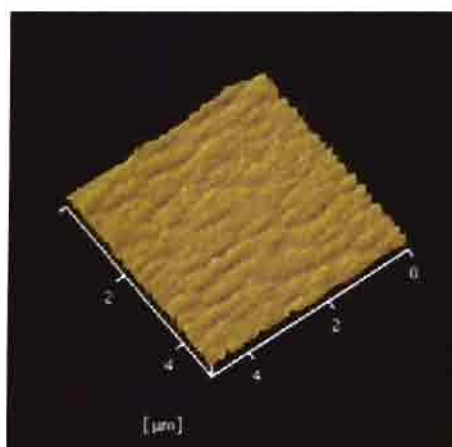
รูป 5 QD Chains ที่เกิดจากการปลูก QDs ด้วยเทคนิค Thin-capping-and-regrowth 3 รอบ

เมื่อนำ QD chains ไปปลูกด้วยอินเดียมอาร์เซไนด์ที่หนาขึ้นเพื่อสร้าง QDMs จะได้ QDMs ที่เป็นสายโซ่ที่ประกอบด้วยกลุ่ม QDs ที่ซ้อนทับกันดังรูปที่ 6 ซึ่งเป็นโครงสร้างที่จะประยุกต์ใช้งานในด้าน Quantum Dot Cellular Automata (QCA) ได้ QCA นี้เป็นหลักการใหม่ที่จะนำไปใช้ในด้าน Quantum Computing ผลงานวิจัยส่วนนี้ได้นำเสนอต่อการประชุมวิชาการด้านวิศวกรรมไฟฟ้า ครั้งที่ 27 และได้คัดเลือกเป็นบทความดีเด่นของการประชุมด้วย



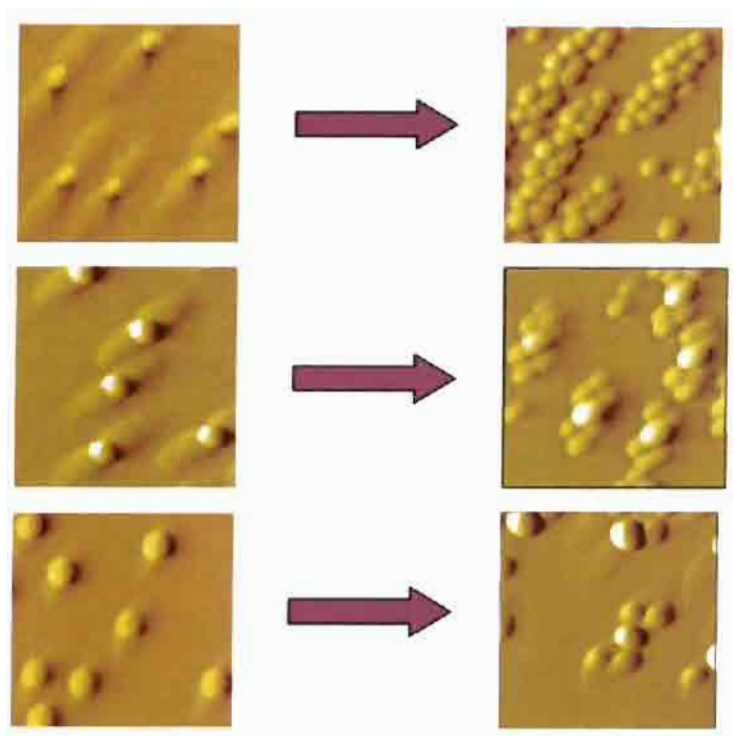
รูปที่ 6 โครงสร้าง QDM chains ที่ประกอบด้วยกลุ่ม QDs ที่ซ้อนทับกัน และมีศักยภาพใช้งานใน QCA

เมื่อมีการปลูก QDMs ด้วยเทคนิค Thin-capping-and-regrowth-MBE process เป็นจำนวน 5 รอบ โดยที่รอบสุดท้ายมีการเพิ่มความหนาของชั้นอินเดียมอาร์เซไนด์เป็น 1.5 ML จากเดิม 1.2 ML จะได้ QDMs ที่มีความหนาแน่นสูงถึง 10^{11} cm^{-2} (ดูรูปที่ 7) ซึ่งเป็นโครงสร้างที่เหมาะสมจะนำไปประยุกต์ใช้เป็น Active Layer ของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีโครงสร้างแบบเฮเทอโร



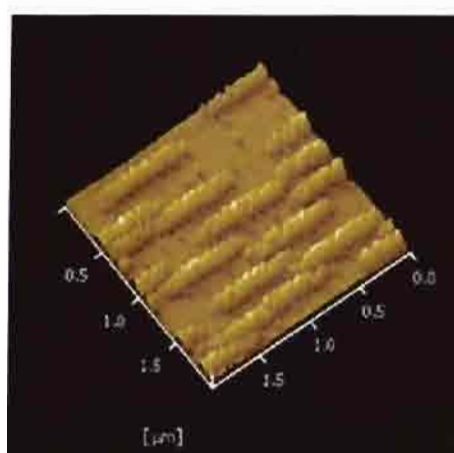
รูปที่ 7 โครงสร้าง High Density QDMs ที่ปลูกด้วยเทคนิค Thin-capping-and-regrowth 5 รอบ โดยใช้ความหนา 1.5 ML InAs ในรอบสุดท้าย

ได้มีการศึกษาการควบคุมจำนวนจุดต่อ QDM โดยการปลูก Nano-propeller QDs ที่อุณหภูมิต่ำลง จาก 470 °C เป็น 450 °C และ 430 °C ตามลำดับ ทำให้ขนาดของปีกมีความยาวที่สั้นลง จึงสามารถลดจำนวนจุดต่อจาก 10-12 เป็น 6-8 และ 4-5 จุดต่อ QDM ตามลำดับ (ดูรูปที่ 8)



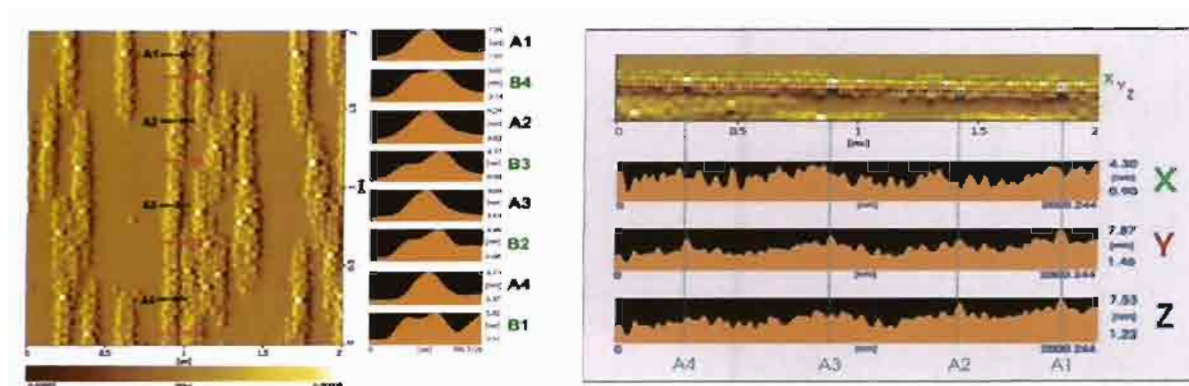
รูปที่ 8 การควบคุมจำนวนจุดต่อ QDM ด้วยการลดอุณหภูมิในการปลูก QDMs

ในขณะเดียวกันมีการเปลี่ยนเงื่อนไขในการปลูก QDMs ด้วยการปลูกกลับด้วยชั้นผลึก GaAs ที่หนาขึ้นจาก 6 ML เป็น 9 ML ที่อุณหภูมิสูงขึ้น จาก 470 °C เป็น 500 °C QDMs จะมีขนาดใหญ่ขึ้นประกอบด้วยจำนวนจุด 28-30 จุดต่อ QDM (ดูรูปที่ 9) และมีการปลูกซ้ำจำนวน 5 รอบจะได้ QDM chains ที่มี



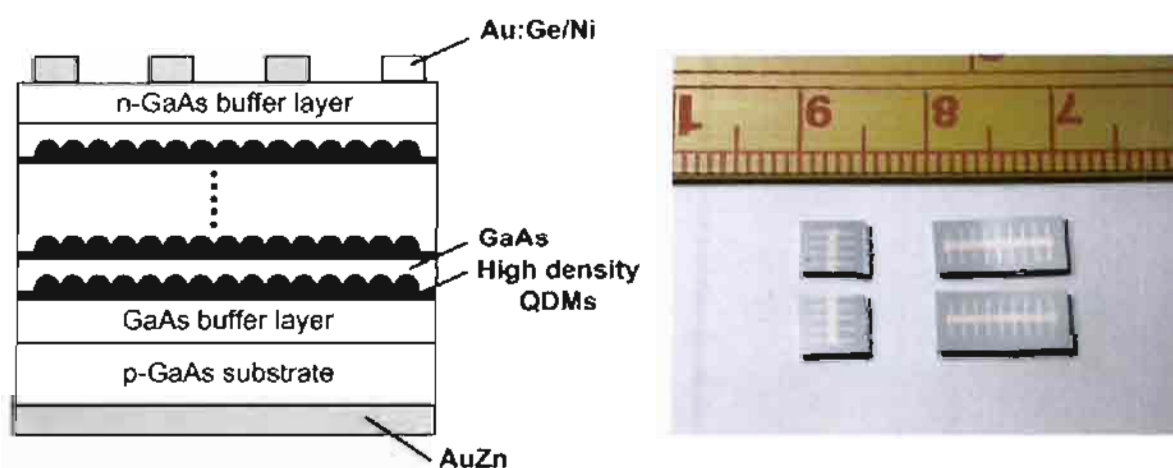
รูปที่ 9 QDMs ที่มีจำนวนจุดมากถึง 28-30 จุดต่อ QDM โดยการเพิ่มความหนาของชั้นปลูกกลับเป็น 9 ML

ความยาวเป็นระดับไมโครเมตร (รูปที่ 10) ซึ่งจะมีประโยชน์ในการประยุกต์เป็น Electron waveguides และ switches



รูปที่ 10 QDM chains ที่ใช้เทคนิคการปลูก 5 รอบ จะมีความยาวในหน่วยของไมโครเมตร

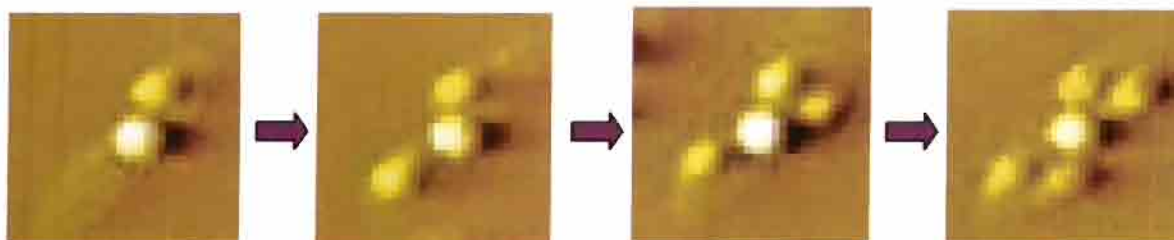
ด้วยเทคนิคการปลูกหลายรอบข้างต้นแต่มีการเปลี่ยนชั้นความหนาของอินเดียมออกไซด์ในครั้งในรอบสุดท้ายให้มีค่าสูงขึ้นจะทำให้ได้ High Density QDMs (รูปที่ 11) ซึ่งหากมีการซ้อนทับกันหลาย ๆ ชั้น (Multi-Stacking QDMs) จะเป็นโครงสร้างที่ใช้ทำ High Efficiency QDM Solar Cells ได้ ผลงานนี้ถูกนำเสนอในการประชุมวิชาการของ IEEE-PVSC ครั้งที่ 33 ที่สหรัฐอเมริกา ในปี 2006 และได้รับการกล่าวถึงใน Hi-light report ของการประชุม และนำเสนออยู่ใน Website ของ AFOSR (Air Force Office of Scientific Research) ของกองทัพอากาศสหรัฐอเมริกาด้วย



รูปที่ 11 High Density QDMs ที่ใช้ทำ High Efficiency Solar Cells

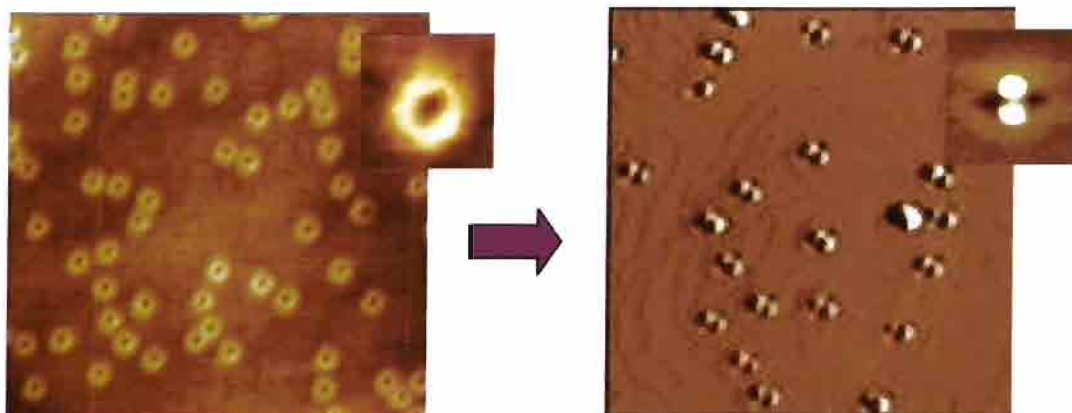
4. โครงสร้างระดับนาโนเมตรที่พัฒนาขึ้นจากโครงการความร่วมมือวิจัยกับต่างประเทศ โดยใช้เครื่องปลูกชั้นผลึกด้วยลำโมเลกุลที่ใช้แหล่งกำเนิดสารเป็นก๊าซ

ในช่วงปี 2005 ได้มีการติดต่อกับ Prof. Charles Tu จาก University of California at San Diego เพื่อร่วมมือกันทำวิจัยเพื่อพัฒนาเทคนิคการปลูกผลึกที่เป็น โครงสร้างระดับนาโนเมตร ในปี 2006 ผู้วิจัยได้ใช้เทคนิคการปลูกชั้นผลึกแบบ Thin-capping-and-regrowth process เพื่อสร้างโครงสร้างควอนตัมดอตโมเลกุล โดยควบคุมเงื่อนไขการปลูกอย่างละเอียด ทำให้สามารถศึกษากลไกการเกิด QDM อย่างเป็นขั้นตอน ดังแสดงในรูปที่ 12 โดยเริ่มต้นจากคอตกลาง (Center Dot) และจึงเกิดคอตบริวาร (Satellite Dots) ที่ละคอตจนครบ 4 คอตตามเงื่อนไขของ QCA



รูปที่ 12 กลไกการเกิดควอนตัมดอต โมเลกุลที่มี 4 Satellite dots

ผู้วิจัยได้นำข้อมูลการวิจัยนี้ไปปรึกษาร่วมกับ Prof. Charles Tu และได้ประเด็นเป้าหมายการทำวิจัยร่วมว่าจะสร้างโครงสร้างควอนตัมดอตคู่ได้หรือไม่ ผู้วิจัยได้เสนอให้ใช้เทคนิคการปลูกชั้นผลึกแบบ Thin-capping-and-regrowth MBE process โดยใช้เครื่องมือวิจัยที่มีอยู่ที่ University of California at San Diego และได้ส่งนิสิตปริญญาเอก ได้แก่ นางสาวสุวารี สุรประภาพิช ไปทำวิจัยระยะสั้นเป็นเวลา 1 ปี เครื่อง MBE ที่ University of California at San Diego มีความแตกต่างกับเครื่อง MBE ที่จุฬาฯ เพราะใช้แหล่งกำเนิดสารอาร์เซนิกเป็น ก๊าซ กล่าวคือใช้ก๊าซ As_2 และ H_2 ในเครื่องปลูกชั้นผลึก As_2 จึงมีคุณสมบัติที่แตกต่างไปจาก As_4 ซึ่งเกิดจากแหล่งกำเนิดสารที่เป็นของแข็ง ซึ่งใช้งานอยู่ที่จุฬาฯ ความแตกต่างนี้เองทำให้โครงสร้างระดับนาโนเมตรที่ปลูกได้มีความแตกต่างออกไปจากผลลัพธ์ที่ได้ที่จุฬาฯ แม้ว่าจะใช้เงื่อนไขในการปลูกชั้นผลึกเหมือนกันก็ตาม แต่ผลที่ได้ก็มีความน่าสนใจและได้โครงสร้างควอนตัมดอตคู่ (Quantum Dot Pairs) ที่ต้องการ ควอนตัมดอตคู่ดังกล่าวเกิดขึ้นจากการปลูกชั้นบน โครงสร้างควอนตัมวงแหวน (Quantum Rings) ดังแสดงในรูปที่ 13

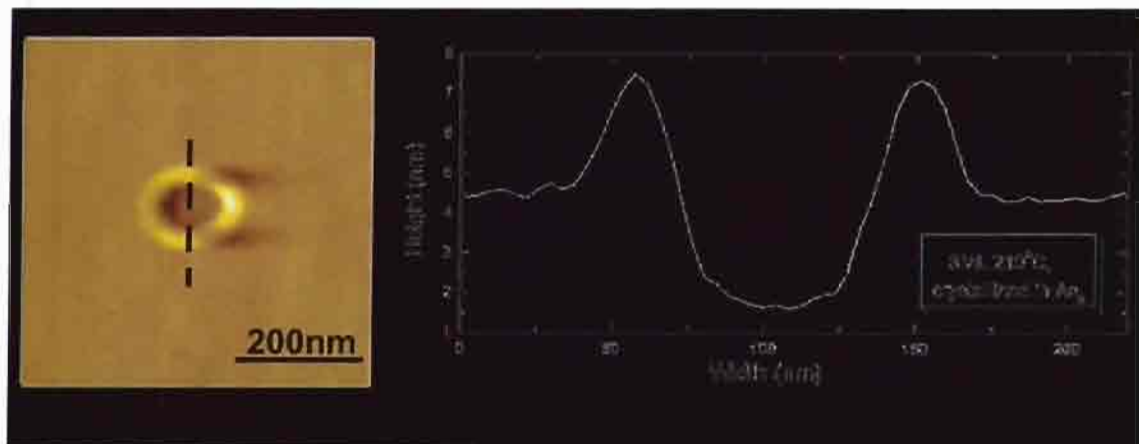


รูปที่ 13 โครงสร้างควอนตัมวงแหวนที่เปลี่ยนเป็นควอนตัมคอตงูเมื่อปลูกชั้นผลึกในเครื่อง MBE ที่ใช้แหล่งกำเนิดสารเป็นก๊าซ

ผลงานวิจัยชิ้นนี้ได้รับความสนใจจากที่ประชุมวิชาการนานาชาติ MBE 2006 ซึ่งจัดขึ้นที่ประเทศญี่ปุ่น และต่อมาได้นำผลงานวิจัยดังกล่าวมาเปรียบเทียบกับโครงสร้างที่ปลูกได้จากเครื่อง MBE ที่จุฬาฯ และส่งตีพิมพ์ในวารสารวิชาการ Applied Physics Letters ในปี 2007

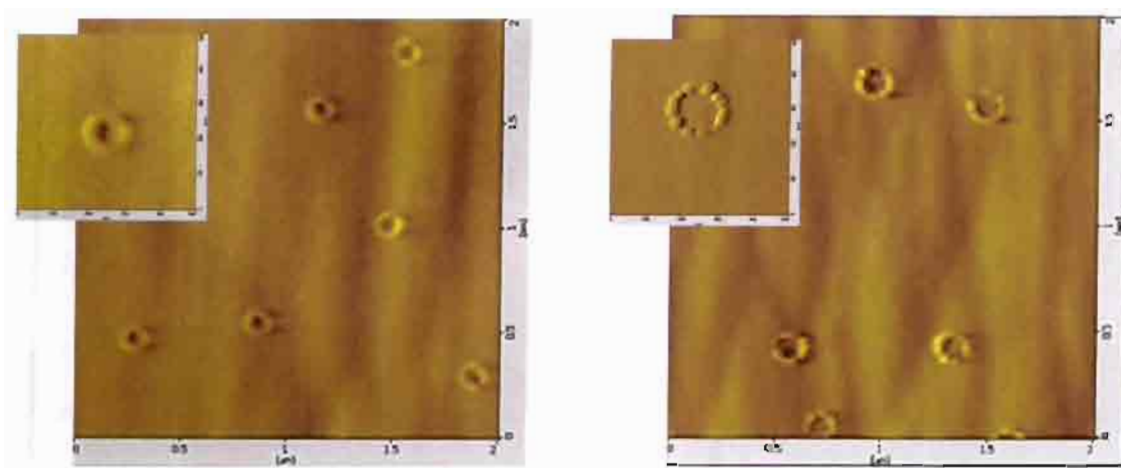
5. โครงสร้างระดับนาโนเมตรที่พัฒนาขึ้นโดยใช้เทคนิค Droplet Epitaxy

ในช่วงปี 2006 นี้เอง คณะวิจัยเริ่มสนใจ โครงสร้างควอนตัมวงแหวนซึ่งเตรียมได้ด้วยเครื่อง MBE ที่มีอยู่แต่เปลี่ยนเทคนิคการปลูกชั้นผลึกเป็น Droplet Epitaxy ซึ่งให้อุณหภูมิการปลูกที่ต่ำในช่วง 150-250 °C ทำให้สามารถปลูกโครงสร้างแบบควอนตัมวงแหวนได้ดังรูปที่ 14 ซึ่งเป็นวงแหวนที่ใช้วัสดุสารกึ่งตัวนำชนิด InGaAs เพื่อให้ Lattice Mismatching มีค่าน้อยกว่ากรณีของ InAs



รูปที่ 14 โครงสร้างควอนตัมวงแหวนชนิด InGaAs

ผู้วิจัยได้ทดลองเปลี่ยนชนิดของวัสดุมาเป็นอินเดียมฟอสไฟด์ (InP) ที่มี Lattice Mismatching กับ แกลเลียมอาร์เซไนด์ประมาณ 3.5 % มาใช้ในการทดลองปลูกชั้นผลึกด้วยเทคนิค Droplet Epitaxy ปรากฏว่า สามารถสร้างโครงสร้างระดับนาโนเมตรที่เป็นทั้งโครงสร้างควอนตัมวงแหวน (Quantum Rings) และ โครงสร้างควอนตัมดอทบนวงแหวน (Quantum Dot Rings) ดังแสดงในรูปที่ 15



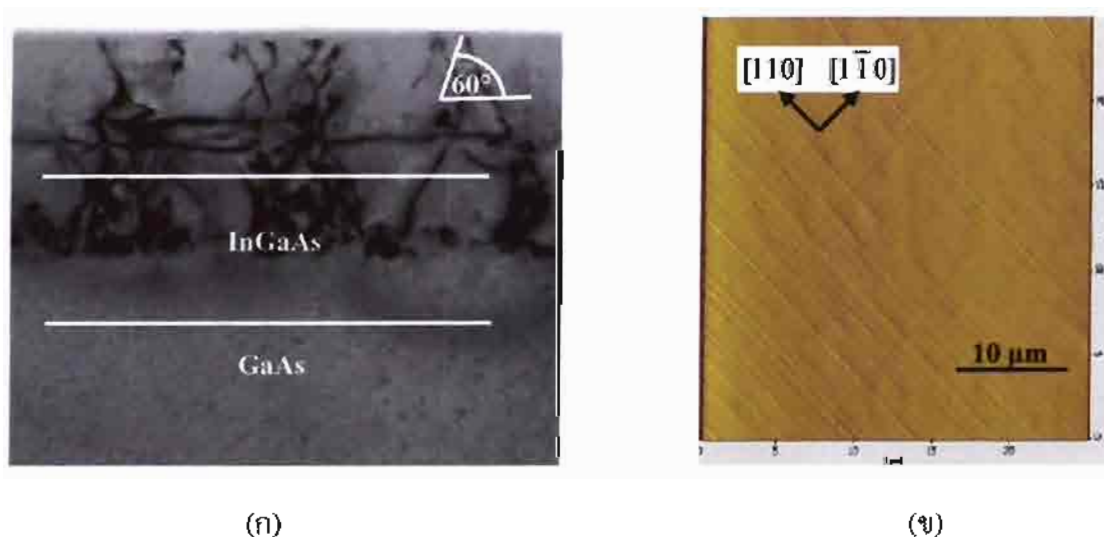
รูปที่ 15 โครงสร้างควอนตัมวงแหวน และควอนตัมดอทบนวงแหวนที่ปลูกด้วยชั้นผลึกของ InP

ผลงานวิจัยดังกล่าวข้างต้นนับเป็นงานวิจัยบุกเบิก และมีศักยภาพในด้านการประยุกต์ใช้งานใหม่ๆ ได้ โดยเฉพาะการใช้งานที่อาศัยสนามแม่เหล็กเป็นตัวบังคับให้อิเล็กตรอนวิ่งวนซ้ายและวนขวาได้ ผลงานวิจัยนี้ได้มีการนำเสนอต่อการประชุมวิชาการนานาชาติ MNE-2006 (Micro-Nano-Engineering Conference) จัดที่ประเทศสเปน และตีพิมพ์เป็นบทความวิชาการในวารสารวิชาการนานาชาติ Journal of Microelectronic Engineering ในปี 2007 ด้วย

6. โครงสร้างระดับนาโนเมตรที่พัฒนาขึ้นโดยใช้เทคนิค Cross-Hatch Patterning

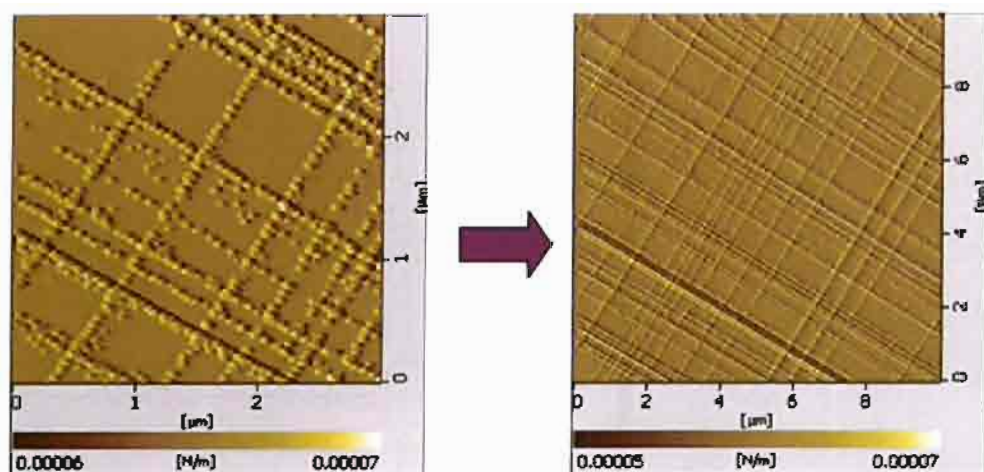
โครงสร้างระดับนาโนเมตรที่พัฒนาขึ้นนี้มีขนาดเล็กจิ๋ว ทำให้การป้อนสัญญาณไฟฟ้าสู่โครงสร้างเหล่านี้ต้องใช้เทคนิคที่มีความละเอียดสูง เช่นการใช้ Tips ของ Atomic Force Microscope ซึ่งทำจากซิลิคอนคาร์ไบด์ (SiC) ที่มีขนาดในระดับเดียวกันกับโครงสร้าง หรือใช้ Tips ที่พัฒนาจากการ์บอนนาโนทิวบ์ (Carbon Nanotubes) ดังนั้นแนวคิดหนึ่งในการปรับให้โครงสร้างระดับนาโนเมตรเหล่านี้ใช้งานในเชิงประยุกต์ด้วยเทคนิคที่พัฒนาแล้วในระดับไมโครเมตรได้ ก็คือการทำให้ควอนตัมดอตมีการเรียงตัวกันเป็นเส้นตรง และมีความยาวอยู่ในระดับไมโครเมตร

ผู้วิจัยจึงมีแนวคิดในการพัฒนาโครงสร้าง Cross-Hatch Pattern ที่เกิดขึ้นจาก Dislocation Misfits ที่เกิดจากรอยต่อของฐานผลึก GaAs กับ InGaAs โดยการควบคุมส่วนผสมของ In ใน InGaAs ให้มีค่า 0.12 หรือ 12 % Dislocation Misfits ที่เกิดขึ้นสามารถตรวจสอบได้จาก Transmission Electron Microscope (TEM) ดังรูปที่ 16 (ก) และส่งผลให้เกิด ฝ่าผลึกที่เป็น Cross-Hatch Patter ดังรูปที่ 16 (ข) โดยที่แนวของ Cross-Hatch จะเกิดขึ้นในทิศทางผลึก $[1\bar{1}0]$ และ $[110]$



รูปที่ 16 (ก) Dislocation Misfits ที่เกิดขึ้นที่รอยต่อระหว่าง GaAs และ $\text{In}_{0.12}\text{Ga}_{0.88}\text{As}$ ที่ตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน และ (ข) Cross-Hatch Pattern ที่เกิดขึ้นในทิศทางผลึก $[1\bar{1}0]$ และ $[110]$

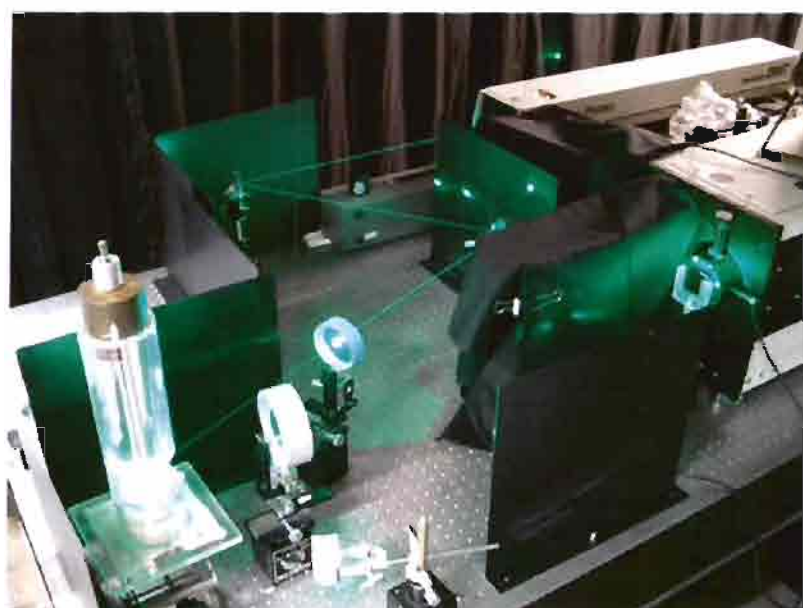
เมื่อนำฐานผลึกที่มี Cross-Hatch Pattern มาเป็นต้นแบบในการปลูกควอนตัมดอตโดยทำหน้าที่เป็น Virtual Substrates จะได้โครงสร้างควอนตัมดอตที่เรียงตัวเป็นเส้นตรงยาวในระดับหลายไมโครเมตร จนถึงหลายสิบไมโครเมตร ดังแสดงในรูปที่ 17 ผลงานวิจัยส่วนนี้ได้รับการตีพิมพ์ในวารสารวิชาการนานาชาติ Journal of Microelectronic Engineering ในปี 2007 ด้วย



รูปที่ 17 โครงสร้างควอนตัมดอทที่เรียงตัวกันเป็นระเบียบในแนวเส้นตรงที่ยาวในระดับไมโครเมตร และในระดับสิบลไมโครเมตร

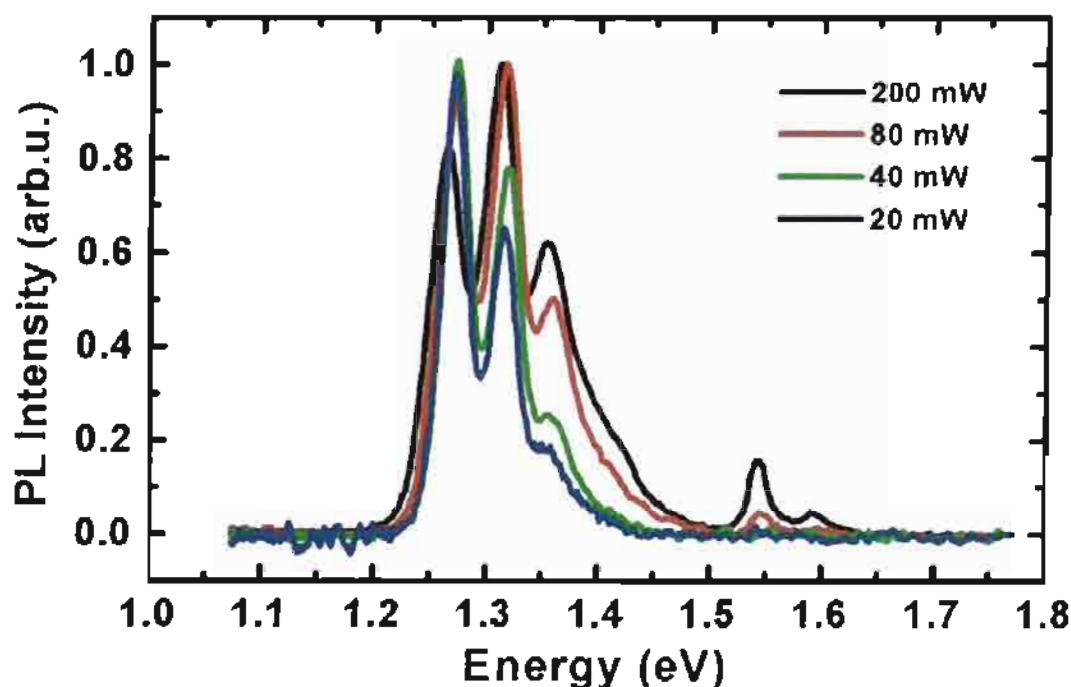
7. การวิเคราะห์คุณสมบัติพื้นฐานทางโครงสร้างควอนตัมดอตแบบต่าง ๆ

โครงสร้างระดับนาโนเมตรแบบต่าง ๆ ที่มีองค์ประกอบพื้นฐานเป็นควอนตัมดอตที่กล่าวมาแล้ว สามารถตรวจสอบคุณสมบัติกายภาพได้โดยใช้การถ่ายภาพจาก Atomic Force Microscope (AFM images) แต่รายละเอียดต่าง ๆ ยังอาจมีความคลาดเคลื่อนเนื่องจาก Tips อาจมีขนาดที่ใกล้เคียงกับโครงสร้างที่จะวัด ดังนั้นจึงมีเทคนิคในการวิเคราะห์คุณสมบัติพื้นฐานของโครงสร้างควอนตัมดอตโดยใช้วิธี Photoluminescence ซึ่งเป็นการเรืองแสงจากโครงสร้างควอนตัมดอตทั้งที่อุณหภูมิห้องและอุณหภูมิต่ำในระดับ 77 °K (อุณหภูมิของไนโตรเจนเหลว) และ 9 °K (อุณหภูมิของฮีเลียมเหลว) โดยใช้แสงเลเซอร์เป็นตัวกระตุ้น แสงเลเซอร์ที่ใช้ในงานทดลองนี้ได้แก่ อาร์กอนเลเซอร์ (Argon Laser) ที่มีค่าความยาวคลื่น 488 nm (สีเขียว) และมีกำลังแสงปรับได้จนถึง 2 วัตต์ ดังแสดงในรูปที่ 18



รูปที่ 18 เครื่องมือวิจัยที่ใช้วิเคราะห์คุณสมบัติการเรืองแสง (Photoluminescence) ของโครงสร้างควอนตัมดอต

สเปกตรัมของ Photoluminescence (PL) ที่เกิดขึ้นจากควอนตัมดอตจะบอกถึงคุณภาพของควอนตัมที่เกิดขึ้นจากเทคนิค Self-Assembly ซึ่งเป็น Bottom-up Technique ว่ามีความสมบูรณ์ดีเยี่ยม เพราะได้การเปล่งแสงที่แรงและมีประสิทธิภาพดี เนื่องจากโครงสร้างควอนตัมดอตที่เตรียมขึ้นนี้มีจุดบกพร่องน้อยมาก (Defect-Free) นอกจากนี้ค่า Full-Width-at-Half-Maximum (FWHM) ของสเปกตรัมจะมีค่าที่แคบ และสามารถเห็นรายละเอียดของระดับพลังงานที่เป็น Quantized Levels ของโครงสร้างควอนตัมดอตเมื่อวัดที่อุณหภูมิต่ำ (77 °K) ดังแสดงในรูปที่ 19



รูปที่ 19 PL Spectrum ของควอนตัมดอตที่วัดที่อุณหภูมิ 77 °K

รายละเอียดของผลการวัด PL Spectrum ของโครงสร้างควอนตัมดอตแบบต่าง ๆ นั้นมีรายงานอยู่ในบทความทางวิชาการที่ได้ตีพิมพ์ ตลอดระยะเวลาที่ได้รับทุน (2004-2007) ผลการทดลองส่วนใหญ่เป็นข้อยืนยันว่าเทคนิคการปลูกชั้นผลึกด้วยลำโมเลกุลที่พัฒนาขึ้นที่จุฬาฯ มีคุณภาพดีและมีศักยภาพในการใช้งานด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์ ได้แก่ สิ่งประดิษฐ์อิเล็กทรอนิกส์เดี่ยว (Single Electron Devices) สิ่งประดิษฐ์ที่ใช้เป็น Quantum Bits ทั้งที่เป็นโครงสร้างควอนตัมดอตโมเลกุล และควอนตัมดอตคู่ เพื่อใช้งานด้าน Quantum Computing ตลอดจนการใช้งานเป็นโครงสร้างหลักของ QD lasers และ Single Photon Emitters ในอนาคต

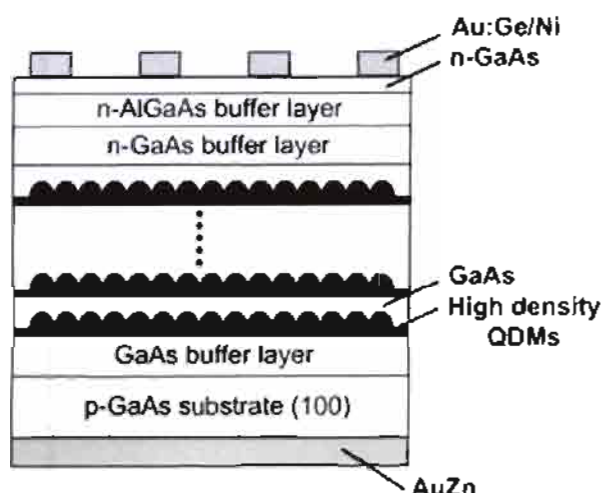
8. ควอนตัมดอตโซล่าเซลล์

จากพื้นฐานการวิจัยด้านเซลล์แสงอาทิตย์เป็นเวลานานและต่อเนื่องของผู้วิจัยตั้งแต่ปี 1975 ตลอดจนถึงความรู้ที่สะสมเป็นเวลานานเกี่ยวกับเทคโนโลยีสารกึ่งตัวนำทั้งที่ใช้วัสดุซิลิคอนและสารประกอบกึ่งตัวนำกลุ่ม III-V ผู้วิจัยจึงได้เสนอแนวคิดใหม่ที่จะใช้โครงสร้างควอนตัมดอตเพื่อใช้เพิ่มประสิทธิภาพการแปรพลังงานของเซลล์แสงอาทิตย์

เซลล์แสงอาทิตย์ชนิดใหม่ที่เรียกว่า ควอนตัมดอตโซล่าเซลล์ เป็นสิ่งประดิษฐ์ที่ใช้โครงสร้างที่มีขนาดนาโนเมตร ทำให้พลังงานถูกกักเก็บให้มีค่ากระโดด (Quantized Energy) และทำให้สถานะของพลังงานมีความหนาแน่นสูง (High State Density) ส่งผลให้การดูดกลืนแสงในค่าความยาวคลื่นบางช่วงมีค่าเพิ่มขึ้นอย่างมีนัย ดังนั้นการเลือกวัสดุในการทำควอนตัมดอตที่เหมาะสม และสอดคล้องเข้าไปในโครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ จะทำให้ควอนตัมดอตโซล่าเซลล์สามารถดูดกลืนจากสเปกตรัมแสงอาทิตย์ในช่วงที่กว้างขึ้น ส่งผลให้พลังงานไฟฟ้าจากแสงอาทิตย์มีปริมาณเพิ่มมากขึ้นได้ แนวคิดนี้ถูกนำเสนอเป็นครั้งแรกในประเทศไทยในราวปี 2003 ในการประชุมสัมมนาด้านวัสดุนาโนที่จัดโดยศูนย์โลหะและวัสดุแห่งชาติ และได้รับความสนใจอย่างมากจากหน่วยงานต่างประเทศ ได้แก่ องค์การวิจัยและพัฒนาอวกาศของกองทัพอากาศสหรัฐอเมริกา (Asian Office of Aerospace Research and Development : AOARD U.S. Air Force) ทำให้โครงการวิจัย “ควอนตัมดอตโซล่าเซลล์” ได้รับการสนับสนุนด้านงบประมาณจากต่างประเทศเป็นทุนประเดิม และได้รับการสนับสนุนเพิ่มเติมจากสำนักงานสนับสนุนการวิจัย (สกว.) ต่อเนื่องจนถึงปัจจุบัน

ควอนตัมดอตโซล่าเซลล์เป็นสิ่งประดิษฐ์ที่ผู้วิจัยสามารถคาดการณ์การประยุกต์ใช้งานของโครงสร้างระดับนาโนเมตร เพื่อเพิ่มประสิทธิภาพและสมรรถนะการทำงานของสิ่งประดิษฐ์ให้มีค่าสูงขึ้น ตลอดจนสามารถใช้งานได้ดีและมีเสถียรภาพกับแสงความเข้มสูงได้ดี ทำให้สิ่งประดิษฐ์ชนิดนี้สามารถผลิตพลังงานไฟฟ้าได้เป็นปริมาณมากแม้จะเป็นเซลล์ที่มีพื้นที่รับแสงน้อย จึงเป็นแนวทางใหม่ในการลดต้นทุนการผลิตพลังงานไฟฟ้าจากแสงอาทิตย์ได้

โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีควอนตัมดอตเป็นองค์ประกอบที่สำคัญนั้น ทำจากควอนตัมดอตโมเลกุลที่มีความหนาแน่นของดอตสูงในระดับ 10^{12} cm^{-2} โดยการปลูกชั้นควอนตัมดอตโมเลกุลความหนาแน่นสูงที่ทำจาก InAs เป็นชั้นซ้อนกัน (Multi-Stack High Density InAs Quantum Dot Molecules) แทรกอยู่ในโครงสร้างเฮเทอโรของ GaAs/GaAlAs ดังแสดงในรูปที่ 20 (ก) และมีรูปของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดใหม่นี้ที่ผลิตเพื่อทดลองใช้งานจริงดังแสดงในรูปที่ 20 (ข)



(ก)



(ข)

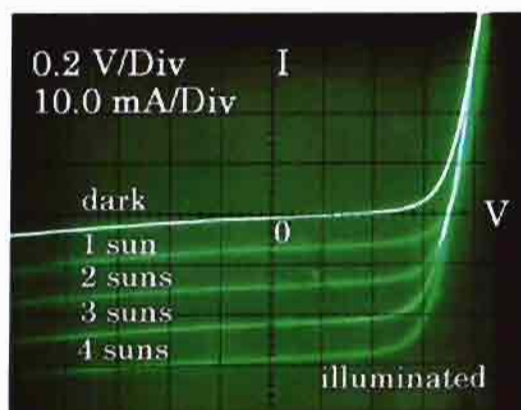
รูปที่ 20 (ก) โครงสร้างของควอนตัมดอตโซล่าเซลล์ที่เป็น Multi-Stack High Density QDMs

(ข) รูปถ่ายของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดใหม่ที่ทดลองสร้างขึ้นเพื่อใช้งานจริงในห้องปฏิบัติการวิจัยฯ

ควอนตัมดอตโซล่าเซลล์ที่ทดลองสร้างขึ้นนี้ถูกนำไปทดสอบด้วยแสงอาทิตย์เทียม (Solar Simulator) ที่มีสเปกตรัม AM1 ที่ความเข้มแสง 100 mW/cm^2 และมีการใช้เลนส์รวมแสงเพื่อเพิ่มความเข้มแสงเป็น $\times 2, \times 3, \times 4$ เท่าเพื่อตรวจวัดสมรรถนะการทำงานของเซลล์แสงอาทิตย์ดังแสดงในรูปที่ 21 (ก) และได้เส้นลักษณะสมบัติกระแส-แรงดันดังแสดงในรูปที่ 21 (ข) ตามลำดับ



(ก)



(ข)

รูปที่ 21 (ก) จุดทดสอบสมรรถนะการทำงานของเซลล์แสงอาทิตย์ที่ความเข้มแสง 1, 2, 3, 4 suns และ

(ข) ได้เส้นลักษณะสมบัติกระแส-แรงดันที่ค่าความเข้มแสงระดับต่าง ๆ

ผู้วิจัยพบว่าควอนตัมดอทโซล่าเซลล์ที่มีประสิทธิภาพสูง 25.9 % ที่ความเข้มแสง 1 sun และมีประสิทธิภาพลดค่าเล็กน้อยเป็น 23.7 % ที่ความเข้มแสง 4 suns ผลการทดลองนี้ยืนยันให้เห็นว่าเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดนี้ นอกจากจะมีประสิทธิภาพสูงกว่าเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนที่มีใช้งานอยู่ทั่วไป (ปกติจะมีประสิทธิภาพประมาณ 12-15 %) ยังสามารถทำงานได้ดีที่แสงความเข้มสูงได้อีกด้วย

ผลงานวิจัยเรื่อง ควอนตัมโซล่าเซลล์นี้ได้นำเสนอในการประชุมวิชาการนานาชาติของ IEEE-Photovoltaic Specialist Conference ครั้งที่ 33 ที่สหรัฐอเมริกา ในปี 2006 และได้รับความสนใจจากที่ประชุมเป็นอย่างมาก Dr. Donald J. Silversmith ผู้อำนวยการ AFOSR (Air Force Office of Scientific Research) ได้แสดงความชื่นชมในผลงาน และนำข้อมูลไปเผยแพร่ใน Website ของ AFOSR ในปี 2006 ตลอดจนสนับสนุนด้านเงินวิจัยต่อเนื่องในปี 2007 และ 2008 ด้วย

Outputs ที่ได้จากโครงการวิจัย

1. ผลงานที่ตีพิมพ์

1.1 International Publications (เอกสารแนบในภาคผนวก)

- 1.1.1 “Study on Spectral Response of GaAlAs/GaAs Staircase Band Gap Photodiodes”, Pakhawat Wisetlakhorn, Supachok Thainoi and Choopol Antarasena, Japanese Journal of Applied Physics, Vol. 43, No. 11A, pp. 7460-7461, November, 2004.
- 1.1.2 “Effects of MgO-Buffer Layer on the Structural and Optical Properties of Polycrystalline ZnO Films Grown on Glass Substrate”, Yuparwadee Deesirapipat, Miki Fujita, Masanori Sasajima, Ryotaro Suzuki, Choopol Antarasena and Yoshiji Horikoshi, Japanese Journal of Applied Physics, Vol. 44, No. 7A, pp. 5150-5155, 2005.
- 1.1.3 “Self-Assembled Indium-Arsenide Elongated Nanostructure Grown by Molecular Beam Epitaxy”, Suwaree Suraprapapich, Supachok Thainoi, Chanin Laliew (Wissawinthanon), Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, International Journal of Nanoscience, Vol. 4, No. 2, pp. 253-259, 2005.
- 1.1.4 “Ordered Quantum Dots Formation on Engineered Template by Molecular Beam Epitaxy”, Suwaree Suraprapapich, Songphol Kanjanachuchai, Supachok Thainoi and Somsak Panyakeow, Microelectronic Engineering, Vol. 78-79, pp. 349-352, 2005.
- 1.1.5 “Self-Assembled Quantum Dot Molecules by Molecular-Beam Epitaxy”, Suwaree Suraprapapich, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, Journal of Vacuum Science and Technology B. 23, No.3, pp. 1217-1220, May/Jun, 2005.
- 1.1.6 “Regrowth of Self-Assembled InAs Quantum Dots on Nanohole and Stripe Templates”, Suwaree Suraprapapich, Songphol Kanjanachuchai, Supachok Thainoi, and Somsak Panyakeow, Journal of Microlithography, Microfabrication and Microsystems, Vol. 5, No. 1, pp. 011008-1 - 011008-5, January-March, 2006.
- 1.1.7 “Self-Assembled Lateral InAs Quantum Dot Molecules: Dot Ensemble Control and Polarization-Dependent Photoluminescence”, Suwaree Suraprapapich, Songphol Kanjanachuchai, Supachok Thainoi, and Somsak Panyakeow, Journal of Microelectronics Engineering, Vol. 83, pp. 1526-1529, February, 2006.

- 1.1.8 "Thin-Capping-and-Regrowth Molecular Beam Epitaxial Technique for Quantum Dots and Quantum-Dot Molecules", Suwaree Suraprapapich, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, *Journal of Vacuum Science and Technology B*, Vol. 24(3), pp. 1665-1667, May/Jun, 2006.
- 1.1.9 "Quantum Dot Integration in Heterostructure Solar Cell", Suwaree Suraprapapich, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai, and Somsak Panyakeow, *Journal of Solar Energy Materials and Solar Cells*, Vol. 90, pp. 2968-2974, July, 2006.
- 1.1.10 "n-GaAlAs on p-GaAs Heterostructure Solar Cells Grown by Molecular Beam Epitaxy", Supachok Thainoi, Suwaree Suraprapapich, Montri Sawadsaringkarn, and Somsak Panyakeow, *Journal of Solar Energy Materials and Solar Cells*, Vol. 90, pp. 2989-2994, July, 2006.
- 1.1.11 "Evolution of Self-Assembled Lateral Quantum Dot Molecules", Naparat Siripitakchai, Suwaree Suraprapapich, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, *Journal of Crystal Growth* 301-302 (2007), pp. 812-816, 19 December, 2006.
- 1.1.12 "Self-Assembled Lateral Bi-Quantum-Dot Molecule Formation by Gas-Source Molecular Beam Epitaxy", S. Suraprapapich, Y.M. Shen, V.A. Odnoblyudov, Y. Fainman, S. Panyakeow and C.W. Tu, *Journal of Crystal Growth* 301-302, pp. 735-739, 9 January, 2007.
- 1.1.13 "Growth of InAs Quantum-Dot Hatches on InGaAs/GaAs Cross-Hatch Virtual Substrate", Cho Cho Thet, Somsak Panyakeow and Songphol Kanjanachuchai, *Journal Microelectronic Engineering*, Vol. 84, pp. 1562-1565, 2 February, 2007.
- 1.1.14 "In-droplet-induced formation of InP nanostructures by solid-source molecular-beam epitaxy", Wipakorn Jevasuwan, Somsak Panyakeow and Somchai Ratanathamaphan, *Journal Microelectronic Engineering*, Vol. 84, pp. 1548-1551, 8 February, 2007.
- 1.1.15 "Effect of Arsenic Species on the Formation of (Ga)InAs Nanostructures After Partial Capping and Regrowth", S. Suraprapapich, S. Panyakeow and C.W. Tu, *Journal Applied Physic Letters*, Vol. 90, pp. 183112-1-183112-3, 2 May, 2007.

- 1.1.16 “Self-Assembled InAs Lateral Quantum Dot Molecules Growth on (001) GaAs by Thin-Capping-and-Regrowth MBE Technique”, Suwaree Suraprapapich, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, *Journal of Solid State Phenomena*, Vol. 121-123, pp. 395-399, 2007.

1.2 บทความวิชาการที่ตีพิมพ์ในประเทศ (เอกสารแนบในภาคผนวก)

- 1.2.1 “Quantum Dot Molecules for Quantum Cellular Automata: Future Quantum Computer”, Naparat Siripitakchai, Suwaree Suraprapapich, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, *ECTI, Transactions on Electrical Eng., Electronics, and Communications*, Vol. 3, No. 1, pp. 31-34, February, 2005.
- 1.2.2 “Development of Cross-hatch Pattern on InGaAs/GaAs Virtual Substrate”, Cho Cho Thet, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, *ECTI Transactions on Electrical Eng., Electronics, and Communications*, Vol. 5, No. 1, pp. 56-60, February 2007.

1.3 บทความที่นำเสนอในการประชุมวิชาการนานาชาติ (เอกสารแนบในภาคผนวก)

- 1.3.1 “Self-Assembled InAs Elongated Nanostructure by Molecular Beam Epitaxy”, Suwaree Suraprapapich, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, *The 1st Nano-Engineering and Nano-Science Congress 2004*, Singapore, pp. 94-94, 7-9 July, 2004.
- 1.3.2 “Ordered Quantum Dots Formation on Engineered Template by Molecular Beam Epitaxy”, Suwaree Suraprapapich, Songphol Kanjanachuchi, Supachok Thainoi and Somsak Panyakeow, *Micro and Nano Engineering 2004, International Conf.*, Rotterdam, The Netherlands, pp. 280-281, 19-22 September, 2004.
- 1.3.3 “Self-Assembled Quantum Dot Molecules by Molecular Beam Epitaxy”, Somsak Panyakeow and Suwaree Suraprapapich, *The 22nd North American Conf. on Molecular Beam Epitaxy (NAMBE 2004)*, Banff, Alberta, Canada, pp. 116, 10-13 October, 2004.

- 1.3.4 “Quantum Dot Molecules for Photovoltaic Cell Application”, Suwaree Suraprapapich, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, 31st IEEE Photovoltaic Specialists Conf. (IEEE 31st PVSC), Orlando, Florida, U.S.A., pp. 98-101, 3-7 January, 2005.
- 1.3.5 “Self-Assembled InAs Lateral Quantum Dot Molecules Growth on (001) GaAs by Thin-Capping-and-Regrowth MBE Technique”, Suwaree Suraprapapich, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, China NANO 2005, Beijing, China, pp. 93, 9-11 June, 2005.
- 1.3.6 “Polarization-Dependent Emission from Self-Assembled InAs Lateral Quantum Dot Molecules”, Suwaree Suraprapapich, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, 31st International Conference on Micro- and Nano-Engineering 2005, (MNE 2005), Vienna, Austria, 19-22 September, 2005.
- 1.3.7 “Thin-Capping-and-Regrowth MBE Technique for Quantum Dots and Quantum Dot Molecules”, Suwaree Suraprapapich, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, 23rd North America Conference on Molecular Beam Epitaxy (NAMBE 2005), Santa Barbara, California, USA., 11-14 September, 2005.
- 1.3.8 “Self-Assembled Quantum Dot Molecules and their Potential Applications in Nanoelectronics and Photonics”, Somsak Panyakeow, The 2nd Field-Wise Seminar on Nanoelectronics and Photonics at Hanoi University of Technology, Vietnam, 14-15 November, 2005.
- 1.3.9 “Quantum Dots for Quantum Computing”, Naparat Siripitakchai, Suwaree Suraprapapich and Somsak Panyakeow, The 2nd Field-Wise Seminar on Nanoelectronics and Photonics at Hanoi University of Technology, Vietnam, 14-15 November, 2005.
- 1.3.10 “Multi-Stacked High Density Quantum Dot Molecules as PV Active Layer”, Suwaree Suraprapapich, Sirichai Ruangdet, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, The 2nd Field-Wise Seminar on Nanoelectronics and Photonics at Hanoi University of Technology, Vietnam, 14-15 November, 2005.

- 1.3.11 "Polarized Luminescence of Quantum Dots and the Related Nanostructures", Nan Thidar Chit Swe, Chanin Wissawinthanon, Somsak Panyakeow and Yasuhiko Arakawa, The 2nd Field-Wise Seminar on Nanoelectronics and Photonics at Hanoi University of Technology, Vietnam, 14-15 November, 2005.
- 1.3.12 "Improvement of PV Performance by Using Multi-Stacked High Density InAs Quantum Dot Molecules", Sirichai Ruangdet, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, 4th WCPEC (32nd IEEE-PVSC), Hawaii, pp. 225-228, 7-12 May, 2006.
- 1.3.13 "The Effects of Rapid Thermal Annealing on Lateral Bi-Quantum-Dot Molecules Grown by Gas-Source Molecular Beam Epitaxy", Suwaree Suraprapapich, Yaoming Shen, Yeshaiahu Fainman, Somsak Panyakeow and Charles Tu, Electronic Material Conference, (EMC) 2006, Pennsylvania State University, Pennsylvania, U.S.A., 28-30 June, 2006.
- 1.3.14 "Evolution of Self-Assembled Lateral Quantum Dot Molecules", Suwaree Suraprapapich, Naparat Siripitakchai, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, 14th International Conference on Molecular Beam Epitaxy (MBE 2006), Tokyo, Japan, pp. 326-326, 3-8 September, 2006.
- 1.3.15 "Long Chains of Self-Assembled InAs Quantum Dot Molecules by Modified MBE Growth Technique", Sirichai Ruangdet, Nuttawut Budsayaplakorn, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, 14th International Conference on Molecular Beam Epitaxy (MBE 2006), Tokyo, Japan, pp. 275-275, 3-8 September, 2006.
- 1.3.16 "Self-Assembled Lateral Bi-Quantum-Dot Molecule Formation by Gas-Source Molecular Beam Epitaxy", S. Suraprapapich, Y.M. Shen, V.A. Odnoblyudov, Y. Fainman, S. Panyakeow and C.W. Tu, 14th International Conference on Molecular Beam Epitaxy (MBE 2006), Tokyo, Japan, pp. 348-348, 3-8 September, 2006.
- 1.3.17 "Spectral Response and Performance at Concentrated Sunlight of Multi-Stacked High Density InAs Quantum Dot Molecule Solar Cells", Sirichai Ruangdet, Pornchai Changmoang, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, 21st European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Dresden, Germany, pp. 197-200, 4-8 September, 2006.

- 1.3.18 "Self-Assembled Quantum Dot Molecules for Practical Nanostructure Devices: Bottom-Up Approach", Suwaree Suraprapapich, Naparat Siripitakchai, Sirichai Ruangdet, Nuttawut Budsayaplakorn, Wipakorn Jevasuwan, Pornchai Changmuang, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai, Somchai Ratanathammaphan, Montri Sawadsaringkarn and Somsak Panyakeow, 32nd International Conference on Micro- and Nano-Engineering 2006, (MNE 2006), Barcelona, Spain, pp. 479-480, 17-20 September, 2006.
- 1.3.19 "In-droplet-induced formation of InP nanostructures by solid-source molecular-beam epitaxy", Wipakorn Jevasuwan, Somsak Panyakeow and Somchai Ratanathammaphan, 32nd International Conference on Micro- and Nano-Engineering 2006, (MNE 2006), Barcelona, Spain, pp. 693-694, 17-20 September, 2006.
- 1.3.20 "Growth of Long-Range, Ordered InAs Quantum Dots on InGaAs/GaAs Cross-Hatch Virtual Substrate", Cho Cho Thet, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, 32nd International Conference on Micro- and Nano-Engineering 2006, (MNE 2006), Barcelona, Spain, pp. 703-703, 17-20 September, 2006.
- 1.3.21 "InAs and InP Quantum Dot Molecules and their Potentials for Photovoltaic Applications", Wipakorn Jevasuwan, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai, Somchai Ratanathammaphan and Somsak Panyakeow, 2006 MRS (Material Research Society) Fall Meeting, Boston, 27 November-1 December, 2006.
- 1.3.22 "InP Ring-like Nanostructures on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ Grown by Droplet Epitaxy", Wipakorn Jevasuwan, Somsak Panyakeow and Somchai Ratanathammaphan, 2nd IEEE International Conference on Nano/Micro Engineered and Molecular Systems (IEEE-NEMS 2007), Bangkok, Thailand, pp. 668-671, 16-19 January, 2007.
- 1.3.23 "Effect of the Electric Field on the Linear Polarization Property of Binary Quantum Dots", Nan Thider Chit Swe, Suwaree Suraprapapich, Chanin Wissawinthanon and Somsak Panyakeow, 2nd IEEE International Conference on Nano/Micro Engineered and Molecular Systems (IEEE-NEMS 2007), Bangkok, Thailand, pp. 1137-1140, 16-19 January, 2007.

- 1.3.24 "The Effects of Substrate Mounds and Pits on the Periodicity of Cross-Hatch Surface and Subsequent Formation of Quantum Dots", Cho Cho Thet, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, 2nd IEEE International Conference on Nano/Micro Engineered and Molecular Systems (IEEE-NEMS 2007), Bangkok, Thailand, pp. 1141-1144, 16-19 January, 2007.
- 1.3.25 "High Efficiency Quantum Dot Molecule Solar Cells for High Concentration Sunlight Application", Somsak Panyakeow, 2nd IEEE International Conference on Nano/Micro Engineered and Molecular Systems (IEEE-NEMS 2007), Bangkok, Thailand, pp. 1145-1148, 16-19 January, 2007.
- 1.3.26 "Ordered Self-Assembled Quantum Dots / Quantum Dot Molecules and their Potential Applications", (Invited), Somsak Panyakeow, NRCT-KOSEF Workshop, Rama Garden Hotel, Bangkok, Thailand, Vol. 5, No. 1, pp. 73-77, 5-7 February, 2007.
- 1.3.27 "InGaAs/GaAs Ring-Like Nanostructures Grown by Droplet Epitaxy Using Molecular Beam Epitaxy", Naraporn Pankaow, Somsak Panyakeow and Somchai Ratanathammaphan, 19th International Conference on Indium Phosphide and Related Materials (IPRM 2007), Matsue, Japan, pp. 182-185, 14-18 May, 2007.
- 1.3.28 "Nanometer-Scale $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ Ring-Like Structure Grown by Droplet Epitaxy", Naraporn Pankaow, Somsak Panyakeow and Somchai Ratanathammaphan, 4th International Conference on Materials for Advanced Technologies (ICMAT 2007), Singapore, 1-6 July, 2007.
- 1.3.29 "In-Mole-Fraction and Thickness of Ultra-thin InGaAs Insertion Layers Effects on the Structural and Optical Properties of InAs Quantum Dots", Poonyaseri Boonpeng, Somsak Panyakeow and Somchai Ratanathammaphan, 4th International Conference on Materials for Advanced Technologies (ICMAT 2007), Singapore, 1-6 July, 2007.
- 1.3.30 "The Formation of InP Ring-Shape Nanostructures on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ Grown by Droplet Epitaxy", Wipakorn Jevasuwan, Somsak Panyakeow and Somchai Ratanathammaphan, 4th International Conference on Materials for Advanced Technologies (ICMAT 2007), Singapore, 1-6 July, 2007.

1.4 บทความที่นำเสนอในการประชุมวิชาการในประเทศ (เอกสารแนบในภาคผนวก)

- 1.4.1 “Effects of InAs Quantum Dots on Electron Mobility in GaAs”, Teerasak Panyawanichkul, Suwaree Suraprapapich, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, 27th Electrical Engineering Conf. (EECON-27), The Sofitel Hotel, Khonkaen, pp. 253-256, 11-12 November, 2004.
- 1.4.2 “Quantum Dot Molecules for Quantum Computing”, Suwaree Suraprapapich, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, 27th Electrical Engineering Conf. (EECON-27), The Sofitel Hotel, Khonkaen, pp. 261-264, 11-12 November, 2004.
- 1.4.3 “The Effect of Substrate Bias on the Threshold Voltage of 5 μm MOSFETs”, Surachat Phiromkit, Songphol Kanjanachuchai, Anucha Reungpanich, Amporn Poyai, Suwat Sopitpan and Itti Rittaporn, the 28th Electrical Engineering Conf. (EECON-28), The Pearl Village Hotel, Phuket, Thailand, pp. 1089-1092, 20-21 October, 2005.
- 1.4.4 “An Analysis of GaAlAs Bragg Reflectors in 1.3 μm Range”, Hassanet Sodabanlu, Poonyaseri Boonpeng and Somchai Ratanathammapan, the 28th Electrical Engineering Conf. (EECON-28), The Pearl Village Hotel, Phuket, Thailand, pp. 1121-1124, 20-21 October, 2005.
- 1.4.5 “Polarized Photoluminescence of Multi-Stacked Lateral Quantum Dot Molecules by Thin-Capping-and-Regrowth MBE Technique”, Naparat Siripitakchai, Suwaree Suraprapapich, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, the 28th Electrical Engineering Conf. (EECON-28), The Pearl Village Hotel, Phuket, Thailand, pp. 1129-1132, 20-21 October, 2005.
- 1.4.6 “Polarized Photoluminescence of InAs/GaAs Linearly Aligned Quantum Dots”, Nan Thidar Chit Swe, Suwaree Suraprapapich, Supachok Thainoi, Pornchai Changmoang, Chanin Wissawinthanon and Somsak Panyakeow, the 28th Electrical Engineering Conf. (EECON-28), The Pearl Village Hotel, Phuket, Thailand, pp. 1133-1136, 20-21 October, 2005.

- 1.4.7 “Effects of InAs Quantum Dots on Electron Mobility in GaAs”, Teerasak Panyawanichkul, Suwaree Suraprapapich, Supachok Thainoi, Songphol Kanjanachuchai and Somsak Panyakeow, the 28th Electrical Engineering Conf. (EECON-28), The Pearl Village Hotel, Phuket, Thailand, pp. 1125-1128, 20-21 October, 2005.
- 1.4.8 “DC Characterization of GaAs/GaAlAs Double Heterojunction Bipolar Transistors with p^+ -GaAs Regrown Base”, Nay Myo Tun, Supachok Thainoi and Choempol Antarasena, the 29th Electric Engineering Conference, (EECON-29), Ambassador City Hotel, Chomtien, Choburi, Thailand, pp. 697-700, November 2006.
- 1.4.9 “Theoretical Investigation on the Optical Polarization Anisotropy of the Photoluminescence from InAs/GaAs Linearly Aligned Quantum Dots”, Nan Thidar Chit Swe, Chanin Wissawinthanon and Somsak Panyakeow, the 29th Electric Engineering Conference, (EECON-29), Ambassador City Hotel, Chomtien, Choburi, Thailand, pp. 733-736, November 2006.
- 1.4.10 “Characteristics of GaAs-based Phototransistors After High-Power Operation”, Nitidet Thudsalingkarnsakul, Supachok Thainoi and Songphol Kanjanachuchai, The 2007 ECTI International Conference, Mae Fah Luang University, Chiang Rai, Thailand, pp. 141-144, 9-12 May 2007.
- 1.4.11 “Degradation Characteristics of Blue Light-Emitting Diodes under Accelerated DC Aging Process”, Teeravat Limwongse, Supachok Thainoi and Songphol Kanjanachuchai, The 2007 ECTI International Conference, Mae Fah Luang University, Chiang Rai, Thailand, pp. 149-152, 9-12 May 2007.
- 1.4.12 “Quantum Dot Molecule Chains and Their Polarization Photoluminescence”, Nuttawut Budsayaplakorn, Supachok Thainoi and Somsak Panyakeow, The 2007 ECTI International Conference, Mae Fah Luang University, Chiang Rai, Thailand, pp. 1114-1116, 9-12 May 2007.

2. บัณฑิตที่จบการศึกษา

2.1 ในระดับปริญญาเอก

- (1) นางสาว สุวารี สุรประภาพิชย์ หัวข้อวิทยานิพนธ์เรื่อง “Self-Assembled Quantum Dot Molecules by Molecular Beam Epitaxy and Their Potential Applications”
- (2) นางสาว โช โชเท็ค หัวข้อวิทยานิพนธ์เรื่อง “Growth and Characterisation of Ordered Indium Arsenide Quantum Dots on Cross-Hatch Virtual Substrate”

2.2 ในระดับปริญญาโท

- (1) นาย ศิริชัย เรืองเดช หัวข้อวิทยานิพนธ์เรื่อง “Growth of Quantum Dot Molecules and Application for Solar Cells”
- (2) นางสาว นภารัตน์ ศิริพิทักษ์ชัย หัวข้อวิทยานิพนธ์เรื่อง “Control of The Number of Dots in InAs Quantum Dot Molecules for Quantum Computing”
- (3) นางสาว นราพร ปั่นเก่า หัวข้อวิทยานิพนธ์เรื่อง “InGaAs Nanostructures Grown by Droplet Molecular Beam Epitaxy”
- (4) นาย ณัฐวุฒิ บุศยพลากร หัวข้อวิทยานิพนธ์เรื่อง “The Growth and Characterization of Long Chains of InAs Quantum Dot Molecule”
- (5) นายปณณศิริ บุญเป็ง หัวข้อวิทยานิพนธ์เรื่อง “Effect of The Indium Composition and Thickness of InGaAs Insertion Layer on InAs Quantum Dots”
- (6) นาย องอาจ ตั้งเมตตาจิตตกุล หัวข้อวิทยานิพนธ์เรื่อง “Study and Fabrication of Polymer/BaTiO₃ Thin Film Capacitors”

3. Research Collaborations

3.1 กับ Max Planck Institute, Stuttgart, Germany

มีการแลกเปลี่ยนข้อมูลวิจัยกับกลุ่มวิจัยที่ Max Planck Institute ที่ Stuttgart ประเทศเยอรมัน ซึ่งมี Dr. Oliver Schmidt เป็นหัวหน้าแทน Dr. Karl Eberl ซึ่งลาออกไปทำธุรกิจ โดยตั้งโรงงานผลิต High Power Laser Diodes ที่บริษัท Lumics ที่กรุง Berlin

3.2 กับ LAAS, CNRS, France

มีการติดต่อด้านวิจัยกันเป็นเวลานานตั้งแต่ปี 1975 กับสถาบันวิจัยแห่งชาติ LAAS ที่เมือง Toulouse ประเทศฝรั่งเศส มีวิศวกรที่ทำงานด้าน Nano-imprinting ได้แก่ Dr. Laurent Jalabert มาบรรยายให้กลุ่มวิจัยฟังในปี 2006

3.3 กับ University of Tokyo, Japan

มีการติดต่อกับ Prof. Yasuhiko Arakawa ซึ่งเป็นนักวิจัยระดับแนวหน้าของโลกที่มีการอ้างอิงถึงมากที่สุดในงานวิจัยด้านควอนตัมคอต โดยที่ Prof. Yasuhiko Arakawa รับเป็นอาจารย์ที่ปรึกษาร่วมแก่ นิสิตปริญญาเอกของจุฬาฯ และรับนิสิตฯ ไปทำวิจัยระยะสั้นที่ University of Tokyo เป็นเวลา 8 เดือน นอกจากนี้ Prof. Yasuhiko Arakawa ยังมาร่วมเป็นผู้บรรยายในการจัดประชุมสัมมนาด้วย Nanoelectronics & Nanophotonics ที่กรุงฮานอย ประเทศเวียดนามในปี 2005 และที่กรุงเทพฯ ประเทศไทยในปี 2006 ด้วย

3.4 กับ Tokyo Institute of Technology, Japan

มีการติดต่อกับ Prof. Shunri Oda เพื่อเป็นที่ปรึกษาร่วมแก่ นิสิตปริญญาเอกของจุฬาฯ และรับเชิญมาร่วมในการบรรยายในการจัดประชุมสัมมนาด้าน Nanoelectronics & Nanophotonics ที่กรุงฮานอยประเทศเวียดนาม และรับเชิญเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ปริญญาเอกของนิสิตจุฬาฯ ด้วย

3.5 กับ University of California at San Diego, U.S.A.

มีการติดต่อกับ Prof. Charles Tu เพื่อเป็นที่ปรึกษาร่วมแก่นิสิตปริญญาเอกของจุฬาฯ และรับนิสิตฯ ไปทำวิจัยระยะสั้นที่ University of California at San Diego เป็นระยะเวลา 1 ปี รับเชิญมาเป็นผู้บรรยายในการประชุมสัมมนาด้าน Nanoelectronics & Nanophotonics ที่กรุงเทพฯ และรับเชิญเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ปริญญาเอกของนิสิตจุฬาฯ ด้วย

4. รางวัลที่ได้รับจากผลงานวิจัยฯ และการได้รับเกียรติ

4.1 รางวัลผลงานวิจัยฯ

- (1) รางวัลบทความวิจัยดีเด่นของการประชุมวิชาการ 27th Electrical Engineering Conference (EECON-27)
- (2) รางวัล Best Poster Award ของ International Conference on Micro- and Nano-Engineering 2004 (MNE2004) ที่ Rotterdam
- (3) รางวัลนักวิทยาศาสตร์ดีเด่นของมูลนิธิโทเร
- (4) รางวัลอาจารย์แบบอย่างของสภาคณาจารย์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ปี 2006

4.2 การรับเชิญเป็นกรรมการระดับนานาชาติ

- (1) ประธานจัดการประชุมวิชาการนานาชาติ International Photovoltaic Science and Engineering Conference ครั้งที่ 14 (PVSEC-14) ที่กรุงเทพฯ ประเทศไทย ในปี 2004
- (2) เป็นกรรมการที่ปรึกษาของคณะกรรมการนานาชาติ (International Advisory Committee) ของการประชุมนานาชาติ (PVSEC-15) ที่ Shanghai ประเทศจีน ในปี 2005
- (3) เป็นกรรมการของคณะกรรมการนานาชาติ (International Committee Member) ของการประชุมนานาชาติ IEEE-Photovoltaic Specialist Conference ครั้งที่ 32 ที่ Orlando ประเทศสหรัฐอเมริกา ในปี 2005

5. รูปแบบของสิ่งประดิษฐ์

ควอนตัมดอทโซลาร์เซลล์ที่มีประสิทธิภาพสูง และมีเสถียรภาพดีในการทำงานกับที่แสงความเข้มสูง

ภาคผนวก

ผลงานที่ตีพิมพ์ในประเทศและต่างประเทศ

- (1) บทความวิชาการที่ตีพิมพ์ใน International Publications จำนวน 16 เรื่อง
- (2) บทความวิชาการที่ตีพิมพ์ในประเทศ จำนวน 2 เรื่อง
- (3) บทความที่นำเสนอในการประชุมวิชาการนานาชาติ จำนวน 30 เรื่อง
- (4) บทความที่นำเสนอในการประชุมวิชาการในประเทศ จำนวน 12 เรื่อง
- (5) บทความสำหรับการเผยแพร่ จำนวน 6 เรื่อง

ภาคผนวก

บทความวิชาการที่ตีพิมพ์ใน International Publications

Reprinted from

Japanese Journal of Applied Physics

Vol. 43, No. 11A, 2004, pp. 7460–7461

©2004 The Japan Society of Applied Physics

Study on Spectral Response of GaAlAs/GaAs Staircase Band Gap Photodiodes

Pakhawat WISETLAKHORN, Supachok THAINOI and Choempol ANTARASENA

Semiconductor Device Research Laboratory, Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand

which is the cutoff wavelength of $\text{Ga}_{0.9}\text{Al}_{0.1}\text{As}$. It is clear that the experimental spectral result is not very consistent with the theoretical one in that it expands more broadly particularly at the short-wavelength edge. This is because of the electron diffusion current from the window layer that was neglected in the calculation.^{1,2)}

A comparison between the experimental and theoretical spectral responses of structure II is depicted in Fig. 2(b). The experimental spectral response gradually increases from 400 nm to its peak at approximately 750 nm and subsequently tapers at approximately 870 nm, which correspond to the cutoff wavelength of GaAs. The spectral response can be resolved into 3 peaks at 700, 750 and 800 nm, which correspond to the band gaps of $\text{Ga}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$, $\text{Ga}_{0.8}\text{Al}_{0.2}\text{As}$ and $\text{Ga}_{0.9}\text{Al}_{0.1}\text{As}$ respectively. In the same manner, the spectral response of short wavelengths expands more broadly than the theoretical response due to the electron diffusion current.

For structure III, the theoretical spectral response calculated with different pn metallurgical junction (M) locations are compared to the experimental result, as shown in Fig. 2(c). It is clear that the experimental spectral response agrees with one of the metallurgical pn junction locations between the $\text{Ga}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$ and $\text{Ga}_{0.8}\text{Al}_{0.2}\text{As}$ regions. Our experimental result is also strongly supported by a research on the spectral response of GaAs photodiodes fabricated by the RTD (rapid thermal diffusion) of Zn.³⁾ Since pn junction

depth is controlled by heating temperature as well as diffusion time, the deeper the pn junction, the weaker the spectral response at short wavelengths. The problem of the electron diffusion current and the small peaks originating from each active layer are not clearly evident.

In conclusion, the measured spectral responses are almost consistent with the theoretical ones except that the fabricated structures have short-wavelength spectral responses expanding more broadly than those of theoretical calculation. This is because of the electron diffusion current from the top window layer. In addition, such spectral responses can be resolved into several peaks corresponding to the band gap of each GaAlAs active layer. As for the pn junction forming by Zn diffusion, the spectral response between 400 and 750 nm also depends on junction depth. The deeper the junction, the weaker the spectral response at short wavelengths.

The authors wish to acknowledge the Rachadapiseksohpoch Research Fund from Chulalongkorn University and National Electronics and Computer Technology Center (NECTEC) for financial support.

- 1) P. Bhattacharya: (Prentice Hall International, New Jersey, 1997) 2nd ed., Chap. 8, p. 344.
- 2) F. Kobayashi and Y. Sekiguchi: Jpn. J. Appl. Phys. **31** (1992) L 850.
- 3) A. Usami, A. Kitagawa, T. Wada, M. Suzuki, Y. Tokuda and H. Kan: IEEE Electron Device Lett. **13** (1992) 59.

Effects of MgO-Buffer Layer on the Structural and Optical Properties of Polycrystalline ZnO Films Grown on Glass Substrate

Yuparwadee DEESIRAPIPAT^{1,2*}, Miki FUJITA¹, Masanori SASAJIMA¹, Ryotaro SUZUKI¹,
Choompol ANTARASENA² and Yoshiji HORIKOSHI¹

¹*School of Science and Engineering, Waseda University, 3-4-1 Okubo, Shinjuku-ku, Tokyo 169-0051, Japan*

²*Department of Electrical Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand*

(Received September 27, 2004; accepted March 29, 2005; published July 8, 2005)

Characteristics of ZnO films grown on glass substrates with various MgO buffer layer thicknesses have been investigated. All the layers are deposited by plasma-assisted molecular beam epitaxy. Without the MgO buffer layer, surface cracks due to the difference in the thermal expansion coefficients between ZnO and the quartz substrate are easily observed. With the MgO buffer layer, the cracks drastically decrease. The surface morphology changes with different MgO buffer layer thicknesses due to the compressive-tensile stress balance. The ZnO films with a medium MgO buffer layer thickness show a dotlike surface. All samples except those with the dotlike surface exhibit *c*-axis oriented polycrystalline structures. The photoluminescence emission intensity is also improved by increasing the buffer layer thickness until the optimum MgO buffer layer thickness of approximately 150 nm is reached. Few cracks appear with the reduction of the photoluminescence (PL) intensity when the buffer layer thickness is more than the optimum value. All of the as-grown ZnO films without cracks exhibit *n*-type conductivity. [DOI: 10.1143/JJAP.44.5150]

KEYWORDS: crack, polycrystalline ZnO, LT-MgO buffer layer, MBE, dotlike surface

1. Introduction

The increased interest in ZnO due to its outstanding excitonic properties, wide direct band gap of 3.37 eV at room temperature, and high exciton binding energy of 60 meV has recently stimulated the investigation of its characteristics as a promising material for optoelectronic applications in the blue and ultraviolet regions. ZnO films have been grown on a variety of substrates such as sapphire^{1,2)} and silicon.³⁾ However, for application ZnO films are not as good as glass in terms of cost, size, and commercial availability.

A number of different techniques have been utilized to prepare the ZnO thin films on glass substrates, such as the sol-gel method,^{4,5)} metalorganic chemical vapour deposition (MOCVD),⁶⁾ pulse laser deposition (PLD),⁷⁾ and sputtering.^{8,9)} However, molecular beam epitaxy (MBE) offers the precision to control parameters during growth, with ultra-high-vacuum conditions and reliable measurements on a variety of complicated layer designs. An extremely thin layer can also be achieved, and better structural and optical properties can be obtained.

ZnO films grown directly on glass substrates, however, result in a high density of cracks due to the thermal expansion coefficient mismatch between ZnO film and the quartz glass substrate. Therefore, a buffer layer between the ZnO layer and the glass substrate may be a possible method of preventing cracks. To select the proper buffer layer for this purpose, the buffer material should be from II-VI compounds to avoid impurity problems. Furthermore, the correct thermal expansion coefficient of the buffer layer is also necessary to solve this problem since it is the tensile strain from the glass substrate affecting the ZnO films that results in many cracks. The compressive stress of the ZnO film, a consequence of the buffer-layer insertion, must then balance this tensile strain in ZnO films. When the material selected for use as a buffer layer has a thermal expansion

coefficient smaller than those of both ZnO and the glass, tensile strain, even though compressive stress is generated, will appear at the interface between the buffer layer and ZnO and may lead to the appearance of some cracks. With a buffer material with a thermal expansion coefficient lying between those of ZnO and glass, only tensile strain will remain, but it will be lower than that without a buffer layer. Thus, the required buffer layer should have a higher thermal coefficient than both ZnO and the quartz glass substrate. MgO is one of the best choices using these selection rules.

In this study, ZnO films are grown on glass substrates with various MgO buffer layer thicknesses. Low-temperature (LT) MgO is applied as a buffer layer prior to the ZnO growth to alleviate the cracking problem. Due to the characteristics of II-VI oxide compounds of MgO, there is no special need to use an additional chamber to grow the buffer layer or to develop a special surface protection process. Also, there are no additional problems in device design caused by the buffer layer, which is completely transparent at the wavelength where ZnO-based devices operate.¹⁾ The surface morphology, including the structural, optical and electrical properties, is investigated.

2. Experiment

ZnO epilayers are grown on amorphous glass substrates by plasma-assisted MBE employing a MgO buffer layer. Elemental Zn (6N) and Mg (4N) are evaporated using a conventional effusion cell. Pure oxygen (5N) is used as the oxygen source and oxygen plasma is supplied by a radio-frequency (RF)-activated plasma cell. First, the glass substrate is degreased in acetone and ethanol in an ultrasonic cleaner followed by rinsing in deion (DI)-water. Prior to growth, the clean substrate is inserted into an ultrahigh-vacuum chamber and annealed at 790°C for 30 min. Then, the substrate temperature is decreased to grow the LT-MgO buffer layer by oxygen plasma at 450°C. The LT-MgO buffer layer is then annealed at 680°C for 10 min in oxygen ambient. After this annealing process, the substrate temperature is decreased to the ZnO growth temperature of 530°C.

*E-mail address: Yuparwadee.D@student.chula.ac.th

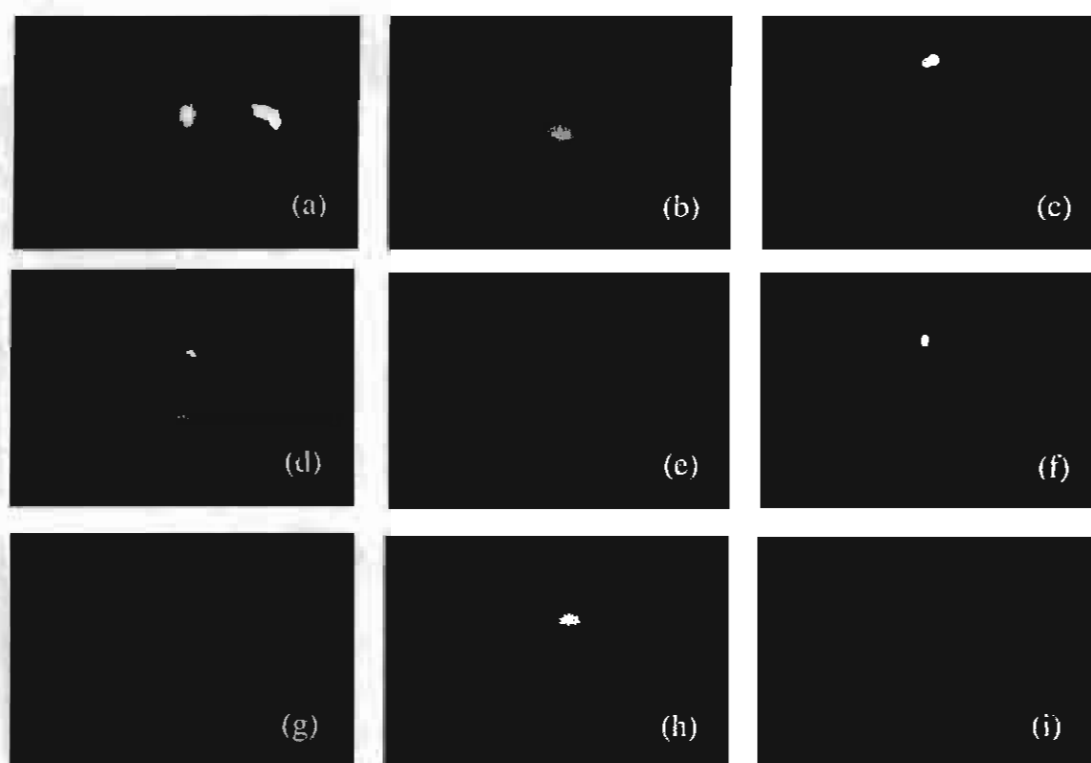


Fig. 1. RHEED patterns of the ZnO films as a function of the MgO buffer layer thickness: (a) 0 nm, (b) 20 nm, (c) 100 nm, (d) 120 nm, (e) 130 nm, (f) 145 nm, (g) 170 nm, (h) 240 nm, and (i) 300 nm.

ZnO growth proceeds at a growth rate of 7 nm/min for 2 h under oxygen-enriched conditions. The oxygen flow rate is fixed at 1.07 sccm with an RF power of 350 W. The beam equivalent pressure (BEP) of Zn is 4.0×10^{-6} Torr. The MgO buffer layer thickness is varied from 0 to 300 nm.

The morphology evolution is monitored in situ by reflection high-energy electron diffraction (RHEED). The surface morphology measurement is performed by optical microscopy, field-emission scanning electron microscopy (FE-SEM), and atomic force microscopy (AFM). The structural characterization is inspected using X-ray diffraction (XRD), 2θ - ω scan and pole figures. The optical property is investigated by photoluminescence (PL) measurement at 10 K using a He-Cd laser (325 nm) as an excitation source. The electrical property is investigated by Hall measurement applying the Van der Pauw method.

3. Results and Discussions

First, the ZnO crystal quality is examined with various thicknesses of the MgO buffer layer during growth by RHEED. Figure 1 shows RHEED patterns from the surface of ZnO epitaxial layers after 2-h (approximately 700 nm) growth with different MgO buffer layer thicknesses. Without the buffer layer, no RHEED pattern appears during the beginning of the growth. A ring pattern appears 10 min after the ZnO growth starts. Then, the pattern develops into the fixed spotty pattern shown in Fig. 1(a). With the MgO buffer layer, however, ring patterns appear from the very beginning of MgO growth. The ring patterns become clear during growth and finally change into ring-to-spot patterns, as shown in Figs. 1(b)–1(i). A fixed pattern emerged during growth for all samples, which implies a polycrystalline structure. Among these samples, the RHEED patterns of the

130-nm, 145-nm and 170-nm MgO buffer layer samples, as shown in Figs. 1(e)–1(g), respectively, appear ringlike, indicating a higher disorder in the crystal quality.

Surface morphology investigated by optical microscopy is shown in Fig. 2. A high density of cracks is clearly observed in the ZnO films directly grown on the glass substrates, as shown in Fig. 2(a), and drastically decreases when the MgO buffer layer is used, as shown in Fig. 2(b). Regardless of the substrate temperature and the ramp rate of the substrate temperature after growth, surface cracks always appear in the samples without the MgO buffer layer. The thermal expansion coefficient mismatch between the quartz glass ($5.5 \times 10^{-7} \text{ K}^{-1}$)¹⁰⁾ and ZnO ($4.75 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$)¹¹⁾ probably causes these cracks. Tensile strain from the substrate affects the ZnO layer while the substrate is cooled to room temperature after growth, which results in the formation of cracks, as occurs under the same conditions with a Si substrate ($2.56 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$).³⁾ The surface cracks are greatly alleviated when the LT-MgO buffer layer is inserted, as described above. The thermal expansion coefficient of MgO ($1.04 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$)¹¹⁾ is much larger than those of both glass and ZnO. Thus, the tensile strain from the glass substrate is relieved by the compressive stress component relating to the MgO buffer layer's effect on the ZnO layer.³⁾ For 170 nm and thicker MgO buffer layers, a few cracks remain. However, they disappear completely when a thinner MgO buffer layer (≤ 150 nm) is used. Therefore, surface-crack-free ZnO films are grown on glass substrates by controlling the MgO buffer layer thickness.

ZnO surface morphology can also be observed by FE-SEM, as shown in Fig. 3. The surface morphology of the samples without a MgO buffer layer and those with a MgO buffer layer thinner than 130 nm look similar, as shown in

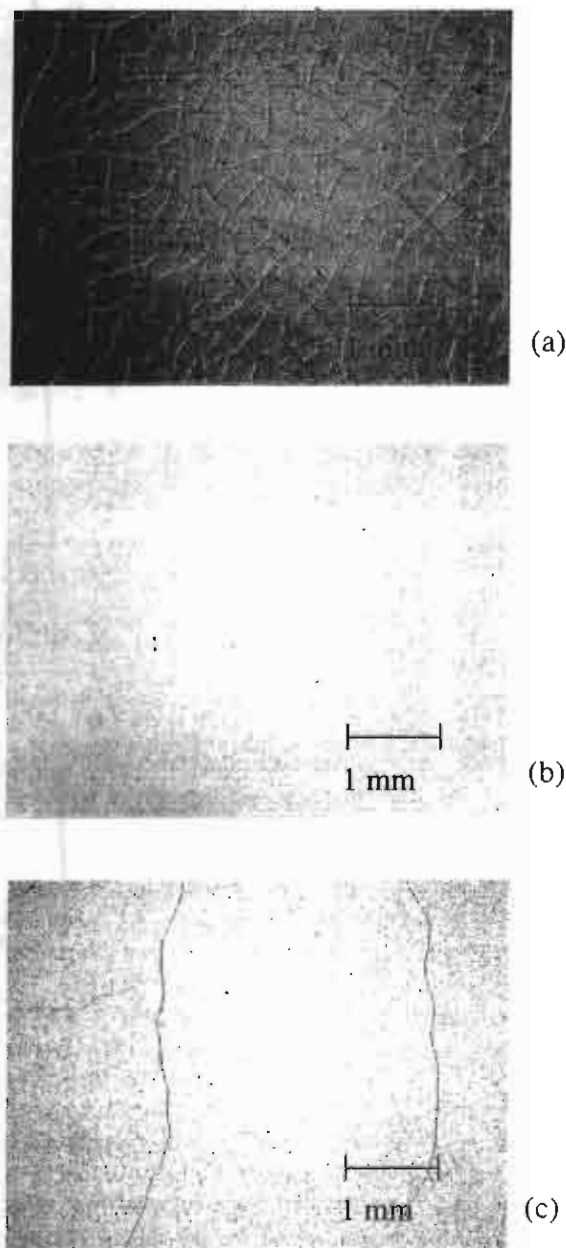


Fig. 2. ZnO surface images obtained using optical microscope: (a) without LT-MgO buffer layer, (b) 145-nm LT-MgO buffer layer, and (c) 170-nm LT-MgO buffer layer.

Fig. 3(a). With 130-nm, 145-nm and 170-nm buffer layers, the surface appears as dot combinations, as shown in Fig. 3(b). The samples with a MgO layer thicker than 170 nm, as shown in Fig. 3(c), show a rough surface morphology without the dotlike patterns. This phenomenon may be related to the compressive-tensile stress balance achieved by applying MgO buffer layers of various thicknesses. Without the MgO buffer layer, tensile strain at the interface, caused by the mismatch of thermal expansion coefficients between the ZnO film and the glass substrate, as mentioned above, affects the ZnO layer and causes a high density of cracks. When an LT-MgO layer thinner than 130 nm is grown on the substrate prior to ZnO film growth, the compressive stress at the interface of MgO and ZnO is equal to or slightly higher than the tensile strain from the substrate.¹²⁾ Hence, no cracks appear. Under the condition of medium MgO buffer layer thickness ($130 \text{ nm} \leq \text{MgO thick-}$

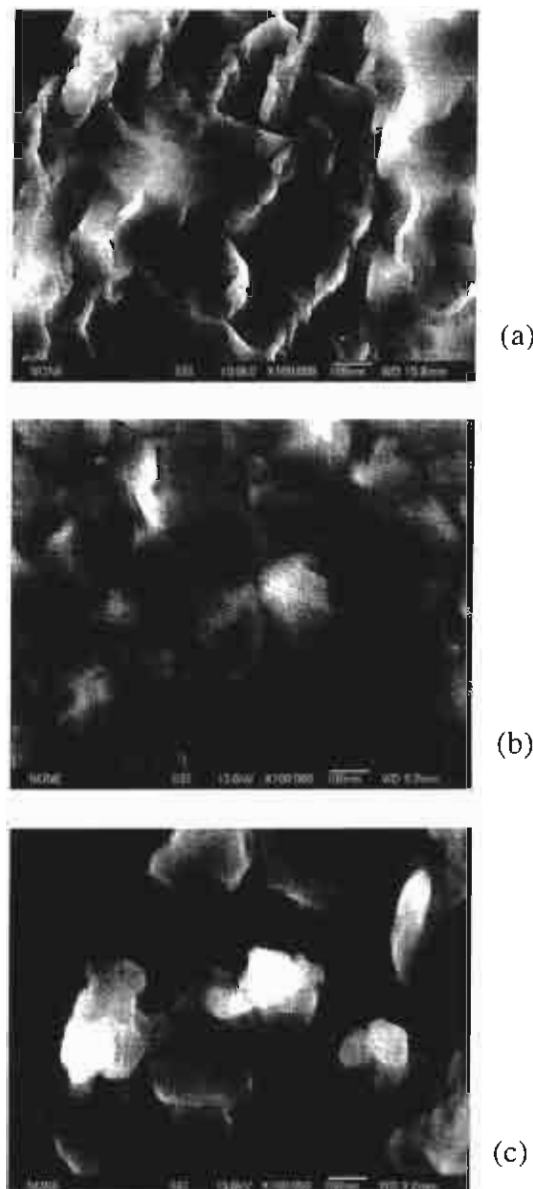
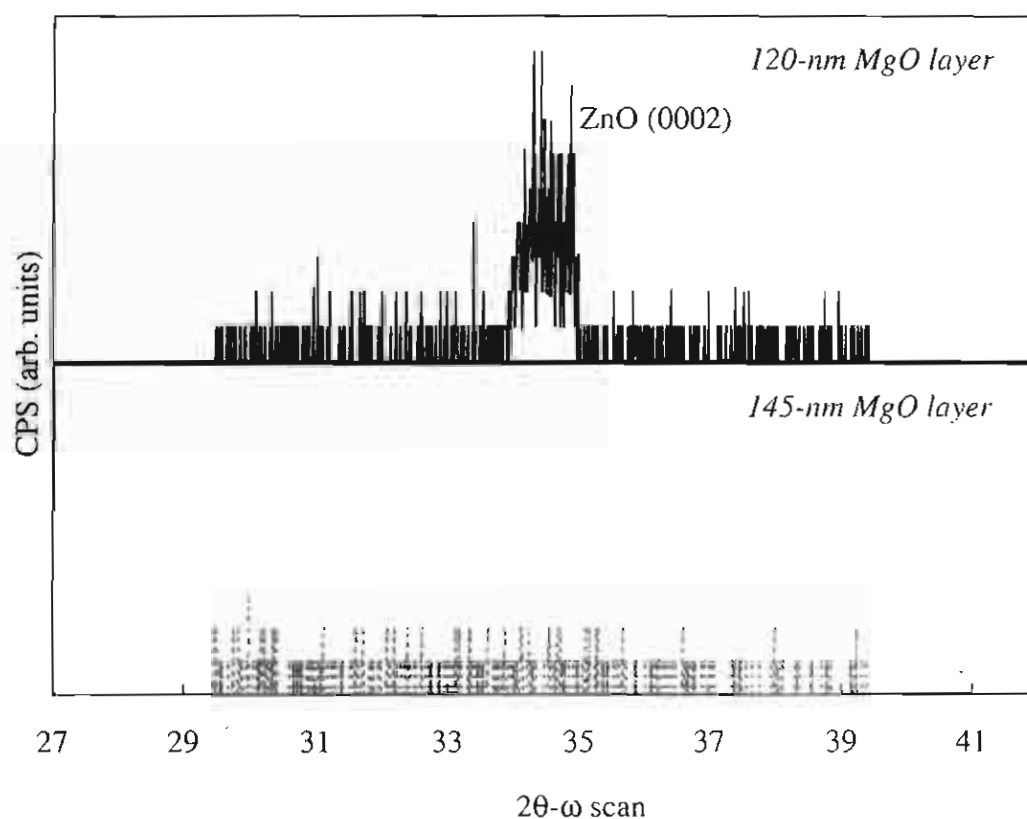


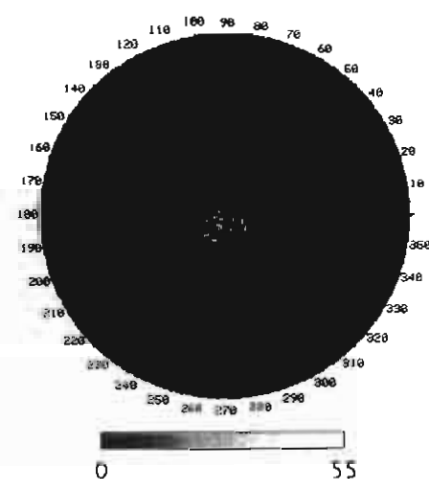
Fig. 3. Surface morphology by $10^5 \times$ FE-SEM as a function of the MgO buffer layer thickness: (a) 0 nm, (b) 145 nm, and (c) 300 nm.

ness $\leq 170 \text{ nm}$), the compressive stress is then less than the tensile strain due to elastic relaxation, which results in the morphology of a dotlike surface. However, when the MgO buffer layer is very thick ($> 170 \text{ nm}$), the compressive stress is much less than the strain from the substrate, which causes the appearance of a few cracks. We may conclude that the compressive stress related to Stoney's equation¹³⁻¹⁵⁾ is reduced partly by stress relaxation.^{16,17)}

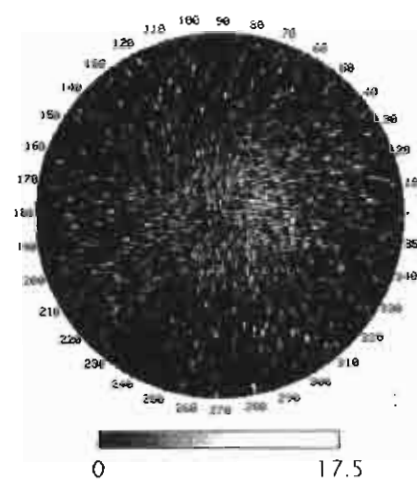
The crystal orientation of the as-grown films is investigated using a 2θ - ω scan and a pole figure of XRD. Figure 4 shows XRD patterns of ZnO films on glass substrates with 120-nm and 145-nm MgO buffer layers. The ZnO(0002) peak appears in all the samples indicating c -axis orientation except the samples with a dotlike morphology. The pole figures of c -axis oriented ZnO films deposited on glass substrates with the 120-nm and 145-nm MgO buffer layers are also shown in Figs. 4(b) and 4(c), respectively. Figure 4(b) indicates the structure of the ZnO film with the grains having the same crystallographic axis (0002) parallel to the



(a)



(b)



(c)

Fig. 4. XRD spectra of ZnO films: (a) 2θ - ω scan of 120-nm and 145-nm buffer layer, (b) pole figure of 120-nm buffer layer, and (c) pole figure of 145-nm buffer layer.

substrate surface normal, but having random rotational orientations about that axis. On the other hand, Fig. 4(c) indicates the microstructure of the film with not c -axis orientation but only random rotationally oriented grains.¹⁸⁾

The surface morphology study using AFM indicates that the samples with a dotlike surface are smoother than those with lower values of root-mean-square roughness (RMS) due to the smaller grain size, as observed by FE-SEM. The data is shown in Fig. 5. The scan size is $5 \times 5 \mu\text{m}^2$.

The PL spectra of the annealed MgO buffer layer samples with various buffer layer thicknesses are shown in Fig. 6(a). The inset of Fig. 6(a) also shows PL spectra of three samples, which are the samples without the buffer layer,

with a thin (20 nm) buffer layer, and with a thick (300 nm) buffer layer. The typical near-band-edge PL measurement indicates that the PL intensity of these three samples is rather weak compared with the other samples. The minimum intensity of PL spectra comes from the sample without the MgO buffer layer. The emission lines located at 3.358 and 3.368 eV dominate the spectrum in all samples. The emission peaks at 3.358 and 3.368 eV are a donor-bound exciton related to the oxygen vacancy²¹⁾ and an ionized donor-bound exciton,¹⁹⁾ respectively. The shoulder peak at 3.375 eV is attributed to the free exciton emission with the A-valence band. The lattice-mismatch-induced inhomogeneous strain distribution results in a Stokes shift of <5 meV.

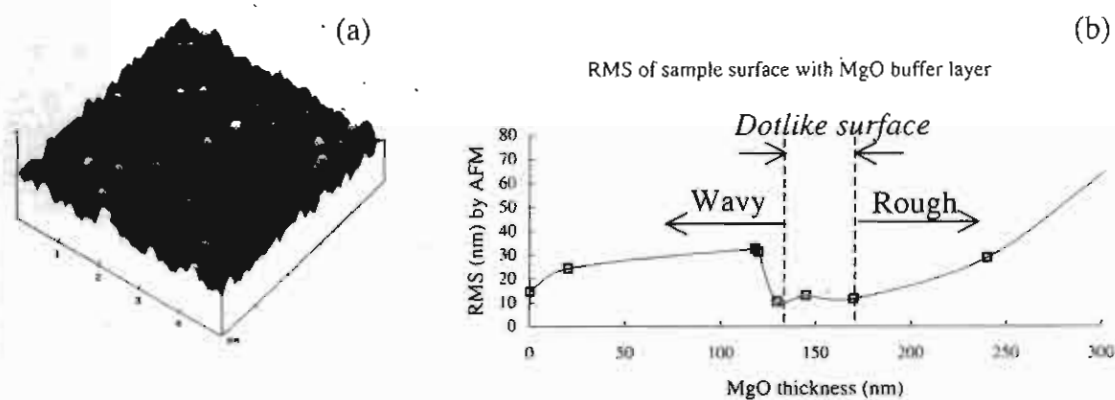


Fig. 5. (a) AFM image of the surface of the ZnO film with 145-nm MgO buffer layer. (b) Root mean square of surface roughness of the samples with various MgO buffer layer thicknesses.

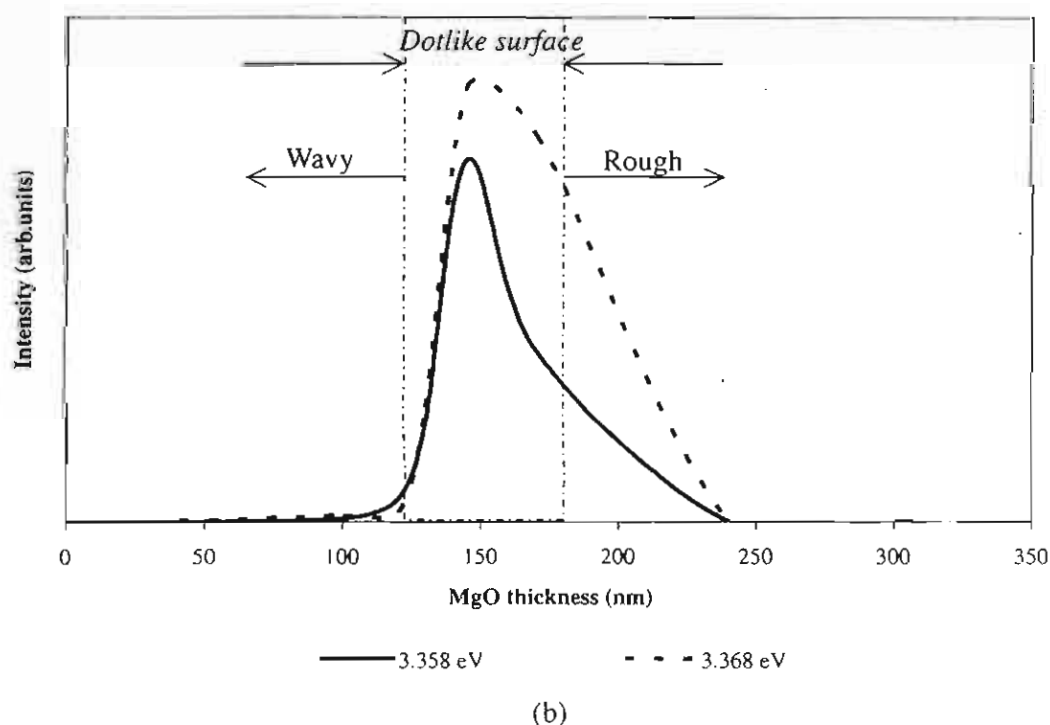
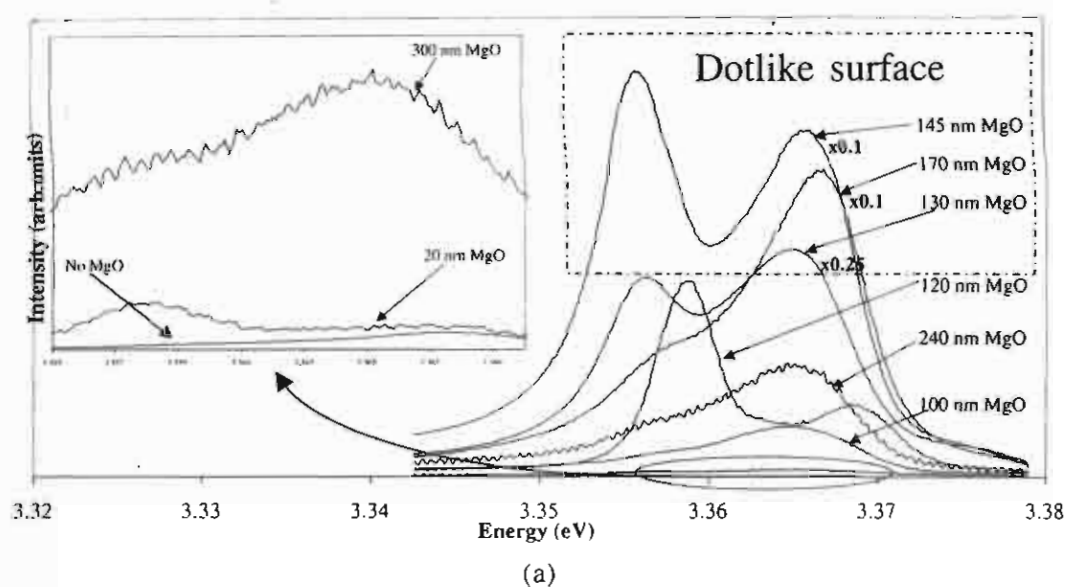


Fig. 6. (a) PL spectrum of the annealed MgO buffer layer samples with various buffer layer thicknesses. (b) Relationship of the PL intensity of emission peaks at 3.358 and 3.368 eV to buffer layer thickness.

Figure 6(b) shows the relationship of the PL intensity of both dominant emission peaks with the MgO buffer layer thickness. The PL intensity of donor-bound exciton emissions increases with the buffer layer thickness up to the optimum thickness of approximately 150 nm, where the PL intensity becomes the strongest among all the samples. Then, the PL intensity begins to decrease when the MgO thickness exceeds 170 nm; a few cracks appear, presumably caused by the relatively poor crystalline quality, as shown in Fig. 3(c). Therefore, the optimum buffer layer thickness probably lies around 150 nm. It should be noted that the decrease of PL intensity and the formation of surface cracks begin at the same MgO buffer layer thickness. However, the PL intensity of the samples with the dotlike surface is much higher than those of the other samples, implying that the smaller grain size may cause band bending²⁰ and partial carrier confinement with the piezoelectric field effect, which likely leads to the stronger emission intensity than that of *c*-axis oriented crystalline ZnO.²¹

When the MgO buffer layer thickness is less than 150 nm, crack-free ZnO films are grown. The electrical characteristics of all ZnO films grown under this condition exhibit *n*-type conductivity in the range of 2.17×10^{17} to $1.76 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$. All these samples, however, show relatively low electron mobility [$5 \text{ cm}^2/(\text{Vs})$]. The observed resistivities are in the range of 10^3 to $10^5 \Omega \text{ cm}$.

4. Conclusions

The polycrystalline ZnO epilayers are grown on amorphous glass substrates by plasma-assisted molecular beam epitaxy with various MgO buffer layer thicknesses. Without the MgO buffer layer, a high density of cracks due to the thermal expansion coefficient mismatch between ZnO and the quartz glass substrate is easily observed. The buffer layer thickness, however, affects the surface morphology, including the structural and optical properties. The applied thin MgO buffer layer not only prevents surface cracks, but also improves the optical property with a increasing buffer layer thickness. However, the samples with a very thick MgO layer (= 170 nm) show a few cracks. The optimum sample, a 150-nm MgO buffer layer, exhibits no cracks, a nonoriented polycrystalline structure, and the strongest PL intensity, with a dotlike surface due to the compressive-tensile stress balance. All samples exhibit *n*-type conductivity.

Acknowledgements

This work is partly supported by the Thailand Research Fund (TRF) through His Majesty the King's Golden Jubilee Ph.D. program, by a Grant-in-Aid for Scientific Research on the Priority Areas program "Photonics Based on Wavelength Integration and Manipulation", by the COE program "Molecular Nano-Engineering", and by the 21st Century COE program "Practical Nano-Chemistry" from the Ministry of Education, Culture, Sports, Science and Technology.

- 1) A. Setiawan, H. J. Ko, S. K. Hong, Y. Chen and T. Yao: *Thin Solid Films* **445** (2003) 213.
- 2) T. Tatsumi, M. Fujita, N. Kawamoto, M. Sasajima and Y. Horikoshi: *Jpn. J. Appl. Phys.* **43** (2004) 2602.
- 3) M. Fujita, N. Kawamoto, M. Sasajima and Y. Horikoshi: *J. Vac. Sci. Technol. B* **22** (2004) 1484.
- 4) Y. Natsume and H. Sakata: *Thin Solid Films* **372** (2000) 30.
- 5) S. Fujihara, C. Sasaki and T. Kimura: *Appl. Surf. Sci.* **180** (2001) 341.
- 6) K. S. Kim, H. W. Kim and C. M. Lee: *Mater. Sci. Eng. B* **98** (2003) 135.
- 7) F. K. Shan and Y. S. Yu: *Thin Solid Films* **435** (2003) 174.
- 8) K. S. Kim, H. W. Kim and N. H. Kim: *Physica B* **334** (2003) 343.
- 9) Y. Yoshino, T. Makino, Y. Katayama and T. Hata: *Vacuum* **59** (2000) 538.
- 10) Fused Quartz Catalogue Q-7A, General Electric Co. <http://encyclopedia.thefreedictionary.com>
- 11) O. Madelung: *Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology* (Springer, Heidelberg, 1982) Landolt-Börnstein, New Series, Group III, Crystal and Solid State Physics, Vol. 22, Subvol. a, p. 14.
- 12) F. Spaepen: *Acta Mater.* **48** (2000) 31.
- 13) P. H. Townsend, D. M. Barnett and T. A. Brunner: *J. Appl. Phys.* **62** (1987) 4438.
- 14) J. H. Zhao, Y. Du, M. Morgan and P. S. Ho: *J. Appl. Phys.* **87** (1999) 1575.
- 15) C. A. Klein: *J. Appl. Phys.* **88** (2000) 5487.
- 16) T. Nishinaga, K. Nishioka, J. Harada, A. Sasaki and H. Takei: *Advances in the Understanding of Crystal Growth Mechanisms* (Elsevier Science, Amsterdam, 1997) p. 429.
- 17) N. Y. Li, W. S. Wong, D. H. Tomich, K. L. Kavanagh and C. W. Tu: *J. Vac. Sci. Technol. B* **14** (1996) 2952.
- 18) J. H. Choi, H. Tabata and T. Kawai: *J. Cryst. Growth* **226** (2001) 493.
- 19) B. K. Meyer, H. Alves, D. M. Hofmann, W. Kriegseis, D. Forster, F. Bertram, J. Christen, A. Hoffmann, M. Dworak, U. Haboeck and A. V. Rodina: *Phys. Status Solidi B* **241** (2004) 231.
- 20) V. Srikant and D. R. Clarke: *J. Appl. Phys.* **81** (1997) 6357.
- 21) Z. Wang, H. Zhang, L. Zhang, Y. Yuan, S. Yan and C. Wang: *J. Mater. Res.* **18** (2003) 151.

International Journal of
NANOSCIENCE

www.worldscinet.com/ijn.html

Volume 4 • Number 2 • April 2005

Special Issue on

The 1st Nanoengineering and Nanoscience Congress 2004

*Edited by A. T. S. Wee, S. Ramakrishna, C. T. Lim and K. K. Cheah
(National University of Singapore, Singapore)*

**Self-Assembled Indium-Arsenide
Elongated Nanostructure Grown
by Molecular Beam Epitaxy**

S. Suraprapapich, S. Thainoi, C. Laliew,
S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow

 **World Scientific**

NEW JERSEY • LONDON • SINGAPORE • BEIJING • SHANGHAI • HONG KONG • TAIPEI • CHENNAI

SELF-ASSEMBLED INDIUM-ARSENIDE ELONGATED NANOSTRUCTURE GROWN BY MOLECULAR BEAM EPITAXY

S. SURAPRAPAPICH*, S. THAINOI, C. LALIEW, S. KANJANACHUCHAI
and S. PANYAKEOW

*Semiconductor Device Research Laboratory, Department of Electrical Engineering
Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand*

*suwaree.s@student.chula.ac.th

Self-assembled InAs elongated nanostructures were fabricated by continuous processing steps, starting from self-assembling of quantum dots, thin capping over the quantum dots to induce an anisotropic strain field, and to anneal the quantum dots in the molecular-beam-epitaxy machine. *In-situ* RHEED observations at each processing step were studied and confirmed by *ex-situ* AFM images of the surface morphology. The elongated nanostructures were demonstrated to be templates for chains of uniform quantum dots.

Keywords: Self-assembled nanostructure; molecular beam epitaxy.

1. Introduction

Since the past ten years, self-assembled nanostructures like quantum dots and quantum wires have been intensively studied and fabricated by the molecular beam epitaxy (MBE) and the metal organic chemical vapor deposition (MOCVD) methods.^{1,2} The self-assembly technique is a “bottom-up” approach rendering defect-free and high-quality nanostructures,³ which are useful and applicable for nanoelectronic and nanophotonic devices, such as quantum dot laser diodes⁴ and quantum dot transistors.⁵ Since self-assembling is a statistical process, the resulting self-assembled nanostructures are randomly distributed, and this poses some limitations to engineering applications.

The “top-down” approach was also investigated by many research groups using shadow mask and lithography to fabricate ordered nanostructures.⁶ However, the fabrication process of this approach is complicated and usually requires sophisticated system and might lead to material defects, which degrade their electronic and optical properties. There are few research groups to observe the self-alignment of the different dot interfaces with the under- and over-grown GaAs layers by using cross-sectional scanning tunneling microscopy (X-STM).^{7,8}

In our original, novel idea, we would like to combine these two approaches, i.e., the “bottom-up” and the “top-down”, into a single process which is impressively

easy to realize by using a conventional MBE system. For this, the first step is to create a self-assembled nanostructure, which will then become a template for the regrowth of the ordered self-assembled nanostructure, like chains of quantum dots having high dot uniformity. The next step is to anneal the quantum dot chains and to transform them into elongated nanostructures or "pseudo-quantum wires". Due to their elongated feature, giving rise to polarization-dependent characteristics, these self-assembled elongated nanostructures may find several nanoelectronic and nanophotonic applications, such as in the optical switching and information storage systems.

2. Sample Preparation

The self-assembled InAs elongated nanostructure was realized by molecular beam epitaxy in continuous growth steps. Semi-insulating GaAs substrates having (001) surface orientation were used in the MBE growth. The processing steps started from the growth of 300 nm of GaAs buffer layer at 600°C. Then, the self-assembled InAs quantum dots of 1.8 ML were formed as a result of the strain relaxation from the lattice mismatching between GaAs and InAs wetting layer. The growth temperature of self-assembled InAs quantum dots was set up to 500°C with an arsenic pressure of 8×10^{-6} Torr. An AFM image of initial quantum dots, having an average dot height of 6 nm, is shown in Fig. 1.

The next processing step is the growth of a thin capping GaAs layer at 470°C for 6 ML, which is equivalent to a thickness of 1.66 nm. Due to the strain field at the edge of the covered InAs quantum dot, indium atoms migrated out from the dot centers, leading to the creation of nanoholes. In addition, due to the anisotropic

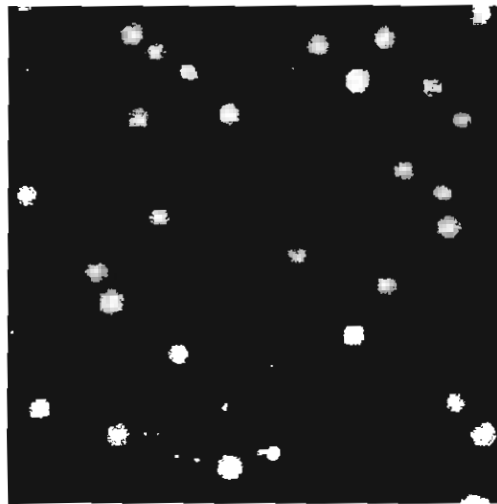


Fig. 1. The AFM image of as-grown InAs quantum dots.

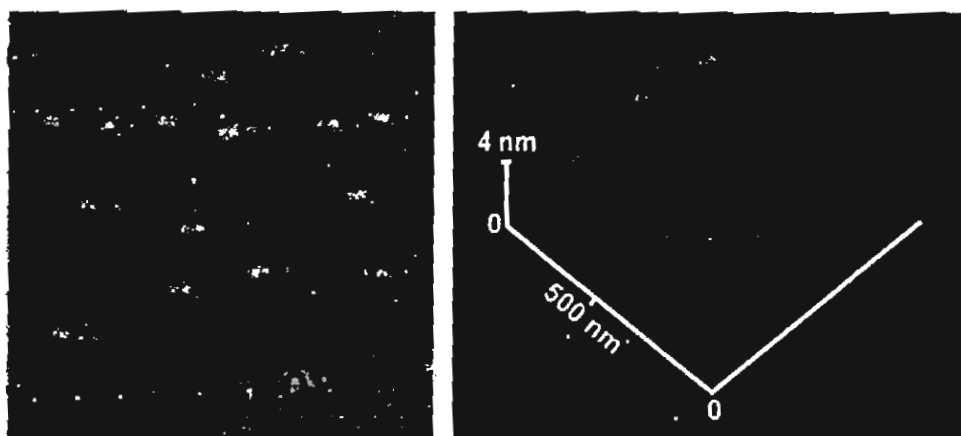


Fig. 2. The AFM images of the camel-like structure having a nanohole in the middle of the dot.

behavior of the strain field in III-V compound semiconductor interface, the circular InAs quantum dots transformed their shape to a camel-like structure. Moreover, this camel-like structure, having a nanohole in the middle, as shown in Fig. 2, was found to align along the $[1\bar{1}0]$ direction.

The growth temperature was then ramped up to 550°C while the arsenic pressure was reduced to 4×10^{-6} Torr. The samples were then annealed for 30 s at 550°C, and rapidly cooled down to 100°C for the *ex-situ* AFM observations. We found that the self-aligned and reshaped quantum dots were transformed to elongated nanostructures.

However, in order to create a better and more uniform elongated nanostructure, after the thin capping layer of 6 ML GaAs which leads to the formation of template nanoholes, a regrowth of another InAs quantum dots was conducted for 1 min until the RHEED pattern started to become a spotty pattern. These regrown quantum dots were found to be precisely situated in the nanoholes. The critical thickness of the templated quantum dot formation is only 0.6 ML, compared to 1.8 ML of freely-grown quantum dots; this is due to the increasing strain field at the nanoholes. The templated quantum dots were capped by another 6 ML of GaAs layer. The final step was annealing at a temperature of 500°C for 20 s. The annealing temperature was ramped down rapidly before the samples were taken out from the growth chamber for subsequent AFM measurements, where the nanostructures were observed. The elongated nanostructures with an average length of 0.5 μm and having a nanometer-scale width and height were obtained as shown in Fig. 3.

3. Discussion

The experiment started from the growth of self-assembled InAs quantum dots, which are random in their positions. The *in-situ* RHEED measurement showing the spotty pattern due to dot creation on the GaAs (001) substrate was confirmed.

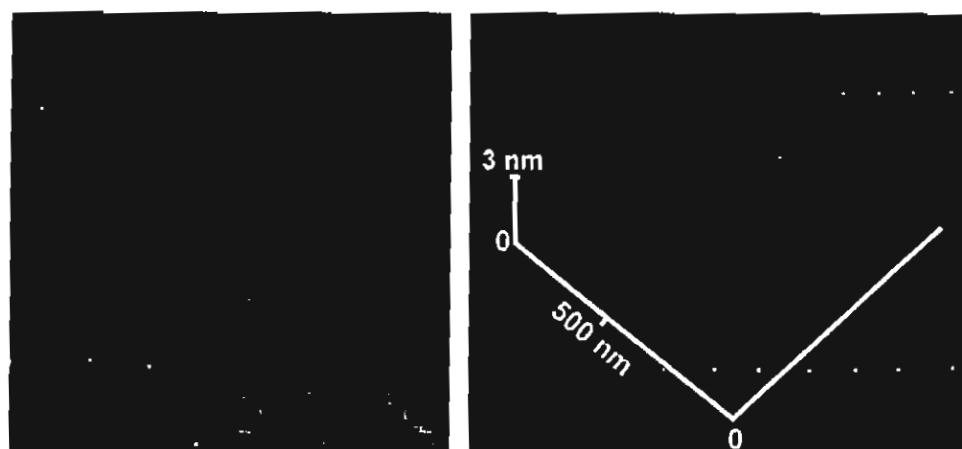


Fig. 3. The AFM images of self-assembled InAs nanostructure with an average length of 0.5 μm .

When a thin capping layer of GaAs was deposited on the InAs quantum dots, the strain energy increase at the edge of the InAs dot due to In atoms detachment and Ga atoms prefer to migrate away from the top of the dots.^{9,10} So, an anisotropic strain field transforms the shape of circular quantum dots into camel-like quantum dots having a nanohole in the middle. The RHEED pattern at this stage lost its clear spotty displays and became a blurry streaky-like pattern. From the AFM image of camel-like quantum dots with nanoholes, it is observed that they are oriented along the $[1\bar{1}0]$ direction. Consequently, after an annealing process, the camel-like quantum dots will then be pulled along an easy direction and transformed into an elongated nanostructure. In order to improve the elongated nanostructure in term of its uniformity and length, a regrowth of InAs quantum dots was conducted using nanoholes as the templates. The RHEED pattern recovered to spotty display when the regrown quantum dots filled up the nanoholes.

An AFM image of regrown quantum dots impressively has a look of the “nanopropeller”, having circular quantum dots in the middle with propeller blades on either side, along the $[1\bar{1}0]$ direction. We also observed that some nanopropeller structures linked with one another into longer chains. After the thin capping of nanopropeller type quantum dots and annealing, the longer and uniform elongated nanostructures were realized. The RHEED pattern at this final stage shows blurry streaky displays. Figures 4(a)–4(d) are the RHEED and the AFM images at each growth step, starting from self-assembling of the quantum dots, thin capping of GaAs leading to camel-like structure with nanoholes, regrowth of the quantum dots with the “nanopropeller” configuration, and finally the resulting elongated nanostructures after annealing.

Schematic diagrams of the transformation mechanism from the self-assembled quantum dots to the self-assembled elongated nanostructure are shown in Fig. 5 for better illustration.

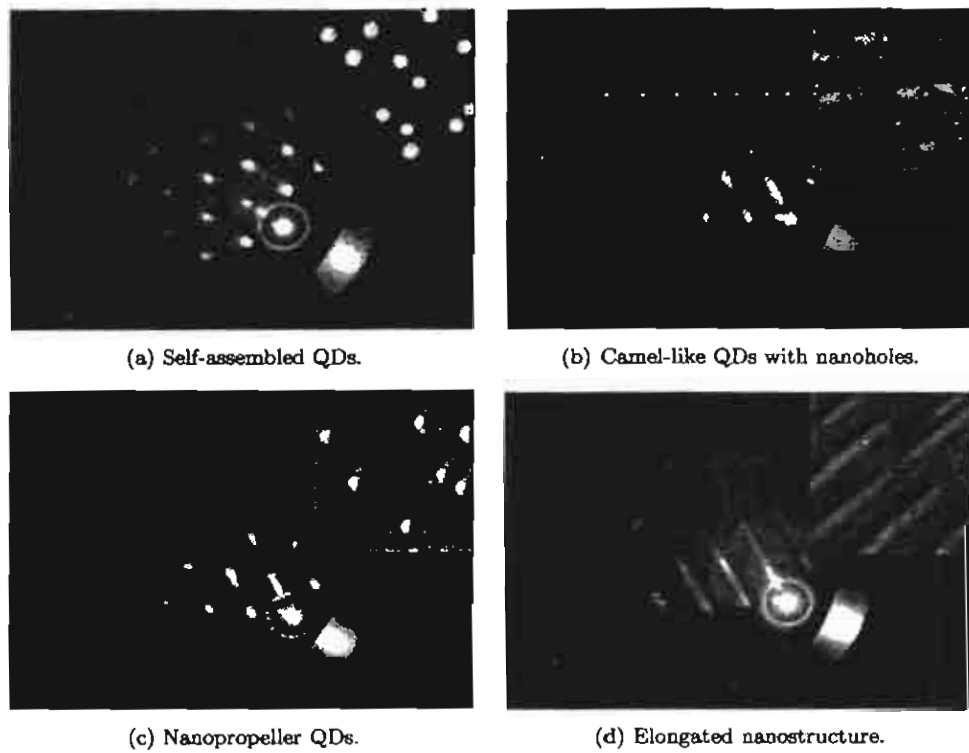


Fig. 4. RHEED and AFM images at different growth steps.

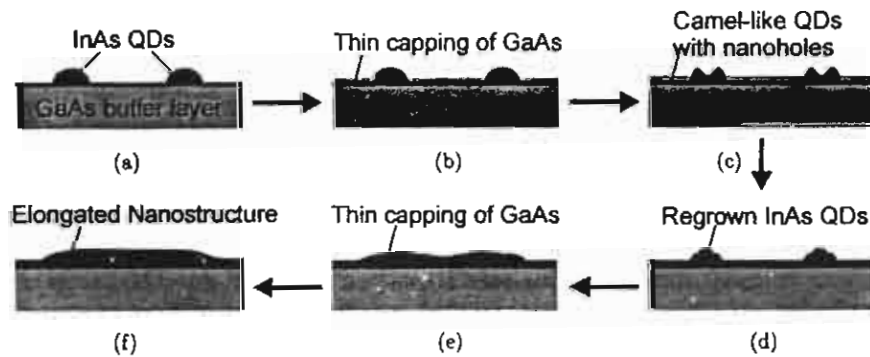


Fig. 5. The transformation from self-assembled quantum dots to self-assembled elongated nanostructure through thin capping, regrowth of quantum dots on templated nanoholes and annealing process.

The elongated nanostructures, or the "pseudo-quantum wires", will find various applications, due in particular to their polarized nature. However, their basic optical and electronic properties should be well understood before the engineering design. In this paper, we emphasize on the growth process of the self-assembled InAs elongated

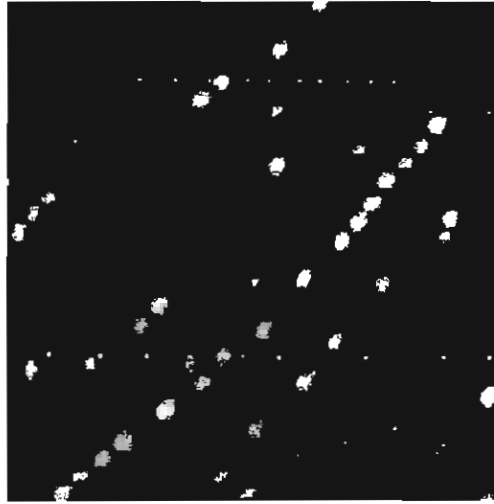


Fig. 6. The AFM image of QD chains grown on elongated nanostructure templates with repeated process for three cycles.

nanostructure. In the extended growth process, we propose using this type of self-assembled elongated nanostructures as the templates for chains of uniform quantum dots. Figure 6 is the AFM image of QD chains grown on the elongated nanostructure templates with repeated process for three cycles. These QD chains would also be useful in nanoelectronics and quantum computing.

4. Summary

In this paper, we have proposed an idea to combine the “bottom-up” and the “top-down” approaches to obtain a certain type of self-assembled nanostructures. We make use of thin capping over the quantum dots to produce an anisotropic strain field, used to modify the shape of quantum dots into nanohole templates for the regrowth of uniform QDs. Annealing the substrate under the strain field leads to obtaining of the elongated structures, aligned along the $[1\bar{1}0]$ direction. All processing steps could be operated continuously in the MBE growth chamber. The RHEED pattern observations were interpreted to understand the transformation mechanism of the structures. AFM images at each step were used to confirm their surface morphology. Finally, the elongated nanostructures were demonstrated to be templates for obtaining chains of uniform quantum dots, which are uniform in size and simultaneously, have higher dot density.

Acknowledgments

This research work is supported by the Asian Office for Aerospace Research and Development (AOARD), US Air Force, and Thailand Research Fund (TRF)

through the Royal Golden Jubilee Ph.D. Program and Senior Researcher Awards and CHE office, Ministry of Education, Thailand.

References

1. W. Seifert, N. Carlsson, M. Miller, M. E. Pistol, L. Samuelson and L. R. Wallenberg, *Prog. Crystal Growth and Charact.* **33**, 423 (1996).
2. D. Fuster, M. Gonzalez, L. Gonzalez and Y. Gonzalez, *Appl. Phys. Lett.* **84**, 4723 (2004).
3. D. Leonard, M. Krishnamurthy, C. M. Reaves, S. P. Denbaars and P. M. Petroff, *Appl. Phys. Lett.* **63**, 3203 (1993).
4. M. Asada, Y. Miyamoto and Y. Suematsu, *IEEE J. Quant. Electron* QE-22, 1915 (1986).
5. Y. Wang and S. Y. Chou, *Appl. Phys. Lett.* **63**, 2257 (1993).
6. H. Nakamura, S. Kohmoto, T. Ishikawa and K. Asakawa, *Physica E* **7**, 331 (2000).
7. B. Legrand, B. Grandidier, J. P. Nys, D. Stievenard, J. M. Gerard and V. Thierry-Mieg, *Appl. Phys. Lett.* **73**, 96 (1998).
8. D. M. bruls, J. W. A. M. Vugs, P. M. Koenraad, H. W. M. Salemink, J. H. Wolter, M. Hopkinson, M. S. Skolnick, F. Long and S. P. A. Gill, *Appl. Phys. Lett.* **81**, 1708 (2002).
9. R. Songmuang, S. Kiravitta and O. G. Schmidt, *J. Cryst. Growth* **249**, 416 (2003).
10. P. B. Joyce, T. J. Krzyzewski, P. H. Steans, G. R. Bell, J. H. Neave and T. S. Jones, *Surf. Sci.* **492**, 345 (2001).



Available online at www.sciencedirect.com

SCIENCE @ DIRECT®

Microelectronic Engineering 78–79 (2005) 349–352

MICROELECTRONIC
ENGINEERING

www.elsevier.com/locate/mee

Ordered quantum dots formation on engineered template by molecular beam epitaxy

Suwaree Suraprapapich, Songphol Kanjanachuchai,
Supachok Thainoi, Somsak Panyakeow *

*Semiconductor Device Research Laboratory, Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering,
Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand*

Available online 12 January 2005

Abstract

We have achieved partial ordering of InAs quantum dots (QDs) grown on a flat GaAs (0 0 1) substrate. Although the growth of the first QD layer results in random distribution of QDs, subsequent processes that involve multiple cycles of capping, regrowth and annealing have turned the flat substrate into a template with stripes in the $[1\bar{1}0]$ direction. Regrowth on the engineered template results in chains of relatively uniform InAs QDs connected in series.
© 2005 Elsevier B.V. All rights reserved.

Keywords: Ordered InAs quantum dots; Engineered template; Molecular beam epitaxy

1. Introduction

Quantum dots (QDs) are taking an increasingly important role in nano- and optoelectronic devices. Self-assembled semiconductor QDs are usually grown by molecular beam epitaxy (MBE). The crystalline quality of quantum dots could be controlled by parameters such as growth temperature, substrate temperature, annealing

temperature, etc. [1]. High quality quantum dots emit strong luminescence at room temperature, giving rise to quantum dot lasers [2,3]. InAs QD lasers, in particular, are useful in optical communication systems. The growth of InAs QDs on a lattice-mismatched GaAs substrate by a typical Stranski-Krastanow (SK) growth mode, however, results in dots of varying dimensions randomly distributed across the substrate. The randomness of QD sizes gives rise to devices with varied electrical and optical characteristics. To obtain QD-based devices with predictable behavior, it is essential to fabricate or grow a QD

* Corresponding author. Tel.: +66 2218 6524; fax: +66 2218 6523.

E-mail address: s_panyakeow@yahoo.com (S. Panyakeow).

ensemble where all dots are identical. This, however, has yet to be achieved in practice and is still an issue which receives much attention.

The ordering of quantum dots could be achieved via top-down and bottom-up approaches. An example of the former is the use of optical- and electron-beam lithography in combination with a shadow-mask technique, for example, see [4]. An example of the latter is the growth of quantum dots on high-index substrates; for example, the growth of InAs on (3 1 1)A, (4 1 1)A and (N 1 1)-GaAs substrates [5–8].

In this work, we report a simple growth process that results in a partially ordered InAs QDs over a large surface area. The key step in our work is the use of an engineered template that has been preconditioned with a series of capping, regrowth and annealing cycles. Some degree of randomness still persists. Nevertheless, our approach may serve as a foundation which, when used in conjunction with other growth techniques, may result in a truly ordered QD ensemble.

2. Experiments and results

All samples are grown using a Riber 32P solid-source molecular beam epitaxial system. The starting semi-insulating (0 0 1)-GaAs substrates undergo in situ oxide desorption stage prior to growth. After oxide desorption, a 400 nm thick GaAs buffer layer is grown at 610 °C and at arsenic pressure of 8×10^{-6} Torr. This is followed by the growth of 1.8 ML of InAs at 500 °C which results in QDs with an average dot height of 6 nm as can be seen in the atomic force microscopy (AFM) image in Fig. 1. The dots are randomly distributed across the surface as can be expected from a typical SK growth mode.

On top of this QD layer, we grow 6 ML of GaAs capping layer (~ 1.66 nm) at a reduced temperature of 470 °C. The lattice-mismatched capping layer increases the strain energy around the upper surface of the covered QDs and causes In atoms to migrate out of the dot, leaving a hollow middle part [9,10]. As a result of the hollowing-out effect, the originally rounded InAs QDs are transformed into a camel-like structure shown in



Fig. 1. AFM image of self-assembled InAs QDs on GaAs substrate.

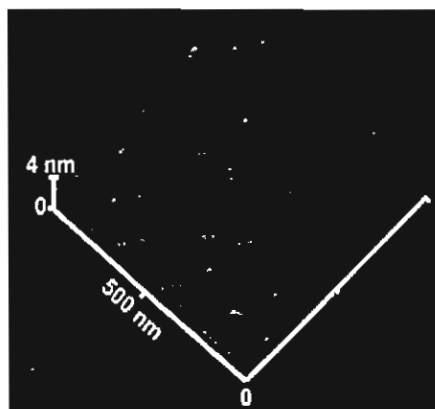


Fig. 2. AFM image of camel-like structure created by capping the QDs of Fig. 1 with a thin lattice-mismatched GaAs layer.

the AFM image in Fig. 2 which shows that each dot has a nanohole in the middle.

The sample is then subject to a 30 s annealing at 550 °C. While the temperature is increased to 550 °C, the arsenic pressure is decreased from 8×10^{-6} to 4×10^{-6} Torr. The annealing causes limited rearrangement of atoms in the vicinity of the nanoholes, thus, some smoothening can be expected. After the annealing, the holes have disappeared and are replaced by stripes which point towards the $[1 \bar{1} 0]$ azimuth. These stripes could serve as a template for subsequent QD regrowth

which would take place immediately after the annealing.

However, in an attempt to create even longer stripes, the previous process is modified according to the following: after the thin capping layer (of 6 ML GaAs) stage at 470 °C which leads to nanoholes formation, we fill the nanoholes with 0.6 ML of InAs QDs at 500 °C and at As pressure of 8×10^{-6} Torr. The chosen thickness of 0.6 ML is in accordance with the re-appearance of the spotty pattern on the reflection high-energy electron diffraction (RHEED) output which indicates QD formation. In contrast to the 1.8 ML of InAs required for QD formation on a flat GaAs substrate, the InAs QD regrowth on the nanoholes require just 0.6 ML of InAs. These newly formed QDs prefer to nucleate inside the nanoholes where they are more energetically stable than the flat surface. Easier nucleation translates into a thinner critical InAs layer required for QD formation, hence, the 0.6 ML instead of 1.8 ML.

After filling up the nanoholes with QDs, the temperature is reduced to 470 °C and the newly formed QDs are capped again by another 6 ML of GaAs layer. In order to initiate another round of In atoms migration, the temperature is increased to 500 °C and held for 20 s. The annealing further enhances In atoms migration and the stripes become longer due to increased volume of

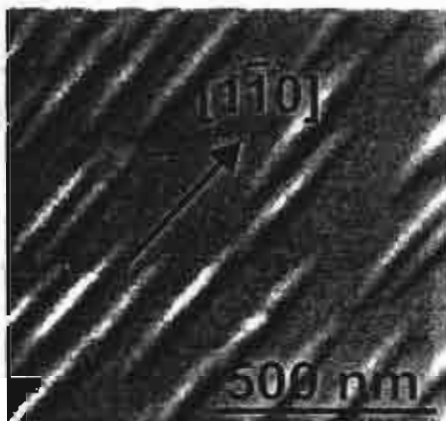


Fig. 3. AFM image of the stripes template formed by annealing the structure in Fig. 2.

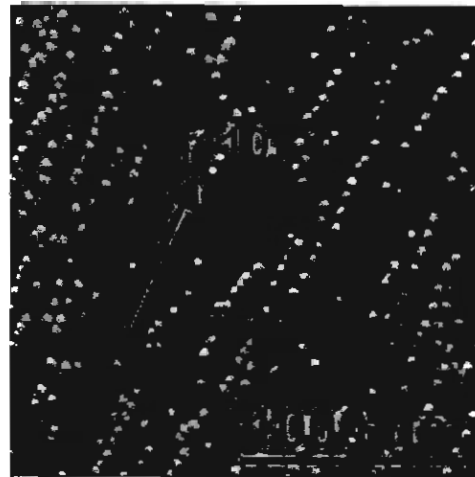


Fig. 4. AFM image of ordered QDs created by repeating for three cycles the thin capping, regrowth and annealing process.

In. Each stripe is approximately 0.5 μm in length; see the AFM image in Fig. 3.

The above thin-capping (creating the nanoholes), regrowth (filling the nanoholes with 0.6 ML InAs QDs) and annealing (smoothing) cycle is repeated several times in order to study the effects of lengthening the stripes. With each process repetition, the stripes become longer. The final regrowth of InAs QDs on this template results in chains of InAs QDs nucleated along the stripes as shown in Fig. 4. It is evident that the QDs form into chains that are oriented towards the $[1\bar{1}0]$ direction.

3. Discussion

Capping InAs QDs with a lattice-mismatched GaAs layer leads to anisotropic strain fields which cause the more mobile In atoms to migrate from the centers of the dots, under the fields' influence. The out-diffusion gives rise to nanoholes whose footprints are oriented along the $[1\bar{1}0]$ direction. The nanoholes are further modified in such a way that subsequent annealing would produce longest stripes possible. In doing so, the nanoholes are filled with more InAs. The filling stops when

nanoholes are completely covered. During the filling operation, the RHEED pattern is carefully observed. From our trial-and-error runs, with surface morphology data from AFM measurements, we can conclude that when the RHEED pattern changes from a streaky appearance to a spotty pattern the filling of nanoholes is complete. This provides us with an important feedback mechanism on which we use to base our nanoholes filling step. Thus, regrowth is stopped just before the overfilling occurs. This prevents the formation of non-uniform QDs as a result of lost control when impinging atoms diffuse away from the QDs which by now become energetically unfavorable as nucleation sites.

The annealing process further transforms the QD-filled nanoholes to even longer stripes than the original QD-free nanoholes template. The RHEED pattern again registers a streaky appearance when the transformation of QDs to stripes is complete.

When the final regrowth takes place on the template with elongated stripes, quantum dots nucleate along the length of the stripes. Thus, the regrown QDs line up in the same direction as the underlying template. In this way, chains of QDs connected in series can be grown.

4. Summary

We grow InAs QDs on a flat GaAs substrate using standard MBE procedure and obtain randomly distributed QDs. But by repeatedly capping the InAs QDs with lattice-mismatched GaAs layer (creating nanoholes in the process), filling the nanoholes and annealing, we are able to form, on the surface, stripes which are used as template for subsequent regrowth. The stripes can be made longer with each successive capping, regrowth and annealing cycle. These longer stripes provide multiple nucleation centers along the $[1\bar{1}0]$ direction. After a few capping, regrowth and annealing cycles, we obtain a template whose surface is populated with elongated stripes pointing in the same

$[1\bar{1}0]$ direction. Subsequent regrowth of InAs QDs on this template gives rise to QDs which are well aligned and are more uniform in size as compared to the original QD layer grown directly on the buffer layer. Our approach may be used in combination with other growth processes to obtain other QD ensembles; for example, QD molecules [10].

Acknowledgments

The authors acknowledge financial supports on this "basic research on self-assembled quantum dots" program from the Asian Office for Aerospace Research and Development (AOARD), the US Air Force. S.S. acknowledges studentship under the Royal Golden Jubilee Ph.D. Program from Thailand Research Fund (TRF). S.P. acknowledges supports from the TRF's Senior Researcher Awards, and CHE Office, Ministry of Education.

References

- [1] W. Seifert, N. Carlsson, M. Miller, M.E. Pistol, L. Samuelson, L.R. Wallenberg, *Prog. Cryst. Growth Char. Mater.* 33 (1996) 423.
- [2] Y. Arakawa, H. Sakaki, *Appl. Phys. Lett.* 40 (1982) 939.
- [3] M. Asada, Y. Miyamoto, Y. Suematsu, *IEEE J. Quantum Electron.* QE-22 (1986) 1915.
- [4] Y. Nakamura, O.G. Schmidt, N.Y. Jin-Phillip, S. Kiravittaya, C. Muller, K. Eberl, H. Grabeldinger, H. Schweizer, *J. Cryst. Growth* 242 (2002) 339.
- [5] S. Sanguinetti, S.C. Fortina, A. Miotto, E. Grilli, M. Guzzi, M. Henini, A. Polimeni, L. Eaves, *Thin Solid Films* 336 (1998) 9.
- [6] R. Notzel, K.H. Ploog, *J. Cryst. Growth* 227 (2001) 8.
- [7] S. Kiravittaya, R. Songmuang, P. Changmuang, S. Sopitpan, S. Ratanathamaphan, M. Sawadsaringkarn, S. Panyakeow, *J. Cryst. Growth* 227–228 (2001) 1010.
- [8] M.C. Xu, Y. Temko, T. Suzuki, K. Jacobi, *Appl. Phys. Lett.* 84 (2004) 2283.
- [9] J.M. Garcia, G. Medeiros-Ribeiro, K. Schmidt, T. Ngo, J.L. Eng, A. Lorke, J. Kotthaus, P.M. Petroff, *Appl. Phys. Lett.* 71 (1997) 2014.
- [10] R. Songmuang, S. Kiravittaya, O.G. Schmidt, *Appl. Phys. Lett.* 82 (2003) 2892.

Self-assembled quantum-dot molecules by molecular-beam epitaxy

S. Suraprapapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, and S. Panyakeow^{a)}

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

(Received 27 October 2004; accepted 22 February 2005; published 9 June 2005)

Self-assembled InAs quantum-dot (QD) molecules having high dot density and aligned dot set structure, which is defined by nanotemplates, were realized by thin capping and regrowth technique in a molecular-beam epitaxy process. Thin capping of GaAs on InAs QDs leads to the creation of nanoholes having a camel-like nanostructure due to anisotropic strain fields along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction and anisotropic surface diffusion accompanying the QD collapse. Regrowth of InAs QDs on the nanohole templates initially results in the formation of QDs with good-size uniformity in the middle of features with the shape of propeller blades. This takes place at the regrowth thickness of 0.6 monolayer (ML). The strain at propellers' edge starts to play its role, creating sets of quantum dots surrounding the initial and centered dots at the regrowth thickness of 1.2 ML. The elongated configuration of propellers' blades defines the pattern of QD sets having five to six dots on each side. The dot density of the QD molecules is $3 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, one order of magnitude higher than that of initial dot density ($2 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$). © 2005 American Vacuum Society. [DOI: 10.1116/1.1894417]

I. INTRODUCTION

Self-assembled InAs quantum dots (SA-QDs) are grown on GaAs by solid-source molecular-beam epitaxy (MBE). The creation of these SA-QDs is based on statistics. Therefore, the shape, dot size, and dot position are random due to the lack of precise control which depends on a multitude of growth parameters, such as growth temperature, growth rates, and the source material pressures.^{1,2} SA-QDs with a random distribution on the grown surface having an individual single dot feature are normally obtained by the standard MBE growth process. They are particularly useful in emitting devices, such as low-threshold QD lasers, due to their quantum nature and delta function density of states.^{3,4} Further improvements in the form of uniform and ordered QDs are needed if they are to be applied in other nanoelectronic applications. In quantum cellular automata (QCA),⁵ for example, groups of QDs are used to hold charges for binary computation which consumes little power and works at high speed.

The top-down approach for ordered QDs has been investigated by many groups using shadow mask, lithography, and etching techniques,^{6,7} but there are some technical limitations due to the complexity of multiple processes and the resulting crystallographic defects, leading to expensive and degraded nanostructure. The bottom-up, or self-assembly, approach is simple and defect free. In addition, thin capping and an *in situ* etching technique has been used to realize quantum dot molecules (QDMs) having two to six dots in MBE regrowth.^{8,9}

In this article, we report the MBE growth of SA-QDMs by a thin capping and regrowth technique without *in situ* etching. The processing steps could be operated in a continu-

ous manner with good reproducibility. The thin capping with a GaAs layer on as-grown InAs QDs is a key step in modifying these quantum nanostructures into nanoscale templates due to anisotropic strain fields created by lattice mismatch between the thin capping layer and the as-grown QDs. In addition, anisotropic surface diffusion accompanying the QD collapse also influences the shape of the templates. This results in improved strain-field modulation along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction and has been observed by others.¹⁰⁻¹²

The template configuration is camel-like with nanoholes having an elongated structure along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction. Regrowth of QDs onto these nanoscale and aligned templates is conducted. Originally, the regrown QDs are well located in the nanoholes where the strain fields produce the lowest energy for dot formation. From the atomic force microscopy (AFM) images, the QDs are uniform and, when viewed from above, have a "nanopropeller" configuration. When the thickness of regrown QDs is increased, sets of new QDs are created on both sides, leading to SA-QDMs with a distinct pattern and alignment. In addition, by this regrowth on nanotemplates, the dot density is increased by one order of magnitude which would be an option of great interest for some applications, such as QD solar cells.¹³

II. SAMPLE PREPARATION

QDMs are sets of closely spaced QDs which can be electronically coupled vertically or laterally.^{9,14} We aim to prepare the laterally coupled QDMs, each having a specific dot number as well as a specific pattern of dot sets. Our growth technique is emphasized on an uninterrupted MBE process using growth-capping-regrowth of QDs within a single growth chamber having an *in situ* reflective high-energy

^{a)}Electronic mail: s_panyakeow@yahoo.com

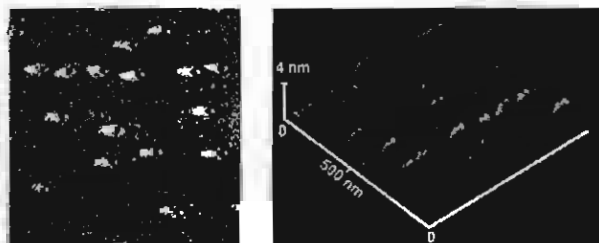


FIG. 1. AFM images of camel-like nanostructure having nanoholes along $[1\bar{1}0]$ direction resulting from thin capping of GaAs on InAs QDs. The scan area is $1 \times 1 \mu\text{m}^2$.

electron diffraction (RHEED) monitoring as the control of each processing step.

The growth starts from a 400 nm GaAs buffer layer at 580 °C and at the growth rate of 10 nm/min or 0.6 mono-layer (ML)/s. This is followed by the deposition of 1.8 ML of InAs at a lower growth temperature of 500 °C and at a low growth rate of 0.01 ML/s. The as-grown QDs are distributed randomly on the GaAs (001) substrate with a dot density of $2 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$. A typical dot is 5–8 nm high and 40–60 nm in diameter. As_4 species with a flux of 8×10^{-6} Torr is used throughout the growth process. Before capping the QDs, a growth interruption of 1 min is introduced, during which the substrate temperature is ramped down to 470 °C. Then, 6 ML (1.66 nm) of GaAs capping layer is grown and another 20 s growth interruption introduced before the QD regrowth process starts. Thin-capped QDs are then transformed to a camel-like nanostructure with nanoholes in the middle. This modified quantum structure is elongated along the $[1\bar{1}0]$ direction as shown in Fig. 1. The regrowth of InAs QDs with 0.6, 0.9, and 1.2 ML thickness on a camel-like nanostructure are carried out at 470 °C. AFM images of these samples are shown in Figs. 2(a)–2(c), respectively. For photoluminescence (PL), the regrown QDs are capped with 20 nm GaAs at 470 °C after a 30 s growth interruption and another 130 nm of GaAs grown at 580 °C.

III. QUANTUM-DOT MOLECULES

We have developed a MBE growth technique that utilizes anisotropic strain engineering to self-assemble nanotemplates for the formation of QDMs on GaAs (001) substrates. The growth process is composed of three steps: Self-

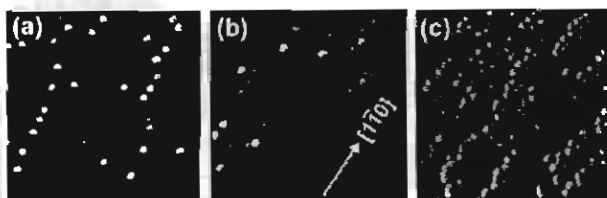


FIG. 2. AFM images of the samples with regrowth thicknesses of (a) 0.6, (b) 0.9, and (c) 1.2 ML, respectively. Each scan area is $1 \times 1 \mu\text{m}^2$.

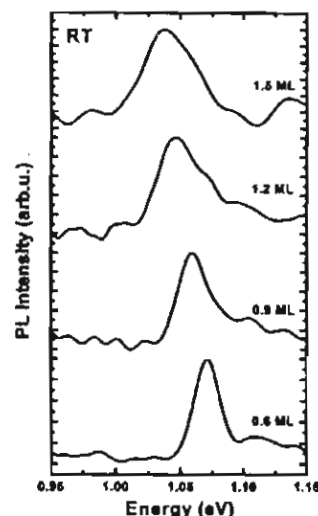


FIG. 3. Room-temperature PL spectra of QDs regrown on the nanoholes template where the regrown thicknesses are 0.6, 0.9, 1.2, and 1.5 ML. The results are re-based for clarity.

assembly of InAs QDs, thin capping of GaAs on InAs QDs for nanotemplates, and regrowth of nanopropeller QDs and QDMs.

The regrowth results in the formation of new QDs with thickness less than 0.6 ML due to easier formation of three-dimensional structures in the nanoholes where strain relaxes. Due to the templating effect of the nanoholes, the regrown 0.6 ML QDs are more uniform than the freely grown QDs. The AFM images of regrown QDs look like a nanopropeller, where the remains of the initial structure serve as the propellers' blades on both sides as shown in Fig. 2(a). The dot density of nanopropeller QDs is $2.8 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$, which is nearly the same as that of initial as-grown QDs and camel-like nanostructures, i.e., $2.0 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$. When the regrown QDs are 0.9 ML, they become bigger, exceeding the nanohole size. We begin to observe the creation of some satellite dots on both propellers' edges. When the regrowth of QDs continues to 1.2 ML, new sets of QDs appear at the propellers' edges. The number of QDs increases to 10–12 dots surrounding the centered dots. The dot density of centered QDs at the regrown thicknesses of 0.9 ML and 1.2 ML are $2.5 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ and $2.4 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$, respectively. Therefore, we can conclude that the dot density of the centered dots does not change during our thin-capping and regrowth processes. Due to the time difference in dot formations, the centered dots are bigger while the surrounding satellite dots are smaller. This is clearly seen in the AFM images for the 0.9 ML regrowth in Fig. 2(b). However, for the 1.2 ML regrowth in Fig. 2(c), the average sizes of the centered dots and the satellite dots are similar. This is probably due to the saturation of the growth of centered dots after which a proportionally greater number of atoms is incorporated into the satellite dots.

The sets of new QDs are located in a pattern defined by the shape of propellers' blades. When the original nanopro-

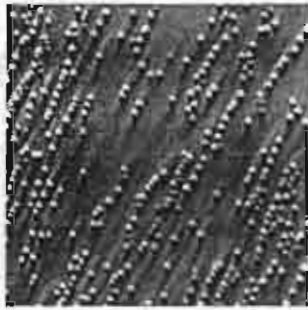


FIG. 4. Self-alignment of QDs by three cycles of thin-capping and regrowth processes with a regrowth thickness of 0.6 ML in each cycle. The scan area is $2 \times 2 \mu\text{m}^2$.

propeller QDs are in close proximity, the QDMs are linked into long twisted chains. It is clear from AFM images that the growth of QDMs by this technique will increase the dot density by one order of magnitude compared to conventional MBE growth for SA-QDs.

It is found that QDMs give a higher dot density due to the increased number of satellite dots. The dot density in Fig. 2(c) is $3 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, an order of magnitude increase from $2 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ in Fig. 2(a).

The PL spectra of nanopropeller QDs (at 0.6 ML regrowth thickness), the beginning of the formation of QDMs (at 0.9 ML regrowth thickness), and QDMs (at 1.2 ML regrowth thickness) are measured at room temperature using a high-power Ar^+ laser (200 mW) as the excitation source in order to provide adequate pumping and subsequent luminescence for a liquid-nitrogen-cooled InGaAs detector (Hamamatsu's G7754-01 with 0.1 mm^2 active area). The detector has a narrow spectral response between $1\text{--}2 \mu\text{m}$ wavelengths. In Fig. 3, the PL spectra of these three samples show the broadening of full width at half maximums (FWHMs) from 24 meV to 31 meV and to 46 meV when the nanopropeller QDs are transformed to QDMs at the regrowth thicknesses of 0.6, 0.9, and 1.2 ML, respectively. The shifting of PL peaks from 1.07 eV to 1.06 eV and to 1.05 eV observed in Fig. 3 implies the formation of larger dots at increasing regrown thicknesses.

The shape of the QDMs could be controlled by the nanotemplates. The length and configuration of propellers' blades originate from the strain fields of the thin capping layer on the starting QDs at the beginning of the growth process. The variation in thickness and growth temperature of thin capping layers is being investigated with an aim to achieve proper design of nanotemplates; for example, four dots surrounding the centered dot which will be ideal for QCA. In our preliminary results, we found that the reduction of growth temperature from 470°C to 450°C during the thin-capping process leads to shorter propellers' blades, from 275 nm to 215 nm.

IV. MODIFICATION OF GROWTH PROCESS

It is confirmed that the dot density of QDMs is one order of magnitude higher than normal SA-QDs grown by the standard $S\text{--}K$ growth mode. In some applications, such as QD

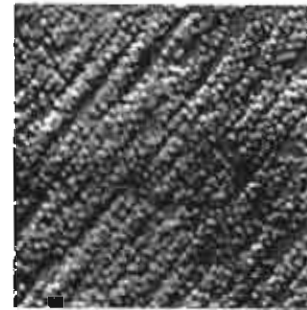


FIG. 5. AFM image of QDMs grown by five cycles of thin-capping-and-regrowth processes with regrowth thickness of 0.6 ML in the first four cycles and 1.5 ML in the last cycle. The scan area is $2 \times 2 \mu\text{m}^2$.

lasers and QD solar cells where high dot density is required, QDMs would be a good candidate for the active region of nanoelectronic devices.

We repeated our growth-capping-regrowth process for three cycles with the same thickness (6 ML) of GaAs capping layer and the same regrowth thickness (0.6 ML) of InAs QDs in each cycle and found that the QDs will be self-aligned as shown in Fig. 4. The self-alignment of QDs is another key technology for future nanoelectronic applications, such as multiple QD single-electron transistors.

Furthermore, during the growth process of QDMs, when we increase the InAs thickness from 1.2 ML to 1.5 ML, the number of QDs increases as they begin to cover the whole surface of the sample. We also repeat the thin-capping and regrowth processes for five cycles with regrowth thicknesses of 0.6 ML in the first 4 cycles and 1.5 ML in the last cycle. High dot density covering the whole surface is obtained as shown in Fig. 5. The dot density is now higher than $6 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$. PL data of this sample are also shown in Fig. 3 for a comparison to other samples. The PL peak is shifted to 1.04 eV with a broad FWHM of 50 meV.

V. SUMMARY

We demonstrated a MBE growth technique for SA-QDMs by thin-capping and regrowth processes. The QDMs give high dot density and particular dot structure which may be useful in QD solar cells and QCA applications. We increase the dot density from the as-grown value of $2 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ to the maximum value of $6 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ by using the low growth rate. Each processing step could be monitored and controlled by RHEED. The growth temperature during thin capping is used as a control parameter for the templating of SA-QDMs.

ACKNOWLEDGMENT

This basic research work on self-assembled QDs is financially supported by the Asian Office of Aerospace Research and Development (AOARD), U.S. Air Force, and Thailand Research Fund (TRF) through the Royal Golden Jubilee Ph.D. Program and TRF's Senior Researcher Award. Research work presentation at NAMBE-2004 is also supported by the Center of Excellence for Electrical Power Engineering, Chulalongkorn University.

- ¹P. B. Joyce, T. J. Krzyzewski, G. R. Bell, and T. S. Jones, *Phys. Rev. B* **62**, 10891 (2000).
- ²W. Seifert, N. Carssun, M. Miller, M. E. Pistol, L. Samuelson, and L. R. Wallenberg, *Prog. Cryst. Growth Charact. Mater.* **33**, 423 (1996).
- ³Y. Arakawa and H. Sakaki, *Appl. Phys. Lett.* **40**, 939 (1982).
- ⁴M. Asada, Y. Miyamoto, and Y. Suematsu, *IEEE J. Quantum Electron.* **22**, 1915 (1986).
- ⁵C. S. Lent, P. D. Tougaw, and W. Porod, *Appl. Phys. Lett.* **62**, 714 (1993).
- ⁶T. I. Kamins and R. S. Williams, *Appl. Phys. Lett.* **71**, 1201 (1997).
- ⁷M. Ritz, T. Kaneko, and K. Eberl, *Appl. Phys. Lett.* **71**, 695 (1997).
- ⁸S. Kirawittaya, R. Songmuang, N. J. Jin-Phillip, S. Panyakeow, and O. G. Schmidt, *J. Cryst. Growth* **251**, 258 (2003).
- ⁹R. Songmuang, S. Kirawittaya, and O. G. Schmidt, *Appl. Phys. Lett.* **82**, 2892 (2003).
- ¹⁰T. Mano, R. Notzel, G. J. Hanhuijs, T. J. Eijkmans, and J. H. Wolter, *Appl. Phys. Lett.* **81**, 1705 (2002).
- ¹¹Y. I. Mazur, W. Q. Ma, X. Wang, Z. M. Wang, G. J. Salamo, M. Xiao, T. D. Mishima, and M. B. Johnson, *Appl. Phys. Lett.* **83**, 987 (2003).
- ¹²D. Granados and J. M. Garcia, *Appl. Phys. Lett.* **82**, 2401, (2003).
- ¹³W. Porod, *Handbook of Nanoscience, Engineering, and Technology* Vol. 5. (CRC Press, Boca Raton, Fla, 2003). Chap. 1.
- ¹⁴D. G. Austing, T. Honda, K. Muraki, Y. Tokura, and S. Tarucha, *Physica B* **249**, 206 (1998).

Regrowth of self-assembled InAs quantum dots on nanohole and stripe templates

Suwaree Suraprapich
Songphol Kanjanachuchai
Supachok Thainoi
Somsak Panyakeow
Chulalongkorn University
Semiconductor Device Research Laboratory
Department of Electrical Engineering
Bangkok 10330, Thailand
E-mail: s_panyakeow@yahoo.com

Abstract. Self-assembled InAs quantum dots (QDs) are grown on two types of templates by molecular beam epitaxy (MBE). A nanohole template is prepared by first growing InAs QDs on a GaAs substrate by a standard MBE process, then capping the QDs with a thin lattice-mismatched layer of GaAs. Subsequent annealing of the nanohole template results in a stripe template. We are able to transfer the patterns of self-assembled QDs onto these two types of templates: regrowth on the nanohole template results in uniform QDs situated in the nanoholes, while regrowth on the stripe template results in chains of QDs aligned along the stripes. Our results imply that self-assembled QDs can be grown onto *in-situ* prepared patterned substrates, with limited degree of randomness.

© 2006 Society of Photo-Optical Instrumentation Engineers. [DOI: 10.1117/1.2177287]

Subject terms: quantum dots; InAs; molecular beam epitaxy.

Paper NP-08 received Mar. 1, 2005; revised manuscript received May 9, 2005; accepted for publication Aug. 1, 2005; published online Feb. 22, 2006.

1 Introduction

Self-assembled semiconductor quantum dots (QDs) can be realized by strain fields created from lattice mismatches of materials such as those in Ge/Si and InAs/GaAs systems.¹ The self-assembly process relies on the Stranski-Krastanov (S-K) growth mode, which is widely used in fabricating defect-free quantum dots.² Major drawbacks of growing self-assembled quantum dots by the S-K growth mode include dot size inhomogeneity and random dot formation. Improvements in the uniformity and ordering of quantum dots are preferable in many device applications. One way of improving dot uniformity is by capping quantum dots at the appropriate temperature.³ This process is of particular importance in high-performance quantum dot lasers.⁴⁻⁶

InAs is a direct bandgap semiconductor, and when grown on a lattice-mismatched GaAs substrate, quantum dots will form. These QDs can emit long wavelengths in the 1.30- to 1.55- μm range, which are useful for fiber optics communication system. By integrating quantum dots into lasers, devices that lase at record-low threshold currents can be obtained.^{7,8}

In addition, the zero-dimensional nature of quantum dots is of great interest for many nanoelectronic and optoelectronic applications. By fabricating a gated configuration, QDs can function as transistors that operate under extremely low power conditions, yet with high-speed performance.⁹ Device improvements in electrical and optical characteristics due to QDs have major implications in the electronics industry. These QD-based devices require QDs of appropriate size and uniformity, yet the growth of truly uniform QDs over a large area by the molecular beam epitaxial (MBE) process has not been achieved.¹⁰

Another approach for QD-based devices in computation is the realization of quantum dot arrays. Closely spaced

quantum dots, known as quantum dot molecules (QDMs), are elemental structures for quantum bits in future quantum computers. An example of such a structure is the quantum cellular automata.^{11,12} Such quantum dot arrays could be fabricated by different techniques using anisotropic strain engineering.¹³⁻¹⁵ Other attempts to arrange quantum dots into arrays or sets have been demonstrated using miscut or vicinal substrates or patterned substrates lithographically defined.¹⁶⁻¹⁸

GaAs capping of InAs quantum dots could change dot morphology,^{19,20} and this modified nanostructure could become the template for quantum dot sets and arrays, or quantum dot molecules.²¹

The growth of homogeneous dots with dot alignment and dot sets with repeated patterns is the motivation of this work. Self-assembled QDs formed in the MBE process based on the Stranski-Krastanow growth mode rely on the growth of a lattice-mismatched layer exceeding the critical thickness; the latter depends on the degree of mismatch between the growing layer and the substrate. The self-assembly process is governed by statistics and, as a result,

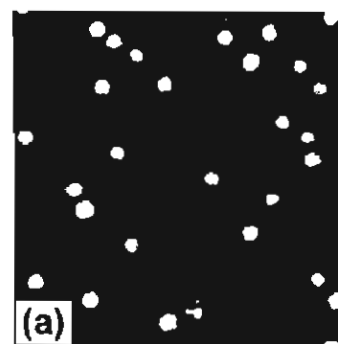


Fig. 1 The AFM image of as-grown quantum dots.



Fig. 2 The AFM images of (a) the nanohole template and (b) the stripe template. The range of the grayscale is (a) 5.4 nm and (b) 3.5 nm.

the QDs are nonuniform and randomly distributed across the substrate. But by using templates, several groups have succeeded in growing partially ordered QDs. Songmuang, Kirawittaya, and Schmidt showed that *in-situ* etching of QDs could produce nanoholes that became templates for the growth of ordered QD molecules.²² Mano et al. showed that (In,Ga)As quantum wire superlattice templates can be used to form 1-D QD arrays.²³ Or the QDs themselves can be used as templates for the growth of QDs of different materials.²⁴

In this work, we investigate simple MBE growth processes that could produce nanoholes similar to the work of Songmuang, Kirawittaya, and Schmidt but without the complicated *in-situ* etching. The key in our growth process is the creation of nanoholes by capping the as-grown InAs QDs with a thin layer of lattice-mismatched GaAs. Regrowth of InAs QDs on these nanoholes results in QDs that are relatively uniform, compared to those grown on the flat GaAs substrate. Control of the regrowth stage is essential in achieving uniform dot size. If overgrowth is allowed to occur, the resulting QDs will be nonuniform.

In another growth process, the nanohole template is subject to annealing prior to regrowth. As a result, the nanoholes are transformed into stripes. Subsequent regrowth of InAs QDs on the stripe template leads to the formation of QD chains. The QDs obtained in this case are relatively nonuniform, however.

The growth of uniform InAs QDs (on the nanohole template) and long chains of InAs QDs (on the stripe template) offered by our processes is highly reproducible and may play a part in the growth and fabrication of future nanoelectronic devices based on QDs of InAs or other material systems. The next section details the preparation procedure for the nanohole and stripe templates. This is followed by the results and discussion of QD regrowth on the two templates in Sec. 3, and the summary in Sec. 4.

2 Experimental Procedure

All samples are grown using a Riber 32P solid-source molecular beam epitaxial system. The starting semi-insulating (001)-GaAs substrates undergo *in-situ* oxide desorption prior to growth. After the oxide desorption, a 400-nm-thick GaAs buffer layer is grown at 610 °C and at arsenic pressure of 8×10^{-6} Torr. This is followed by the growth of a 1.8 monolayer (ML) of InAs at 500 °C, which results in nonuniform QDs with an average dot height of 9 nm, as

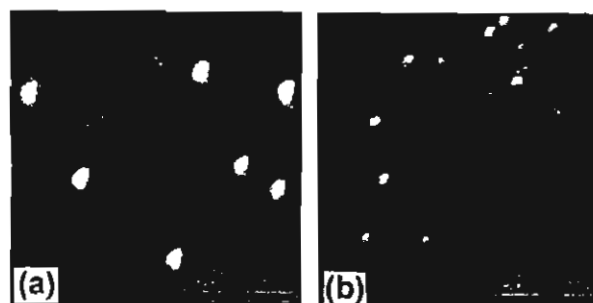


Fig. 3 The AFM images of InAs QDs regrown on the nanohole template. The amount of InAs regrown thicknesses are (a) 0.6 ML and (b) 0.9 ML. The range of the grayscale is (a) 4.5 nm and (b) 5.1 nm.

can be seen in the atomic force microscopy (AFM) image in Fig. 1.

Then, on top of the InAs QD layer, 6 ML (1.66 nm) of a GaAs capping layer is deposited at 470 °C and at As_4 pressure of 8×10^{-6} Torr. When the GaAs capping layer is thinner than the height of the QDs (usually 5 to 10 nm), the QDs are reshaped and transformed into a camel-like structure, or nanoholes, as shown in Fig. 2(a). Capping InAs QDs with a thin layer of lattice-mismatched GaAs (7% mismatch) leads to anisotropic strain fields in the $[1\bar{1}0]$ crystallographic directions. The strain fields trigger the indium atoms to migrate from the upper curvature of the QDs to the base where it is more energetically favorable.^{25–29} The mass migration, influenced by the directional strain fields, leaves nanoholes that are anisotropic: the boundaries show a tendency to form footprints along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic directions [see Fig. 2(a)]. This result has also been observed by other groups.^{8–12} The nanoholes are one of the two types of templates to be used for subsequent regrowth.

Therefore, the second type of template is obtained by annealing the nanohole template at 550 °C for 30 s. As a result of the extra thermal energy, further mass migration under the influence of the strain fields can be expected. The resulting final structures seen in Fig. 2(b) look like stripes that are long, narrow, and oriented towards the $[1\bar{1}0]$ azimuth. It is important to note that after annealing, the nanoholes are no longer present.

The stripe and nanohole surfaces serve as templates for subsequent regrowth. The regrowth on each template takes place immediately after they are formed: in the case of the nanohole template, immediately after the GaAs capping process and at regrowth temperature of 470 °C, and, in the case of the stripe template, immediately after GaAs capping and annealing and at regrowth temperature of 500 °C. All InAs QD regrowth stages occur at As_4 pressure of 8×10^{-6} Torr.

3 Results and Discussion

It is natural to grow uniform dots using nanoholes as the templates compared to these dots grown on a flat GaAs substrate. However, dot size is limited by the dimension of nanoholes. Dot density is also defined by the original dots prior to nanohole formation.

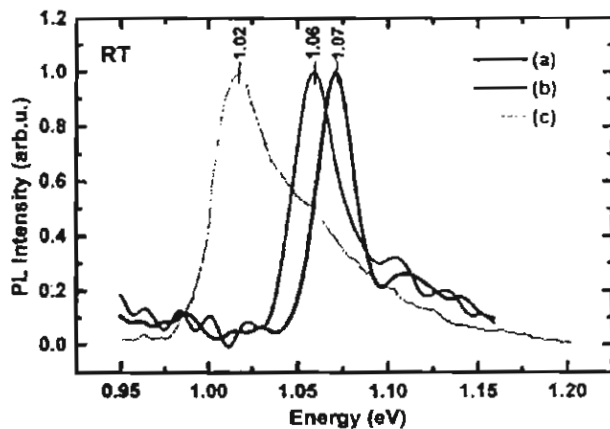


Fig. 4 Photoluminescence spectra of InAs QDs regrown on the nanohole template when the regrown thicknesses are (a) 0.6 ML and (b) 0.9 ML compared to (c) InAs QDs regrown on the stripe template.

In the case of regrowth on the nanohole template, the newly grown QDs nucleate and reside in the more energetically favorable nanoholes. The regrown thickness of InAs is 0.6 ML. Each regrown QD is sandwiched between two broad shoulders, which makes it look like a propeller of an aircraft [see the AFM image in Fig. 3(a)]. The regrown QDs are highly uniform and the propeller blades, or shoulders, are oriented along the $[1\bar{1}0]$ directions. The orientation is to be expected, because the shoulders are derived from the bases of the nanoholes seen previously in Fig. 2(a).

Despite the fact that the original QDs are formed randomly, the subsequent-capping stage is well controlled with atomic layer precision. The formation of the nanoholes is influenced more by the strain fields (which in turn depend on the capping layer thickness) than by the original QD size; thus, the nanoholes are more uniform than the base QDs.

When the amount of InAs exceeds 0.6 ML, after several trial-and-error experiments and with surface morphology data obtained by AFM, we conclude that the appearance of the spotty pattern coincides with overfilling of the nanoholes. With this information, we are able to limit the regrowth to just fill up the nanoholes, and not to overfill them, achieving uniform QDs in the process. If overfilling is allowed to occur, however, the propeller feature and the orientation can still be maintained, but the uniformity will worsen with the extent of overfilling. Figure 3(b) shows that propeller-type QDs can still be realized at up to 0.9 ML of InAs, but the dots are less uniform when compared to Fig. 3(a).

To compare the uniformity of the QD ensembles of the two cases by an alternative means, *ex-situ* photoluminescence (PL) measurements are carried out at room temperature. After the formation of 0.6 or 0.9 ML of InAs QDs on the nanoholes, the surface is capped with 150 nm of GaAs before being taken out of the MBE chamber.

Under room-temperature PL measurements, the samples are excited by 200 mW of Ar^+ laser and detected by a liquid-nitrogen-cooled InGaAs detector (Hamamatsu's



Fig. 5 The AFM images of InAs QDs regrown on the stripe template with thickness of 1.5 ML. The range of the grayscale is 12.8 nm.

G7754-01) having 0.1-mm^2 active area through a monochromator with a 0.3-mm slit and lock-in amplifier set up. In the case of 0.6-ML InAs QD regrowth, the PL spectrum peaks at 1.07 eV with full width at half maximum (FWHM) value of 24 meV [see Fig. 4(a)]. In the case of 0.9-ML InAs QD regrowth, the PL spectrum peaks at 1.06 eV and the FWHM value increases to 31 meV [see Fig. 4(b)]. The peak energy corresponds to the average size of the quantum dots, while the FWHM indicates the degree of QD randomness arising from different QD sizes. The narrower PL linewidth in the case of 0.6-ML regrowth indicates that the resultant QDs are more uniform than the case of 0.9-ML regrowth. The *ex-situ* AFM images in Figs. 3(a) and 3(b) confirm this.

Stripe templates are formed by annealing the QDs, which are regrown on nanohole templates. As-grown QDs, which are closely spaced, tend to overlap as a result of annealing. The nanoholes will merge into longer but broader stripes due to increased QD volumes. Therefore, in the case of regrowth on the stripe template, the regrown QDs lose their uniformity due to partial relaxation of strain fields along the length of the stripes, with no single best location for a QD to nucleate, as is the case for the nanohole template. However, the regrown QDs on the stripes still show evidence of self-alignment along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic directions, as seen in Fig. 5. The formation of QD chains is directly influenced by the presence of the stripes, and the average length of the QD chains correlates well with the average length of the stripes. The PL spectrum of InAs QDs regrown on a stripe template is also measured and shown in Fig. 4(c). The PL peak is red-shifted to 1.02 eV, having FWHM of 58 meV, which is broadened due to nonuniformity and larger dot sizes.

4 Summary

We study the regrowth of self-assembled InAs quantum dots on two types of templates whose surfaces are populated either by nanoholes or by stripes. The quantum dots regrown on the nanohole template are found to have improved dot uniformity and narrow PL spectra, while those regrown on the stripe template form into chains whose

lengths are determined by the underlying stripes. In the former case, the improved QD uniformity results from the careful regrowth on the nanohole template where overfilling is prevented from occurring. In the latter case, the length of the QD chain is influenced by the stripes and can thus be controlled by the formation of stripes of required lengths. QD alignments along the $[1\bar{1}0]$ azimuth are evident in both types of templates.

Acknowledgments

We acknowledge the financial support from the Asian Office for Aerospace Research and Development (AOARD), the U.S. Air Force, and Thailand Research Fund (TRF) through the Royal Golden Jubilee PhD program, and senior researcher award.

References

1. G. Costantini, A. Rastelli, C. Manzano, R. Songmuang, O. G. Schmidt, and K. Kern, "Universal shapes of self-organized semiconductor quantum dots: striking similarities between InAs/GaAs(001) and Ge/Si(001)," *Appl. Phys. Lett.* **85**, 5673–5675 (2004).
2. O. G. Schmidt, O. Kienle, Y. Hao, and K. Eber, "Modified Stranski-Krastanov growth in stacked layers of self-assembled islands," *Appl. Phys. Lett.* **74**, 1272–1274 (1999).
3. T. Yang, S. Tsukanoto, J. Tatebayashi, M. Nishioka, and Y. Arakawa, "Improvement in the uniformity of self-assembled InAs quantum dots grown on InGaAs/GaAs by low-pressure metalorganic chemical vapor deposition," *Appl. Phys. Lett.* **85**, 2753–2755 (2004).
4. K. Eber, "Quantum dot lasers," *Phys. World*, 47–50 (1997).
5. H. Y. Liu, "Improved performance of 1.3 μm multilayer InAs quantum-dot lasers using a high-growth-temperature GaAs spacer layer," *Appl. Phys. Lett.* **85**, 704–706 (2004).
6. J. Tatebayashi, Y. Arakawa, N. Hatori, H. Ebe, M. Sugawara, H. Sudo, and A. Kuramata, "InAs/GaAs self-assembled quantum-dot lasers grown by metalorganic chemical vapor deposition — Effects of postgrowth annealing on stacked InAs quantum dots," *Appl. Phys. Lett.* **85**, 1024–1026 (2004).
7. Y. Arakawa and H. Sakaki, "Multidimensional quantum well laser and temperature dependence of its threshold current," *Appl. Phys. Lett.* **40**, 939–941 (1982).
8. N. N. Ledentsov, V. M. Ustinov, A. Y. Egorov, A. E. Shukov, M. V. Maximov, I. G. Tabatadze, and P. S. Kop'ev, "Optical properties of heterostructures with InGaAs–GaAs quantum clusters," *Semiconductors* **28**, 832–834 (1994).
9. K. Segall, K. W. Lehnert, T. R. Stevenson, R. J. Schoelkopf, P. Wahlgren, A. Aassime, and P. Delsing, "A high-performance cryogenic amplifier based on a radio-frequency single electron transistor," *Appl. Phys. Lett.* **81**, 4859–4861 (2002).
10. D. Bimberg, M. Grundmann, and N. N. Ledentsov, *Quantum Dot Heterostructures*, Wiley and Sons, New York (1999).
11. C. S. Lent, P. D. Tougaw, and W. Porod, *Physics Computation* (1994).
12. C. S. Lent, P. D. Tougaw, and W. Porod, "Bistable saturation in coupled quantum dots for quantum cellular automata," *Appl. Phys. Lett.* **62**, 714–716 (1993).
13. T. Mano, R. Nötzel, G. J. Hamhuis, T. J. Eijkemans, and J. H. Wolter, "Direct imaging of self-organized anisotropic strain engineering for improved one-dimensional ordering of (In,Ga)As quantum dot array," *J. Appl. Phys.* **95**, 109–114 (2004).
14. Z. M. Wang, K. Holmes, Y. I. Mazur, and G. J. Salamo, "Fabrication of (In,Ga)As quantum-dot chains on GaAs(100)," *Appl. Phys. Lett.* **84**, 1931–1933 (2004).
15. K. M. Kim, Y. J. Park, S. H. Son, S. H. Lee, J. J. Lee, J. H. Park, and S. K. Park, "Quantum dots on a strain-engineered superlattice," *Physica E (Amsterdam)* **24**, 148–152 (2004).
16. G. Jin, J. L. Liu, S. G. Thomas, Y. H. Luo, and K. L. Wang, "Controlled arrangement of self-organized Ge islands on patterned Si (001) substrates," *Appl. Phys. Lett.* **75**, 2752–2754 (1999).
17. J. Liang, H. Luo, R. Beresford, and J. Xu, "A growth pathway for highly ordered quantum dot arrays," *Appl. Phys. Lett.* **85**, 5974–5976 (2004).
18. Z. M. Wang, S. Seydmohamadi, J. H. Lee, and G. J. Salamo, "Surface ordering of (In,Ga)As quantum dots controlled by GaAs substrate indexes," *Appl. Phys. Lett.* **85**, 5031–5033 (2004).
19. F. Ferdos, S. Wang, Y. Wei, and A. Larsson, "Influence of a thin GaAs cap layer on structural and optical properties of InAs quantum dots," *Appl. Phys. Lett.* **81**, 1195–1197 (2002).
20. D. Granados and J. M. Garcia, "In(Ga)As self-assembled quantum ring formation by molecular beam epitaxy," *Appl. Phys. Lett.* **82**, 2401–2403 (2003).
21. T. V. Lippen, R. Nötzel, T. V. Hamhuis, and J. H. Wolter, "Ordered quantum dot molecules and single quantum dots formed by self-organized anisotropic strain engineering," *J. Appl. Phys.* **97**, 044301 (2005).
22. R. Songmuang, S. Kirawittaya, and O. G. Schmidt, "Intermixing and shape changes during formation of InAs self-assembled quantum dots," *Appl. Phys. Lett.* **82**, 2892–2894 (2003).
23. T. Mano, R. Nötzel, G. J. Hamhuis, T. J. Eijkemans, and J. H. Wolter, "Direct imaging of self-organized anisotropic strain engineering for improved one-dimensional ordering of (In,Ga)As quantum dot arrays," *J. Appl. Phys.* **95**, 109–114 (2004).
24. G. Medeiros-Ribeiro, R. L. Maltez, A. A. Bernussi, D. Ugarte, and W. de Carvalho, Jr., "Seeding of InP islands on InAs quantum dot templates," *J. Appl. Phys.* **89**, 6548–6550 (2001).
25. R. Songmuang, S. Kiravittaya, and O. G. Schmidt, "Shape evolution of InAs quantum dots during overgrowth," *J. Cryst. Growth* **249**, 416–421 (2003).
26. P. B. Joyce, T. J. Krzyzewski, P. H. Steans, G. R. Bell, J. H. Neave, and T. S. Jones, "Shape and surface morphology changes during the initial stages of encapsulation of InAs/GaAs quantum dots," *Surf. Sci.* **492**, 345–353 (2001).
27. J. M. Garcia, G. Medeiros-Ribeiro, K. Schmidt, T. Ngo, J. L. Feng, A. Lorké, J. Kotthaus, and P. M. Petroff, "Intermixing and shape changes during the formation of InAs self-assembled quantum dots," *Appl. Phys. Lett.* **71**, 2014–2016 (1997).
28. P. B. Joyce, T. J. Krzyzewski, G. R. Bell, and T. S. Jones, "Surface morphology evolution during the overgrowth of large InAs–GaAs quantum dots," *Appl. Phys. Lett.* **79**, 3615–3617 (2001).
29. B. C. Lee and C. P. Lee, "Formation of semiconductor quantum rings using GaAs/AlAs partially capped layers," *Nanotechnology* **15**, 848–850 (2004).



Suwaree Suraprapich received her BEng degree with first class honors in electrical engineering from Kasetsart University, Bangkok, Thailand in 2002. Currently she is a PhD student in electrical engineering at Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand.



Songphol Kanjanachuchal received his MEng degree with first class honors in electrical and electronic engineering from the University of London, Imperial College of Science, Technology and Medicine in 1995. He received his PhD in physics for his work in Si/SiGe-based single-electron- and single-hole quantum dot transistors from Cambridge University in 1999. His interests include nanofabrication techniques, quantum-sized effects in silicon and compound semiconductor transistors, high frequency devices and novel materials for optoelectronic applications such as self-assembled quantum dots, carbon nanotubes, and molecular wires.



Supachok Thalnoi received his MS degree in nuclear technology from Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand in 1999. He is a research assistant in the Semiconductor Device Research Laboratory, Electrical Engineering Department, Faculty of Engineering, at Chulalongkorn University. His current interests are in the field of III-V compound semiconductor and radiation detectors.



associate professor in 1977 and 1980 respectively, and was ap-

Somsak Panyakeow received his BEng, MEng, and DEng degrees, all in electrical engineering, from Osaka University, Japan in 1969, 1971, and 1974 respectively. In 1974, he began to work at the Electrical Engineering Department, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University as a lecturer. He pioneered the development of the Semiconductor Device Research Laboratory (SDRL) at Chulalongkorn University in 1975. He was an assistant professor and an

pointed to a full professor of the department in 1982. He has been engaged in research on photovoltaic devices and systems since 1975 and laser engineering since 1970. His recent research work is in the area of molecular beam epitaxy for quantum devices and nanoelectronics:



Self-assembled lateral InAs quantum dot molecules: Dot ensemble control and polarization-dependent photoluminescence

S. Suraprapapich, S. Kanjanachuchai, S. Thainoi, S. Panyakeow *

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

Available online 23 February 2006

Abstract

By proper control of underlying templates, lateral InAs quantum dot molecules (QDMs) can be grown with a desired number of quantum dots (QDs) per molecule. We demonstrate that by capping as-grown InAs QDs with lattice-mismatched GaAs layer and by varying the capping temperature between 430 and 470 °C, we are able to control the span of nanoholes template to between 150 and 300 nm. InAs regrowth on this template result in nanopropellers (0.6 ML regrowth) or QDMs (1.2 ML), the latter with 4–12 QDs per molecule depending on the span of the underlying nanoholes template. All QDM samples grown share a characteristic feature with a clear preference to orient along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction. Room-temperature photoluminescence measurements show a strong polarization-dependent characteristic, in good agreements with the QDM's geometry.

© 2006 Elsevier B.V. All rights reserved.

Keywords: Quantum dot molecules; Polarization-dependent; Photoluminescence; Nanopropellers

1. Introduction

Self-assembled InAs quantum dots (QDs) are useful in many device applications due to their quantum natures like zero dimensionality, delta-function density of states and their defects-free nanostructure [1,2]. The growth of self-assembled QDs using standard molecular beam epitaxial (MBE) process usually results in QDs which are randomly distributed on the substrates; for example, the growth of InAs QDs on (001) GaAs. Dot uniformity and dot density depend on various growth conditions, particularly growth temperature, growth rate, source temperature, and the composition of the compounds being grown [3–5]. In practical QD devices where high density of QDs is required, stacks of QDs are grown on top of one another, layer by layer. In doing so, several groups have observed an ordering of QDs in the vertical direction and attribute the ordering to strains propagating up the growing layer [6,7]. The vertical alignment of QDs has been confirmed by transmission electron microscopy. Vertically stacked QDs are some-

times referred to as quantum dot molecules (QDMs) due to the closely spaced nature of the structure [8].

Recently, lateral QDMs have been realized by several growth techniques like in-situ etching [9] and patterned substrates [10], both of which require complicated processing steps, leading to structural defects and degradation in their optical and electrical properties. In our paper, we investigate lateral QDMs grown by self assembly, which does not suffer from defects. We introduce a thin-capping-and-regrowth MBE technique in the growth of self-assembled lateral QDMs having specific pattern of dot sets and dot alignment along $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction. Lateral QDMs with 4–5 dots per cell have the potential to function as the building block of quantum dot cellular automata (QCA) which may drive the implementation of quantum computing [11]. In a QCA unit cell, the positions of QDs are required to locate at the four corners of a rectangular or a square cell. Two excess electrons in each cell will position themselves in one of the two possible diagonal states, representing the binary “1” and “0”.

In this paper, we demonstrate a self assembly technique whereby the number of QDs in each QDM can be controlled. We find that the number of QDs in each QDM

* Corresponding author. Tel.: +66 2218 6524; fax: +66 2218 6523.
E-mail address: s_panyakeow@yahoo.com (S. Panyakeow).

can be controlled via a suitable template on which nanopropeller QD structures are grown. The length of the nanopropeller is controlled by varying the capping temperature of thin GaAs on InAs QDs. We are able to form QDMs with 4–12 QDs in each QDM. Our self-assembled QDMs have several unique features due to their elongated structures having good dot uniformity with repeated pattern of dot sets [12]. The QDMs yield a relatively strong and narrow photoluminescence (PL) spectrum at room-temperature. Modification of the thin-capping-and-regrowth MBE process extends the emission to 1.3 μm , a useful wavelength for optical communication [13,14]. Further investigation of PL measurement with linearly polarized filter indicates that the PL emission from QDM is polarization-dependent, a characteristic we attribute to the geometrical effects of having elongated nanostructure as the template for the formation of self-assembled QDMs.

The organization of the paper is as follows. The details of the key growth stage, the thin-capping-and-regrowth MBE process, are described in Section 2. This is followed by the details of how the number of QDs in each QDM can be controlled in Section 3. The photoluminescence results are discussed in Section 4, followed by the summary in Section 5.

2. Thin-capping-and-regrowth MBE process for QDMs

All samples are grown on semi-insulating (001)-GaAs substrates by RIBER 32P MBE machine. After oxide desorption, a 400-nm GaAs buffer layer is grown at 580 $^{\circ}\text{C}$. Then, self-assembled 1.8 ML InAs QDs are grown at 500 $^{\circ}\text{C}$. The as-grown InAs QDs are randomly distributed on the GaAs surface with dot density of $2 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$. The growth rates of GaAs and InAs are 0.6 and 0.01 ML/s, respectively. All the growth processes are under the As_4 flux of 8×10^{-6} torr. After the formation of the as-grown QDs, the substrate temperature is ramped down to 470 $^{\circ}\text{C}$ in order to cap the InAs QDs with 6 ML of lattice-mismatched GaAs. The resulting strains at the GaAs/InAs interfaces result in changes in the capped QDs' geometry: the capped QD shape changes to a camel-like structure having a nanohole in the middle of the dot and two shoulders which tend to align

along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction as shown in Fig. 1(a).

This structure is used as a template on which another InAs QD layer is grown, but this time the thickness of InAs necessary for QD formation is only 0.6 ML. The resulting QDs look like nanopropellers whereby QDs are nucleated at the locations previously belong to the nanoholes as shown in Fig. 1(b). The characteristic shape of the two broad shoulders for each QD is the reason behind the name "nanopropellers". When we increase the regrowth thickness of InAs QDs to 1.2 ML, overfilling of the nanoholes occur and QDMs are formed as shown in Fig. 1(c). The number of QDs per QDM in the figure is 10–12. Some QDMs are seen to be connected due to their close proximity.

3. Control of the number of QDs in QDMs

During the thin GaAs capping of InAs QDs, if the capping temperature (T_c) is varied, the length of the nanopropellers can be controlled. The lower the capping temperature, the shorter the propellers' span, and, consequently, the smaller the number of QDs per QDM after regrowth. Fig. 2(a)–(c) are the AFM images of nanopropeller QDs and QDMs grown on nanoholes templates obtained from thin-capping the as-grown InAs QDs with GaAs layer at 470, 450, and 430 $^{\circ}\text{C}$, respectively.

At 470 $^{\circ}\text{C}$ capping temperature, a typical number of QDs per QDM is 10–12 due to the relatively long span of the propeller blades of 300 nm. When the capping temperature is reduced to 450 $^{\circ}\text{C}$, the number of QDs per QDM reduces to 6–7. Our target of 4–5 dots per QDM is achieved at the capping temperature of 430 $^{\circ}\text{C}$ where the blades' span is approximately 150 nm. The shorter span at lower capping temperature is expected due to lower atomic mobility.

The correlation between the number of QDs per QDM and the length of the propellers' span is evident: as the span is shortened from 300 nm ($T_c = 470$ $^{\circ}\text{C}$) to 150 nm ($T_c = 430$ $^{\circ}\text{C}$), the average number of QDs per QDM decreases from 10–12 to 4–5.

The locations of the four satellite dots surrounding the centered dots as seen in Fig. 2(c) are not rectangular, but

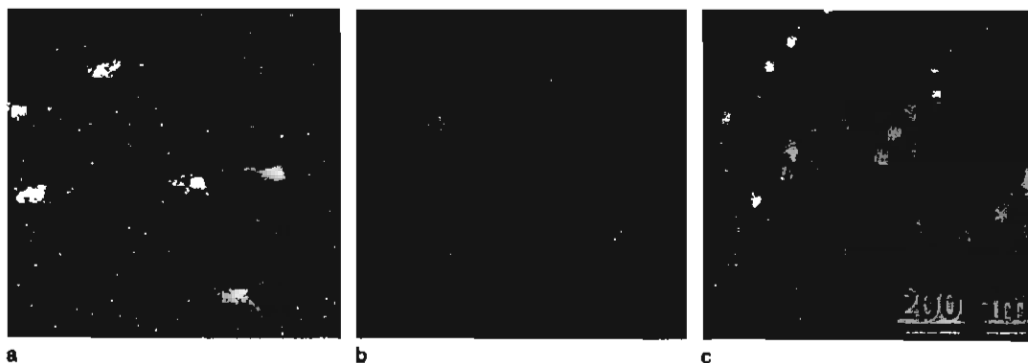


Fig. 1. AFM images of (a) nanoholes template resulting from capping as-grown InAs QDs with thin (6 ML) GaAs layer, (b) nanopropeller QDs resulting from regrowth of 0.6 ML InAs on the nanoholes template, and (c) QDMs resulting from regrowth of 1.2 ML InAs on the nanoholes template.

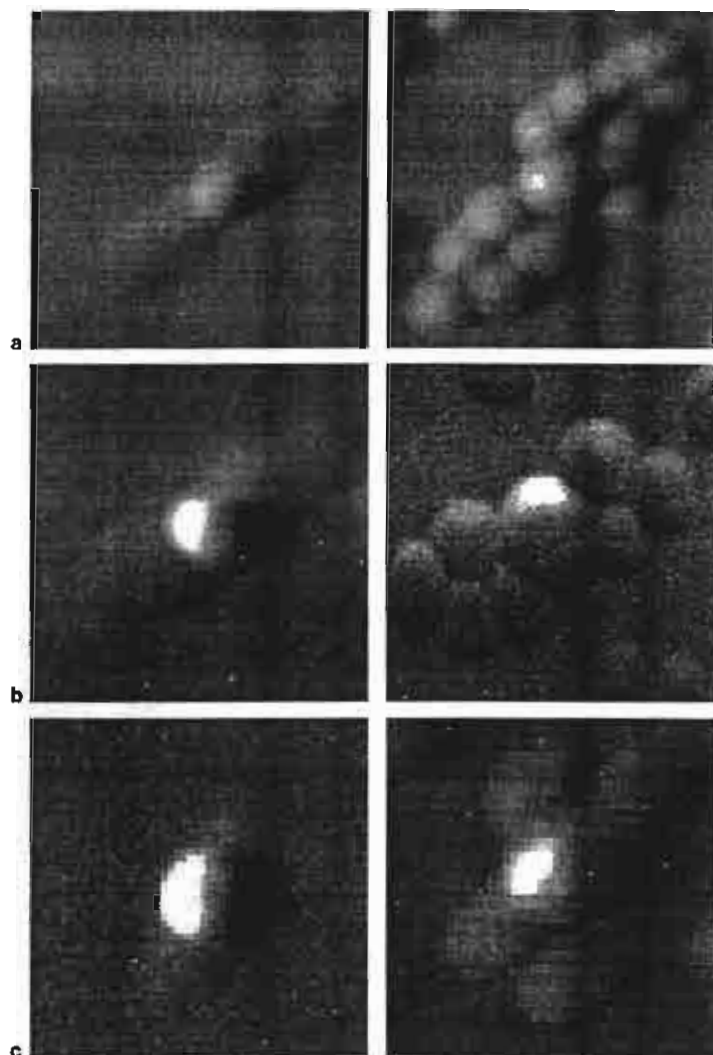


Fig. 2. AFM images of nanopropeller QDs (left) and the corresponding QDMs (right) grown on nanoholes templates formed under the capping temperatures of (a) 470 °C, (b) 450 °C, and (c) 430 °C.

rhombic. We believe that the anisotropic strain fields along the blades' boundary play a major role in determining the nucleation sites.

4. Photoluminescence from QDMs

In order to study the room-temperature luminescence properties of the QDMs, photoluminescence (PL) measurement of a QDM sample similar in structure to Fig. 2(c) is carried out using Ar⁺-laser with the power in the range of 20–200 mW as the excitation source.

These self-assembled QDMs give a relatively strong and narrow PL spectrum. A typical PL peak is at 1.08 eV with a FWHM of 29 meV as shown in Fig. 3.

We extend our investigation of PL emission from the QDMs by including a linearly polarized filter to our measurement set-up. We find that the PL emission from QDMs exhibits polarization dependence. As the polarization degree is varied, the peak intensity oscillates between a

maximum and a minimum value as shown in Fig. 4(a). The overall spectral responses at a local maximum (0°) and at a local minimum (90°) are compared in Fig. 4(b); these correspond to polarization along and perpendicular

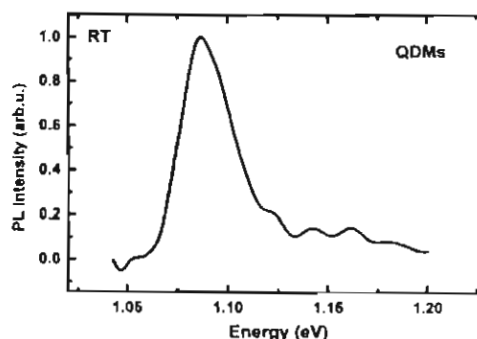


Fig. 3. PL spectra of self-assembled QDMs grown by repeating the thin-capping-and-regrowth process for one cycle.

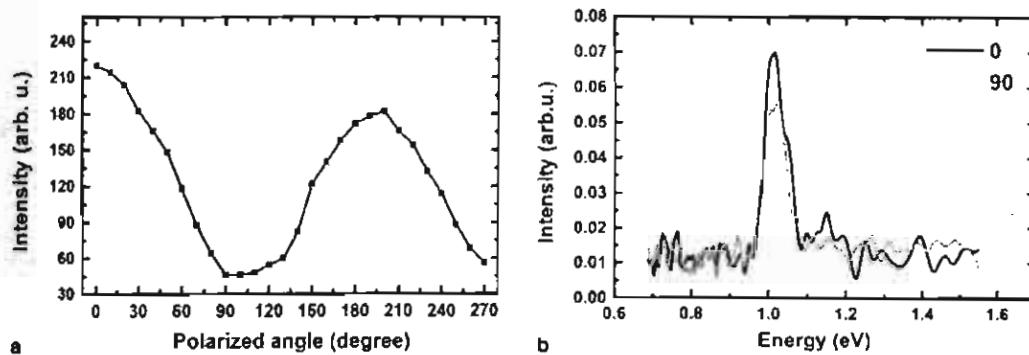


Fig. 4. (a) The intensity of the PL peak emission from QDMs as a function of polarization angles, (b) overall spectral responses at a local maximum (0°) and at a local minimum (90°).

to the $[1\bar{1}0]$ direction, respectively. The polarization degree (PD) is defined by $(I_{\max} - I_{\min}) / (I_{\max} + I_{\min})$ where $I_{\max}$ and $I_{\min}$ are the maximum and minimum PL intensities, respectively. The PD is estimated from Fig. 4(a) to be 65%.

The above polarization-dependence photoluminescence (PPL) of QDMs is an interesting property, which results from the characteristic orientation of the structure. Our results are evident that the PPL of QDMs originates from the QDMs' geometric anisotropy. QDMs thus have a suitable property to function as a polarized nano-photoemitters and other nanophotonic devices like optical modulators and switches.

5. Summary

Lateral QDMs are grown by thin-capping-and-regrowth MBE technique. The shoulder span of the nanoholes is a key parameter in controlling the number of dots per QDM. QDMs with 4–5 QDs per molecule are achieved when short propellers' blades of 150 nm prepared at the capping temperature of 430 °C are used as the templates during QDMs' formation. With their elongated, directional geometry, QDMs exhibit polarized photoluminescence with a measured polarization degree of 65%.

Acknowledgments

We acknowledge financial supports from the Asian Office for Aerospace Research and Development (AOARD),

the US Air Force, and Thailand Research Fund (TRF) through the Royal Golden Jubilee Ph.D. program and Senior Researcher award.

References

- [1] M. Asada, Y. Miyamoto, Y. Suematsu, *IEEE J. Quantum Elect.* QE-22 (1986) 1915.
- [2] Y. Arakawa, M. Sakaki, *Appl. Phys. Lett.* 40 (1982) 939.
- [3] P.B. Joyce, T.J. Krzyzewski, G.R. Bell, T.S. Jones, *Phys. Rev. B* 62 (2000) 10891.
- [4] D. Leonard, M. Krishnamurthy, C.M. Reaves, S.P. Denbaars, P.M. Petroff, *Appl. Phys. Lett.* 63 (1993) 3203.
- [5] I. Kamiya, I. Tanaka, O. Ohtsuki, H. Sakaki, *Physica E* 13 (2002) 1172.
- [6] Y. Nakamura, O.G. Schmidt, N.Y. Jin-Phillipp, S. Kiravittaya, C. Muller, K. Eberl, H. Grabeldinger, H. Schweizer, *J. Cryst. Growth* 242 (2002) 339.
- [7] T. Srinivasan, S.N. Singh, U. Tiwari, R.K. Sharma, R. Muralidharan, D.V. Sridhara Rao, R. Balamuralikrishnan, K. Muraleedharan, *J. Cryst. Growth* 280 (2005) 378.
- [8] W. Sheng, J.P. Leburton, *Appl. Phys. Lett.* 81 (2002) 4449.
- [9] R. Songmuang, S. Kiravittaya, O.G. Schmidt, *Appl. Phys. Lett.* 82 (2003) 2892.
- [10] T. Mano, R. Notzel, P. Zhou, G.J. Hamhuis, T.J. Bijkemans, J.M. Wolter, *J. Appl. Phys.* 97 (2005) 014304.
- [11] C.S. Lent, P.D. Tougaw, *J. Appl. Phys.* 74 (1993) 6227.
- [12] S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, S. Panyakeow, *J. Vac. Sci. Technol. B* 23 (2005) 1217.
- [13] E.C. Le Ru, A.J. Bennett, C. Roberts, R. Murray, *J. Appl. Phys.* 91 (2005) 1365.
- [14] M. Sopanen, H.P. Xin, C.W. Tu, *Appl. Phys. Lett.* 76 (2000) 994.

Thin-capping-and-regrowth molecular beam epitaxial technique for quantum dots and quantum-dot molecules

S. Suraprapapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, and S. Panyakeow^{a)}

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

(Received 14 September 2005; accepted 27 February 2006; published 31 May 2006)

A thin-capping-and-regrowth molecular beam epitaxial technique is proposed and demonstrated to be a suitable approach for the growth of lateral quantum-dot molecules (QDMs). By regrowing on top of nanoholes, previously formed from as-grown quantum dots (QDs) via a thin-capping process, nanopropeller QDs are formed. By repeating the thin-capping-and-regrowth process for several cycles at the regrown thickness of 0.6 ML, nanopropeller QDs are linked along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction, leading to the alignment of QDs. The thin-capping-and-regrowth process is repeated for 1, 3, 5, 7, and 10 cycles on different samples for comparison purposes. It is found from *ex situ* atomic force microscopy that at 7 cycles of thin capping and regrowth of QDs, the best alignment of QDs is achieved. This is due to the strain having an optimum condition. The samples that undergo three and five thin-capping-and-regrowth cycles show some randomness of QD formation. When the process is repeated for 10 cycles, QDs become randomly distributed, but with a higher dot density than the as-grown sample. The high dot density results in a strong photoluminescence at room temperature. It is also shown that when self-aligned QDs are used as templates, aligned QDMs can be obtained at a regrowth thickness of 1.2 ML. © 2006 American Vacuum Society. [DOI: 10.1116/1.2190666]

I. INTRODUCTION

Self-assembled quantum dots are widely studied due to their unique properties such as zero dimensionality and the resultant delta-function energy states.^{1–3} These properties lead to an improved device performance, such as quantum-dot lasers with an ultralow threshold current density,^{4,5} and single-electron devices with a fast speed response and a low power consumption.⁶ Self-assembly in various semiconductor systems, including strained InAs/GaAs, always results in random dot formation with a variation of dot size.^{7,8} In many applications, it is desirable to have uniform quantum dots (QDs), and, thus, there is a need to develop some growth techniques which can provide some degree of dot alignment and uniformity. In order to obtain aligned QDs, many approaches have been proposed and demonstrated,^{9–11} but those based on self-assembly are preferred over other techniques due mainly to the simplicity of the processes involved in the former.

It has been demonstrated that thin capping of QDs provides anisotropic strain fields which lead to the elongation of capped nanostructures after annealing.¹² In this article, we show that the regrowth of QDs on elongated nanostructures results in aligned QDs and aligned quantum dot molecules (QDMs).

Lateral QDMs are closely spaced QDs in the growth plane. QDMs have several unique features, i.e., uniform dot sets with specific patterns, higher dot density, and anisotropic nanostructure.^{13–15} Therefore, they are potential candidates for nanoelectronic and nanophotonic applications, such as in

quantum-dot cellular automata because of their potential in obtaining four QDs arranged in a rectangular pattern,¹⁶ in QD lasers due to their strong luminescence with a relatively narrow spectrum,¹⁷ and in QD solar cells due to their high dot density feature.¹⁸

Lateral QDMs can be realized by several growth techniques.^{19,20} In this work, we propose and demonstrate a unique thin-capping-and-regrowth molecular beam epitaxial (MBE) process which can be used to obtain QDMs in one continuous growth.²¹ In Sec. III, we explain the thin-capping-and-regrowth MBE process in detail. We show that multiple cycles of the thin-capping-and-regrowth process of the QDs give improved dot alignment up to a certain number of growth cycles. Beyond this limit, regrown QDs become random again. In Sec. IV we show that using aligned QDs as templates, aligned QDMs can be obtained. This is followed by a summary in Sec. V.

II. SAMPLE PREPARATION

All samples are grown on semi-insulating (001) GaAs substrates in a Riber 32P MBE machine. After oxide desorp-

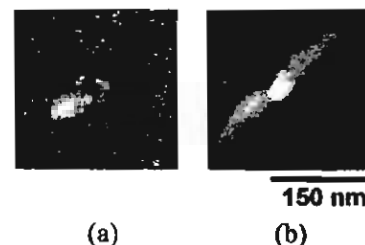


FIG. 1. (a) Camel-like nanostructure after thin capping of GaAs on as-grown QDs at 470 °C. (b) Nanopropeller QDs at the regrowth thickness of 0.6 ML.

^{a)}Electronic mail: s.panyakeow@yahoo.com

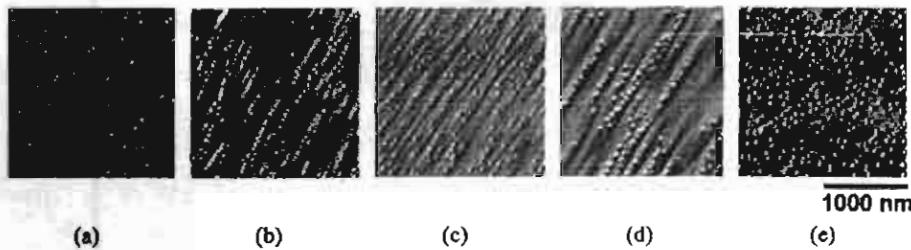


FIG. 2. AFM images of regrown QDs by multicycle of thin-capping-and-regrowth MBE process at (a) 1, (b) 3, (c) 5, (d) 7, and (e) 10 cycles.

tion, a 400-nm-thick GaAs buffer layer is grown at a temperature of 580 °C. Afterwards, self-assembled InAs QDs (1.8 ML) are grown at 500 °C. These QDs are randomly distributed on the GaAs surface with a dot density of $2 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$. The growth rates of GaAs and InAs are 0.6 and 0.01 ML/s, respectively. All the growth processes are carried out under an As_4 flux of 8×10^{-6} torr. After InAs QDs have been formed, the substrate temperature is ramped down to 470 °C in order to cap the InAs QDs with 6 ML of GaAs. As a result of thin capping, the QD shape changes to a camel-like structure having a nanohole in the middle of the dot and a broad shoulder which tends to align along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction as shown in Fig. 1(a). Then, InAs QDs are regrown at the same temperature with a thickness of 0.6 ML. This results in QDs which look like nanopropellers where the newly formed QDs are located inside the nanoholes, as shown in Fig. 1(b).

In order to observe the evolution of the QD alignment, we repeat our thin-capping-and-regrowth process for 1, 3, 5, 7, and 10 cycles using different samples, and the surface morphologies are compared. The samples from these multicycled growth processes are brought out of the growth chamber for atomic force microscopy (AFM) in order to understand the surface morphology and the growth mechanism of the QDs. In addition, photoluminescence (PL) measurements are carried out in some samples, in which case they are capped by 150 nm of GaAs grown at 580 °C. These samples are excited by the 514 nm wavelength of an Ar^+ laser at

20–200 mW at room temperature. The PL peak and spectra are indicative of dot size, dot uniformity, and dot quality.

III. ALIGNED QUANTUM DOTA AND QUANTUM DOT MOLECULES

The surface morphology of samples grown by multiple cycles of the thin-capping-and-regrowth process is characterized by SII's SPA400 AFM using a noncontact mode. Figures 2(a)–2(e) show AFM images of regrown QDs at 1, 3, 5, 7, and 10 cycles of the thin-capping-and-regrowth process, respectively. A typical span of a nanopropeller QD, as shown in Fig. 2(a), is 275 nm.

When we repeat the process for 3 cycles, nanopropeller QDs are linked along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction, as shown in Fig. 2(b). As the thin-capping-and-regrowth process is repeated for 5 cycles, however, adjacent nanopropellers along the $[1\bar{1}0]$ direction start to merge, resulting in nanopropeller QDs with broad shoulders both along and across the $[1\bar{1}0]$ crystallographic directions, as shown in Fig. 2(c).

At 7 cycles of the thin-capping-and-regrowth process, the underlying template is reshaped into a highly strained and elongated nanostructure because of the increasing volume of strained semiconducting materials. We find that at 7 cycles of the thin-capping-and-regrowth process of QDs, the best alignment of QDs is achieved. We attribute the result to the long range and the strain at the center of the elongated nanostructures, as shown in Fig. 2(d). When we repeat the thin-capping-and-regrowth process beyond 7 cycles, QDs begin to lose their alignment due to the flat surface of the previous GaAs capping layer.

At 10 cycles, the QDs become random again due to the expansion of nanopropellers in the $[1\bar{1}0]$ and $[110]$ crystallographic directions, as shown in Fig. 2(e). Despite the ran-

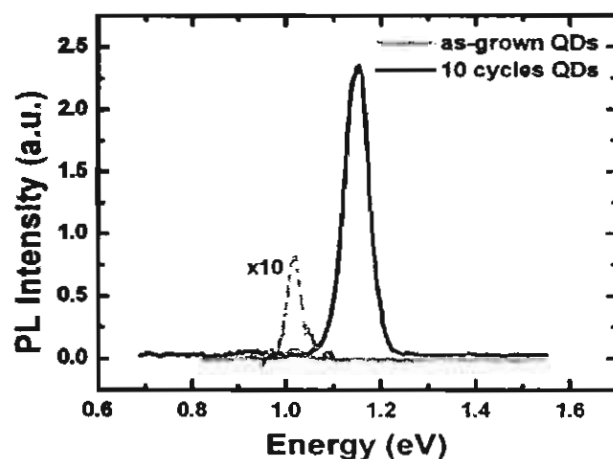


FIG. 3. QDs grown by a 10 cycle process show a strong and broad PL spectrum compared to that of as-grown QDs.

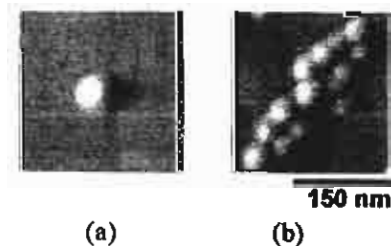


FIG. 4. QDM originated from as-grown QD by the thin-capping-and-regrowth MBE process.

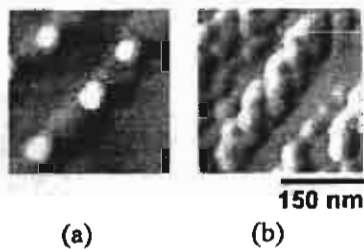


FIG. 5. Aligned QDMs are grown from aligned QDs.

domness of the 10-cycled sample, it is important to note that the dot density is $8 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$, which is four times higher than that obtained from as-grown QD layers. The increased dot density provides a stronger PL signal than do the initial QDs, as shown in Fig. 3. It is noted that while the dot density increases by a factor of 4, the PL intensity increases by a factor of 30. The discrepancy indicates that other mechanisms may contribute to the enhanced PL signal. The results in Fig. 3 also show that there is a blue shift from 1.02 to 1.15 eV and a broadened full width at half maximum (FWHM) of 61.6 meV. The latter reflects a worsened dot uniformity, and the former indicates that on the average the QDs become smaller as the thin-capping-and-regrowth process is repeated. While it is not clear from the AFM images that the lateral dimension of the QDs decreases, it can be argued that the vertical dimension of the regrown QDs must be smaller due to the fact that the critical thickness is now smaller than 1.7 ML, as is the case for the as-grown layer.

With the thin-capping-and-regrowth process, a single QD can be transformed into a QD set called a QDM, as shown in Fig. 4. Consequently, aligned QDs can be transformed into aligned QDMs via the same growth technique. We have demonstrated aligned QDMs (as shown in Fig. 5) which result from overlapping of the dots.

Aligned QDMs with specific patterns could be the basis for future quantum computation such as quantum cellular automata.^{22,23}

IV. SUMMARY

We have demonstrated that by repeating the thin-capping-and-regrowth process for several cycles, aligned QDs and QDMs can be formed. We find that in our specific growth condition, 7 cycles of thin-capping-and-regrowth process provides the best condition for a QD alignment. We attribute this optimum condition to the pronounced strain fields at the

center of the underlying nanostructure template. When the number of process cycles exceeds a critical value, this again results in random distribution of QDs, albeit with a higher dot density compared to the initial QD layer. We also demonstrated that aligned QDMs can be obtained when aligned QDs are used as templates.

ACKNOWLEDGMENTS

We acknowledge the financial support from the Asian Office for Aerospace Research and Development (AOARD), the U.S. Air Force, and the Thailand Research Fund (TRF) through the Royal Golden Jubilee Ph.D. program and TRF's senior researcher award.

- ¹O. Suekano, S. Hasegawa, T. Okui, M. Takata, and H. Nakashima, *Jpn. J. Appl. Phys., Part 1* **41**, 1022 (2002).
- ²L. G. Wang, P. Kratzer, N. Moll, and M. Scheffler, *Phys. Rev. B* **62**, 1897 (2000).
- ³K. Jacobi, *Prog. Surf. Sci.* **71**, 185 (2003).
- ⁴M. Asada, Y. Miyamoto, and Y. Suematsu, *IEEE J. Quantum Electron.* **QE-22**, 1915 (1986).
- ⁵Y. Arakawa and M. Sakaki, *Appl. Phys. Lett.* **40**, 939 (1982).
- ⁶Y. Ono, A. Fujiwara, K. Nishiguchi, H. Inokawa, and Y. Takahashi, *J. Appl. Phys.* **97**, 031101 (2005).
- ⁷D. Leonard, M. Krishnamurthy, C. M. Reaves, S. P. Denbaars, and P. M. Petroff, *Appl. Phys. Lett.* **63**, 3203 (1993).
- ⁸T. v. Lippen, R. Nötzel, G. J. Hamhuis, and J. H. Wolter, *J. Appl. Phys.* **97**, 044301 (2005).
- ⁹Z. M. Wang, H. Churchill, C. E. George, and G. J. Salamo, *J. Appl. Phys.* **96**, 6908 (2004).
- ¹⁰T. Mano, R. Nötzel, G. J. Hamhuis, T. J. Bijkemans, and J. H. Wolter, *J. Appl. Phys.* **95**, 109 (2004).
- ¹¹Z. M. Wang, K. Holmes, Y. I. Mazur, and G. J. Salamo, *Appl. Phys. Lett.* **84**, 1931 (2004).
- ¹²S. Suraprapapich, S. Thainoi, C. Laliew, S. Kanjanachuchai, and S. Panyakeow, *Int. J. Nanosci.* **4**, 1 (2005).
- ¹³T. v. Lippen, R. Nötzel, G. J. Hamhuis, and J. H. Wolter, *Appl. Phys. Lett.* **85**, 118 (2004).
- ¹⁴T. v. Lippen, R. Nötzel, G. J. Hamhuis, and J. H. Wolter, *J. Appl. Phys.* **97**, 044301 (2005).
- ¹⁵W. Sheng and J. P. Leburton, *Appl. Phys. Lett.* **81**, 4449 (2002).
- ¹⁶C. S. Lent and P. D. Tougaw, *J. Appl. Phys.* **74**, 6227 (1993).
- ¹⁷T. Yang, J. Tatebayashi, S. Tsukamoto, M. Nishioka, and Y. Arakawa, *Appl. Phys. Lett.* **84**, 2817 (2004).
- ¹⁸S. Suraprapapich, S. Rangbet, T. Panyawanichkul, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, and S. Panyakeow, *Proceedings of the 31st IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, Orlando, Florida, 3–7 January 2005 (unpublished).
- ¹⁹R. Songmuang, S. Kiravittaya, and O. G. Schmidt, *Appl. Phys. Lett.* **82**, 2892 (2003).
- ²⁰T. Mano, R. Nötzel, G. J. Hamhuis, T. J. Bijkemans, and J. H. Wolter, *J. Appl. Phys.* **95**, 109 (2004).
- ²¹S. Suraprapapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, and S. Panyakeow, *J. Vac. Sci. Technol. B* **23**, 1217 (2005).
- ²²P. D. Tougaw, C. S. Lent, and W. Porod, *J. Appl. Phys.* **74**, 3558 (1993).
- ²³J. Timp and C. S. Lent, *J. Appl. Phys.* **94**, 1050 (2003).



Quantum dot integration in heterostructure solar cells

Suwaree Suraprapapich, Supachok Thainoi,
Songphol Kanjanachuchai, Somsak Panyakeow*

*Semiconductor Device Research Laboratory, Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering,
Chulalongkorn University, Phaya-Thai Road, Bangkok 10330, Thailand*

Available online 28 July 2006

Abstract

InAs self-assembled quantum dots (SA-QDs) were incorporated into GaAlAs/GaAs heterostructure for solar cell applications. The structure was fabricated by molecular beam epitaxy on p-GaAs substrate. After the growth of GaAs buffer layer, multi-stacked InAs QDs were grown by self-assembly with a slow growth rate of 0.01 ML/s, which provides high dot quality and large dot size. Then, the structure was capped with n-GaAs and wide band gap n-GaAlAs was introduced. One, two or three stacks of QDs were sandwiched in the p–n heterojunction. The contribution of QDs in solar cell hetero-structure is the quantized nature and a high density of quantized states. *I*–*V* characterization was conducted in the dark and under AM1 illumination with 100 mW/cm² light power density to confirm the solar cell performance. Photocurrent from the QDs was confirmed by spectral response measurement using a filtered light source (1.1-μm wavelength) and a tungsten halogen lamp with monochromator with standard lock-in technique. These experimental results indicate that QDs could be an effective part of solar cell heterostructure. A typical *I*–*V* characteristic of this yet-to-be-optimized solar cell, with an active area of 7.25 mm², shows an open circuit voltage *V*_{oc} of 0.7 V, a short circuit current *I*_{sc} of 3.7 mA, and a fill factor FF of 0.69, leading to an efficiency η of 24.6% (active area).

© 2006 Elsevier B.V. All rights reserved.

Keywords: Quantum dot solar cells; Heterostructure

*Corresponding author. Tel.: +66 2 218 6524; fax: +66 2 218 6523.

E-mail addresses: suwaree.s@student.chula.ac.th (S. Suraprapapich), s_panyakeow@yahoo.com (S. Panyakeow).

1. Introduction

Self-assembled quantum dots (SA-QDs) are grown by molecular beam epitaxial (MBE) technique providing high dot quality. These defect-free QDs could provide strong luminescence at room temperature with sharp spectrum [1], which stems from their nature of quantized energy and high state density. By controlling growth rate and growth temperature, especially of the capped layer and the substrate, dot size could be controlled, leading to desirable values of quantized energies resulting from the QDs. These different quantized energies provide a wider spectrum of optical response compared to a controlled structure without embedded QDs. Photoluminescence (PL) from SA-QDs of InAs/GaAs could be engineered by dot size control, giving PL output at 1.1–1.3 μm wavelengths [2]. Tu and coworkers showed that GaInNAs QDs in GaAs matrix could extend the PL emission to 1.55 μm , an important wavelength for optical fiber communication [3]. SA-QDs have been utilized in an active layer of semiconductor lasers having very low threshold current density as shown by Arakawa et al. and Asada et al. [4,5]. Similarly, SA-QDs have been proposed as an active layer of solar cells. The quantized energy states of stacked QDs could function as an intermediate band for efficient absorption of photon in the solar cell structure [6,7]. Charges stored in QD structure could be used for optical memory applications [8]. The capacitive behavior of solar cell with QD integration is another interesting feature for solar battery application, which will damp the fluctuation of solar intensity due to climatic conditions. To investigate these basic properties, Schottky-type QD solar cells were fabricated and tested for their intrinsic properties such as electrical and spectral response characteristics [9,10]. The evidence of long wavelength absorption could lead to the utilization of QDs as an intermediate band in solar cell structures [6,7].

In this paper, we integrate QDs into heterostructure solar cells. Their photovoltaic characteristics are measured and discussed.

2. QD preparation

SA-QDs are chosen for our study due to their 3-D confinement, giving rise to quantized energy levels. They can be grown to be free of defects, which lead to practical and desirable features for solar cell applications. SA-QDs are the direct growth of nanostructure, which needs no processing techniques such as lithography and etching. Therefore, they are manufacturer friendly due to the simplicity of the self-assembly process. The formation of QDs is based on the tendency of strained epitaxial layer to spontaneously form islands after the completion of the 2-D wetting layer. The islands obtained by self-assembled growth are 3-D, epitaxial and coherently strained. In our study, we will focus on InAs/GaAs material system with 7% lattice mismatch. Using standard MBE method, InAs QDs with high quality and dot controllability could be realized.

The InAs QDs were deposited at 500 °C with the growth rate of 0.01 ML/s. At 1.8 ML of InAs deposition, QDs with average height of 10 nm and diameter of 40–60 nm having dot density of $3\text{--}6 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ could be obtained as can be seen in an atomic force microscopy (AFM) image of InAs QDs shown in Fig. 1. The dot size and density could be varied via temperature and growth rate controls. Different dot sizes imply different sets of quantized energy levels, which result in a wider spectrum of solar energy than those obtained from bulk samples. Dot uniformity is not critical for solar cell applications. Fig. 2 shows the room temperature PL spectra from self-assembled InAs/GaAs QDs when they are excited

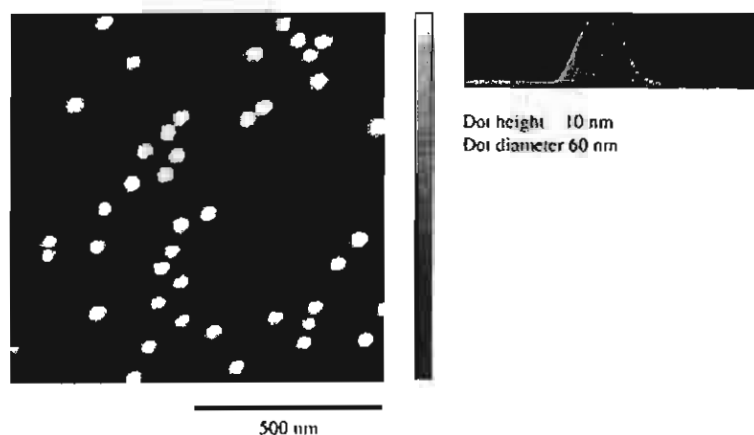


Fig. 1. AFM image of InAs QDs.

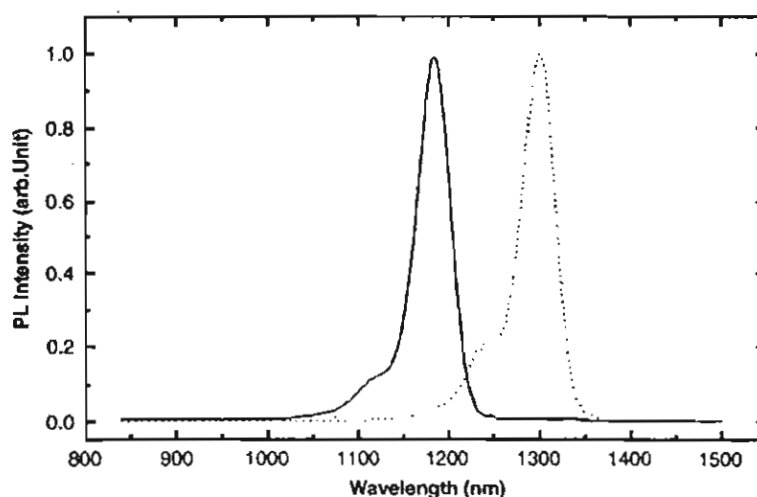


Fig. 2. Room temperature PL spectra from InAs QDs with capping layer grown at 500 °C (solid-lined) or at a lower temperature (dot-lined).

by an Ar^+ laser with 500 mW power. QDs grown at 0.01 ML/s give a typical PL peak at $1.18 \mu\text{m}$ (1.05 eV). Recently, there are many works done on InAs QDs to shift their light emission towards 1.3 and $1.55 \mu\text{m}$, wavelengths that are suitable for optical fiber communication. With a low capping temperature of GaAs over InAs QDs, the PL peak could be shifted to $1.3 \mu\text{m}$ as shown in the dotted curve in Fig. 2. This suggests that we could grow SA-QDs using InAs material with a wider spectral response using multi-stack structure grown at different conditions.

Furthermore, heteroepitaxial growth of highly strained structure could offer a possibility to create dislocation-free nanostructures using in situ etching technique as in

the case of nanoholes. The regrowth of strained semiconductors over nanoholes results in the formation of QD molecules, which could increase the sensitivity of their optical properties [11].

3. Sample structure

Fig. 3 shows a schematic drawing of QD heterostructure solar cells. InAs QD stack(s) was inserted into the active part of the heterostructure. All the materials, i.e. GaAs, GaAlAs and InAs, were grown by MBE. The substrate is p-GaAs. After the growth of 0.5 μm of GaAs buffer layer, InAs QD stacks ($\times 1$, $\times 2$, $\times 3$) were grown by selfassembly at 0.01 ML/s and at 500 $^{\circ}\text{C}$ providing QDs with high dot quality and large dot size. A typical dot size is 10 nm in height and 60 nm in diameter as shown in Fig. 1.

After capping the stacked QDs by undoped GaAs having 0.5 μm thickness, at the same growth temperature, a 200 nm n-GaAs using Si (heated at 1000 $^{\circ}\text{C}$) as dopants was grown onto p substrate in order to form a p–n junction. Consecutively, a window layer of 50 nm n-Ga_{0.6}Al_{0.4}As were grown using Al beam whose source is heated to 1000 $^{\circ}\text{C}$. Then, another ultrathin capping layer (20 nm) of n-GaAs was epitaxially grown to provide a stable and non-oxidized surface of solar cells. The doping concentration of these series of n-type multi-layer structure was $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$. After the sample is removed from the MBE chamber, Au:Ge/Ni was evaporated onto the front surface of the sample by resistive heating through a grid-patterned metallic mask in order to form Ohmic contacts on the front side of the heterostructure solar cells. The sample was then annealed in N₂ ambient at 475 $^{\circ}\text{C}$. On the backside of the sample, AuZn was blanket deposited. The sample was again annealed in N₂ ambient at 375 $^{\circ}\text{C}$ to achieve the Ohmic characteristics.

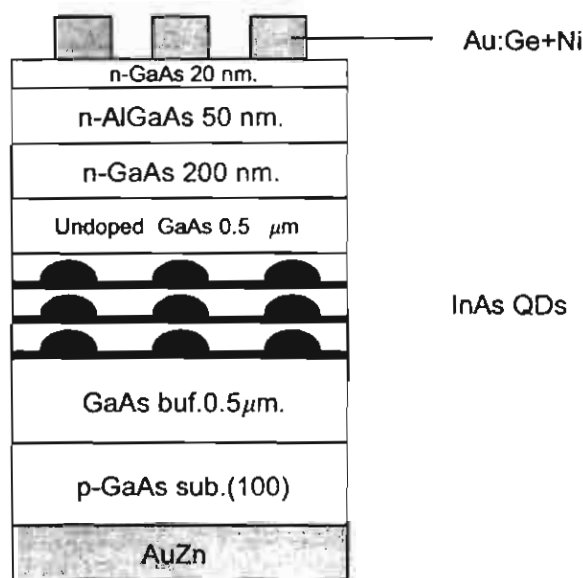


Fig. 3. Schematic of QDs heterostructure solar cells.

4. I – V characteristics and spectral response

The QD heterostructure solar cells grown by MBE technique were characterized by I – V measurement in the dark and under 100 mW/cm^2 AM1 illumination from a solar simulator. Fig. 4 shows typical results of $\times 2$ QD stacks heterostructure solar cell in the dark and under illumination. A typical I – V characteristic of this yet-to-be optimized solar cell having an active area of 7.25 mm^2 shows an open circuit voltage V_{oc} of 0.7 V , a short circuit current I_{sc} of 3.7 mA and a fill factor FF of 0.69 , leading to an efficiency η of 24.6% . This compares with the 23% efficiency obtained from the controlled sample without stacked QDs. Part of the sample having QDs in the heterostructure was characterized by PL measurements at room temperature. The excited Ar^+ laser at 500 mW together with a monochromator (1-m Jobin Yvon THR 1000) and nitrogen-cooled Ge detector, give PL data of InAs QDs with the growth rate of 0.01 ML/s having an emission peak at $1.18\text{ }\mu\text{m}$ as already shown in Fig. 2. With the presence of QDs in the heterostructure solar cells, absorption spectrum could be extended to the same wavelength region. Therefore, we confirmed the contribution of QDs to photocurrent generation in our samples using a filtered light source with band-pass wavelength centered at $1.1\text{ }\mu\text{m}$. The results shown in Fig. 5 compare the photocurrents of heterostructure solar cell with and without QDs. It is evident from Fig. 5 that without QDs, the increasing intensity of $1.1\text{-}\mu\text{m}$ light does not affect the output current. On the contrary, in the sample with embedded QDs, the photocurrent increases linearly with light intensity.

5. Discussion

An integration of QDs into heterostructure solar cells can provide an additional spectral response at long wavelengths. Control of QD size and density is possible in MBE processing. Self-assembled InAs QDs in GaAs matrix in our experiment demonstrates the idea that QDs can be embedded in heterostructures and, as a result, selective absorption of a certain range of wavelength is possible. This idea could be extended to other material

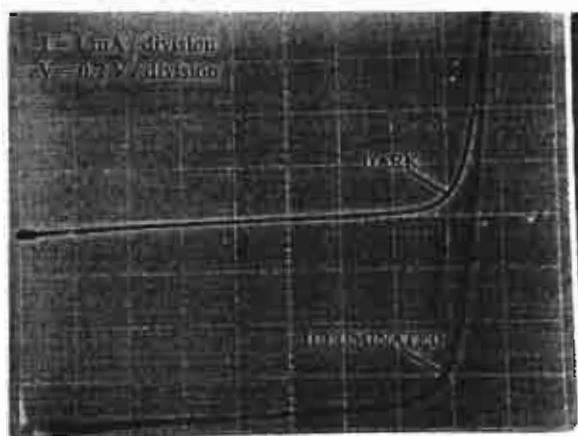


Fig. 4. I – V curves of QD heterostructure solar cells at dark and illuminated condition.

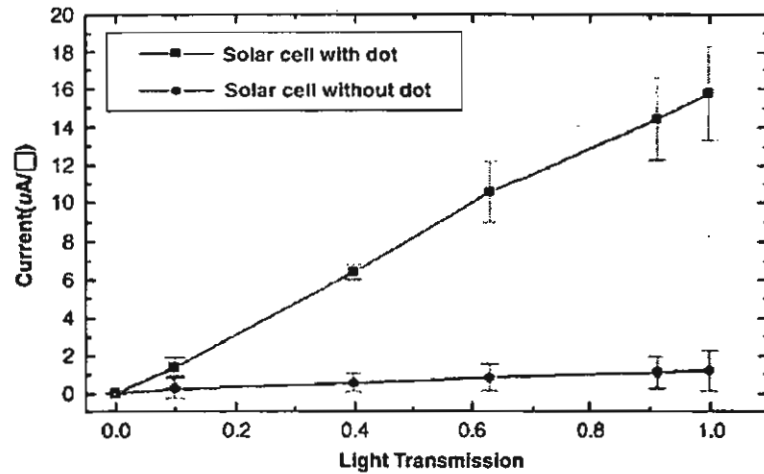


Fig. 5. Photocurrent generation of the solar cells with and without QDs. The light source has a wavelength of $1.1 \mu\text{m}$.

systems such as InGaAs QDs in GaAs or GaAlAs matrix, GaInNAs QDs in GaAs matrix, etc. The quantized energies of multi-stacked QDs function as intermediate bands for solar cells. Wider spectral response and stronger light absorption by QDs embedded in heterostructure solar cells will give a higher conversion efficiency from the solar spectrum. The efficiency of these QD heterostructure solar cells is not optimized in the present experimental work. The observed high leakage current (reverse saturation current) could result from generation centers in the buffer layer or from microscopic defects related to the growth of the QDs. Both of these factors lead to low quality p–n heterojunction. Further developments on QDs with high dot quality and dot density are needed in future work.

6. Conclusion

QD heterostructure solar cells were fabricated by MBE technique. Multi-stacked QDs extend the spectral response of the heterostructure solar cells to longer wavelengths. Their photovoltaic effects were observed. An unoptimized efficiency was measured at about 25%. High reverse leakage current and low open circuit voltage of the QD solar cells were observed in the present experimental work. Comparison between samples with and without QDs indicates that long wavelength absorption only results from the sample with embedded QDs.

Acknowledgments

The authors would like to acknowledge the financial support from Asian Office of Aerospace Research and Development (AOARD), Thailand Research Fund (TRF) through the Royal Golden Jubilee Ph.D. Program, Commission on Higher Education “nanotechnology” CRN, and the Rachadapisek Sompoch Fund of Chulalongkorn

University for counterpart funding for the basic research of quantum dots and their potential applications in solar cells.

References

- [1] R. Songmuang, S. Kiravittaya, M. Sawadsaringkarn, S. Panyakeow, O.G. Schmidt, *J. Cryst. Growth* 251 (2003) 166.
- [2] H.Y. Liu, M. Hopkinson, *Appl. Phys. Lett.* 82 (21) (2003).
- [3] M. Sopanen, H.P. Xin, C.W. Tu, *Appl. Phys. Lett.* 76 (8) (2000).
- [4] Y. Arakawa, H. Sakaki, *Appl. Phys. Lett.* 40 (1982) 939.
- [5] M. Asada, Y. Miyamoto, Y. Suematsu, *IEEE J. Quantum Electron.* QE-22 (1986) 1915.
- [6] A. Martí, L. Cuadra, A. Luque, *Physica E* 14 (2002) 150.
- [7] T. Trupke, P.W. Würfel, M.A. Green, *J. Appl. Phys.* 92 (2002) 4117.
- [8] M. Kroutvar, Y. Ducommun, J.J. Finley, M. Bichler, G. Abstreiter, *Appl. Phys. Lett.* 83 (3) (2003).
- [9] S. Kamprachum, S. Kiravittaya, R. Songmuang, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, M. Sawadsaringkarn, S. Panyakeow, Multi-stacked quantum dots with graded-dot sizes for photovoltaic applications, in: 29th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 20–24 May 2002, New Orleans, Louisiana.
- [10] S. Kamprachum, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, S. Panyakeow, Multi-stacked InAs/GaAs quantum dot structures and their photovoltaic characteristics, in: Third World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (WCPEC-3), 12–16 May 2003, Osaka, Japan.
- [11] R. Songmuang, S. Kiravittaya, O.G. Schmidt, *Appl. Phys. Lett.* 82 (2003) 2892.



n-GaAlAs on p-GaAs heterostructure solar cells grown by molecular beam epitaxy

Supachok Thainoi, Suwaree Suraprapapich,
Montri Sawadsaringkarn, Somsak Panyakeow*

*Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University,
Phaya-Thai Road, Bangkok 10330, Thailand*

Available online 27 July 2006

Abstract

p-GaAs substrate was used as the starting material in molecular beam epitaxial growth. n-type GaAlAs for heterostructure and n-GaAs capping layer were then grown after a buffer layer deposition on the substrate. The n-GaAlAs on p-GaAs heterostructure solar cells, with active area of 13.25 mm² under 100 mW/cm² AM1 illumination light source, provide a typical output as follows: $V_{oc} = 0.73$ V, $I_{sc} = 6$ mA, $FF = 0.7$ and $\eta = 23\%$ (active area). Spectral response measurements from 500 to 850 nm reflects the window effect of GaAlAs and band edge of GaAs materials.
© 2006 Elsevier B.V. All rights reserved.

Keywords: GaAlAs/GaAs; Heterostructure; Molecular beam epitaxy

1. Introduction

The principle of the solar cell [1] is based on large-area junction with a shallow junction having high uniformity. Silicon material is widely used in terrestrial application due to its availability on earth and its well-developed technology in the electronics industry. Most of practical silicon solar cells are made from crystalline silicon. p–n junction in crystalline silicon is a homojunction formed by diffusion of impurity at high temperature in processing furnaces. Highly doped shallow junction gives several technical problems such as dead-layer and non-uniform junction depths leading to recombination centers for

*Corresponding author. Tel.: +66 2 218 6524; fax: +66 2 218 6523.

E-mail addresses: suwaree.s@chula.com, suwaree.s@student.chula.ac.th (S. Suraprapapich), s_panyakeow@yahoo.com (S. Panyakeow).

photo-generated carriers and leakage current of solar cells as a result. The bandgap of silicon at 1.1 eV and its indirect bandgap nature, however, result in solar cells with low conversion efficiency. On the contrary, GaAs 1.42 eV with a direct bandgap of is known as an ideal material for high efficiency solar cell and, due to its high cost, is mostly used in space applications. This compound semiconductor could be used to form heterostructures for example, using lattice-matched GaAlAs and GaAs. In the heterostructure, the wider bandgap GaAlAs is also functioning as an optical window of the solar cells. Theoretically, GaAs solar cells would give the highest efficiency of 30%, and even higher in a tandem structure [2]. GaAlAs/GaAs heterostructure solar cells could be formed by several processing techniques such as liquid phase epitaxy (LPE) and metal organic chemical vapor deposition (MOCVD). In addition, molecular beam epitaxy (MBE) is another technique that could also provide all the requirements for fabricating high efficiency solar cells. This is because MBE can grow semiconductors with large area and ultra-thin crystal layer with high uniformity and high-quality crystals, and with uniform doping profile necessary for an abrupt junction. Since the solar spectrum is broad by nature, the window effect for high-performance solar cells is also feasible by MBE using lattice-matched GaAlAs mixed crystals. Therefore, despite the high investment cost, the solar cell structure made from III–V compound semiconductors could be optimized and fabricated by MBE.

Most of heterostructure devices based on GaAs usually start from n-GaAs substrates [3–5]. In our work, we make use of MBE to fabricate a heterostructure solar cell with p-GaAs substrate as a starting material. n-type GaAlAs with Si as dopants provides a heterostructure and the window effect of the solar cell. The I – V characteristics and the spectrum response of the n-GaAlAs on p-GaAs heterostructure solar cells are reported in this paper.

2. Molecular beam epitaxial growth of GaAlAs/GaAs heterostructure

Prior to the MBE growth, cleaning of the p-GaAs substrate by pre-heating was conducted at 450 °C for 1 h. The reflection high energy electron diffraction (RHEED) of GaAs crystal surface is an indicator to confirm the surface morphology and the readiness to growing epitaxial layers. The RHEED showing clear 2×4 pattern (see Fig. 1) of GaAs compound semiconductor at atomic scale. The growth mechanism evolves layer by layer. During each atomic layer completion, RHEED intensity at a specific position changes periodically. This RHEED oscillation could be observed during the MBE growth. The RHEED oscillation (see Fig. 2) detected by CCD camera and fibre optical detector could

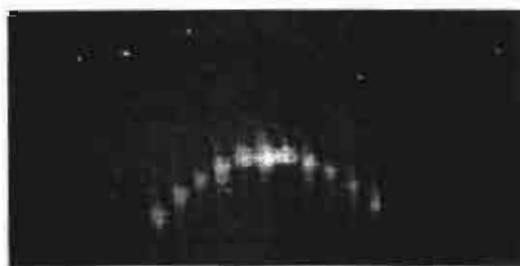


Fig. 1. 2×4 RHEED pattern obtained from GaAs epitaxial growth confirmed the periodic growth.

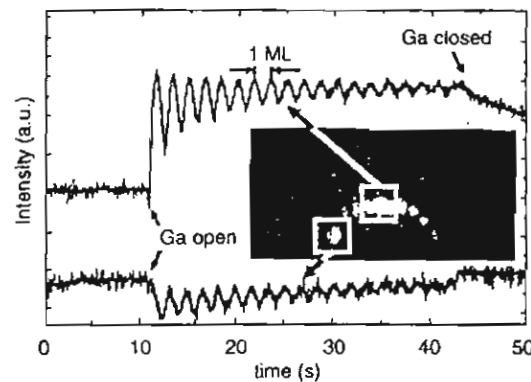


Fig. 2. RHEED oscillations.

be used as an information source to define the growth rate and to determine the thickness of each epitaxial crystal.

When Al was included in the growth process, GaAs growth rate was reduced from 1 to 0.6 ML/s. The AlAs would replace the remaining 0.4 ML/s growth to keep the constant growth rate at 1 ML/s for GaAlAs having Al composition of $x = 0.4$. During $\text{Ga}_{0.6}\text{Al}_{0.4}\text{As}$ epitaxial growth for the heterostructure, RHEED pattern and RHEED oscillations remain unchanged. This implies that GaAs and GaAlAs are lattice matched and will provide a good heterosurface of the device.

3. Heterostructure solar cell fabrication

The starting material for our solid-source MBE growth is $5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ Zn-doped, p^+ (001) GaAs substrate. After the substrate is inserted inside the growth chamber. The native oxide at the surface is desorbed at 630°C under As pressure. The epitaxial growth then started with a $1 \mu\text{m}$ thick GaAs buffer layer, which was grown at 610°C with a growth rate of 1 monolayer/(ML/s) in order to enhance the surface morphology and with a Ga beam source heated to 915°C . During the growth, the beam equivalent pressure of As_4 was 1×10^{-5} mbar. The in situ observation is done via RHEED, which has been widely used for the study of the MBE growth kinetics and can be used to gauge the crystal quality during the MBE growth [6]. Then, at the same temperature, a $200\text{-nm } n^+$ -GaAs, using Si as dopants and heated to 1000°C , with doping concentration of $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ was grown on the p substrate in order to obtain a p–n junction formation. The window layer of $50 \text{ nm } n^+-\text{Ga}_{0.6}\text{Al}_{0.4}\text{As}$ was then grown using Al beam whose source is heated to 1000°C . Following the window layer, an ultra-thin capping layer (20 nm) was epitaxially grown to provide a stable and non-oxidized surface of the solar cells. After the MBE growth of the whole structure, Au:Ge/Ni was evaporated by resistive heating to form Ohmic contacts. The sample was then annealed in a N_2 ambient at 475°C . On the other side of the sample, AuZn was blanket deposited. Similarly, to achieve the Ohmic contact, the sample was annealed again in a N_2 ambient at 375°C . The surface area of each resulting device is approximately $5 \times 7 \text{ mm}^2$. The structural diagram of the GaAlAs/GaAs heterostructure solar cell is shown in Fig. 3. The uniqueness of this solar cell fabrication is the

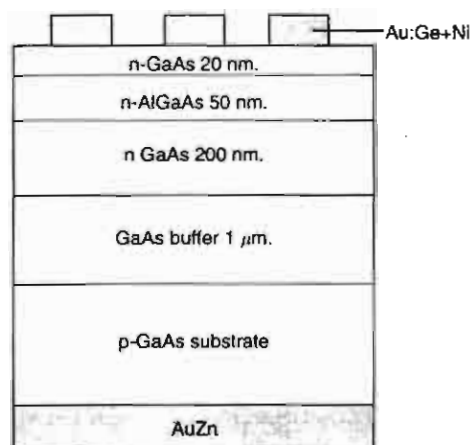


Fig. 3. Structural diagram of GaAlAs/GaAs heterostructure solar cell.

n- on p-structure instead of common p- on n-substrate in most cases. The electrons generated by the impinging photons are collected in the MBE-grown epitaxial layers.

The carrier transport in the high quality materials grown by MBE technique leads to efficient carrier collection. Therefore, n-GaAlAs on p-GaAs heterostructure solar cells would provide high efficiency in energy conversion.

4. Solar cell characterization

The solar cell samples grown above were characterized by I – V measurements in the dark and under 100-mW/cm^2 AM1 illumination from a solar simulator. Fig. 4 shows typical I – V curves of the GaAlAs/GaAs heterostructure solar cells in the dark and under illumination. The results show that $V_{oc} = 0.73\text{ V}$, $I_{sc} = 6\text{ mA}$ and $F.F. = 0.7$, leading to 23% efficiency. The effective area of the sample is 13.25 mm^2 . The solar cell parameters in this present experiment, low open circuit voltage (0.73 V) and fill factor (0.7), indicate that further improvements could be made. The leakage current (reverse saturation current) is high due to poor junction quality. However, high short-circuit current of this n- on p-structure results in gives some high performance solar cells. The high current is a reflection of source reflects the direct bandgap nature of GaAs and $\text{Ga}_{0.6}\text{Al}_{0.4}\text{As}$ leading to high light absorption despite the thin epitaxial layer.

The spectral response of the GaAlAs/GaAs heterostructure solar cells is done using tungsten halogen lamp as the light source with a monochromator. The spectral current response from the solar cells was measured by EG & G5101 Lock in amplifier and ADVANTEST TR 6847 Digital multimeter. The result of the spectral response measurement of the GaAlAs/GaAs heterostructure solar cells is shown in Fig. 5. The broad spectrum of the photocurrent ranging from 500 to 850 nm could be explained by the window effect of GaAlAs having a wide band gap at the short wavelength region and by the direct gap of GaAs having proper 1.42 eV band gap at the sharp-drop long wavelength of 850 nm. However, the spectral response at short wavelengths in this experiment shows a gradual rise in current which is in contrast to the solar spectrum having large portion of

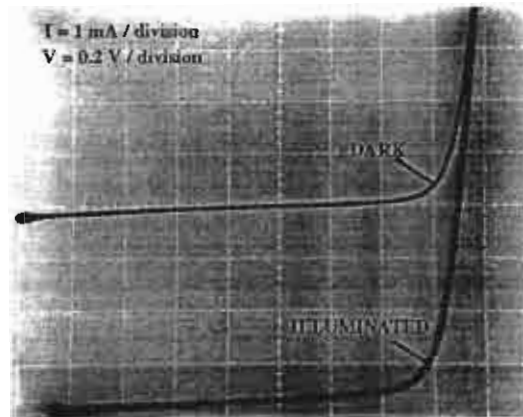


Fig. 4. I - V curves without and with AM1 illumination with 100 mW/cm^2 intensity.

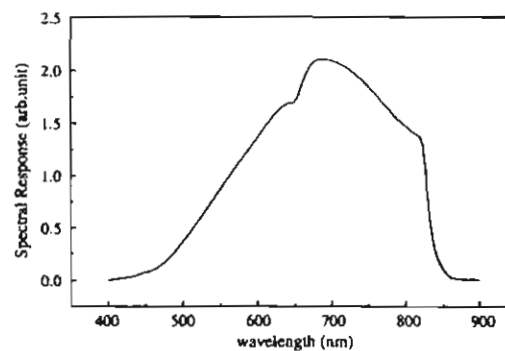


Fig. 5. Spectral response of GaAlAs/GaAs heterostructure solar cells.

high energy photons. Improved spectral response of heterostructure solar cell could be obtained by a design of graded bandgap using GaAlAs window having graded concentration of Al content [7]. This graded bandgap GaAlAs window could also be grown by MBE. Further development will be reported elsewhere.

5. Conclusion

n-GaAlAs on p-GaAs heterostructure solar cells have been fabricated by molecular beam epitaxial technique. The crystal quality and epitaxial layer thickness could be monitored by RHEED pattern and RHEED oscillation. Reasonable performance with nonoptimized efficiency of 23% has been obtained. Although the open circuit voltage was lower than the expected value from most of GaAlAs/GaAs heterostructures, the short circuit current value was very high when n-type active semiconductor was chosen to be on the illuminated surface of solar cells. Better performance of the solar cells could be

achieved if the fill factor and reverse saturation current values were improved. The spectral response covering 500–850 nm wavelength was measured reflecting the window effect of GaAlAs and the 1.42-eV bandgap of GaAs. Larger spectral response at shorter wavelengths would be enhanced by improved design of GaAlAs window of the heterostructure solar cells.

Acknowledgements

The authors would like to acknowledge the Asian Office of Aerospace Research and Development (AOARD) US Air Force for the financial support as well as Rachadapisek Sompoch Fund of Chulalongkorn University for counterpart funding for the basic research of quantum dots and their potential application in solar cells. Heterostructure solar cell is an appropriate basic structure for embedding quantum dots. Therefore, this research work was conducted as an initial part of the project. Other financial supports are from Thailand Research Fund (TRF) for the Royal Golden Jubilee Ph.D. Project and for the research project on Nanoelectronics. Another acknowledgement is the contribution from the nanotechnology university network supported by the Commission on Higher Education “nanotechnology” CRN, Division, Ministry of Education, Thailand.

References

- [1] A. Goetzberger, J. Knobloch, B. Voss, *Crystalline Silicon Solar Cells*, Wiley, New York, 1998.
- [2] S.R. Kurtz, P. Faine, J.M. Olson, *J. Appl. Phys.* 68 (1990).
- [3] J.N. Miller, T.S. Low, *J. Crys. Growth* 111 (1991) 30.
- [4] V.M. Andreev, V.P. Khvostikov, E.V. Paleeva, M.Z. Shvarts, in: *AlGaAs/GaAs LPE grown concentrator solar cells*, PVSEC-9, Miyazaki, Japan, Nov. 11–15, 1996, pp. 419–420.
- [5] K. Takahashi, Y. Minagawa, S. Yamada and T. Unno, in: *Improved efficiency of Al_{0.36}Ga_{0.64}As solar cells with a ppnn structure*, PVSEC-11, Sapporo, Hokkaido, Japan, November. 20–24, 1999, pp. 427–428.
- [6] S. Kiravittaya, R. Songmuang, M. Sawadsaringkarn, S. Panyakeow, *Kinetic Monte Carlo simulation of molecular beam epitaxial growth*, in: *25th Electrical Engineering Conference*, Songklanakaring University, Thailand, 2002.
- [7] P. Kordos, G.I. Pearson, M.B. Panish, *J. Appl. Phys.* 50 (11) (1979).



Evolution of self-assembled lateral quantum dot molecules

N. Siripitakchai, S. Suraprapapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, S. Panyakeow*

*Department of Electrical Engineering, Semiconductor Device Research Laboratory (SDRL), Faculty of Engineering,
Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand*

Available online 19 December 2006

Abstract

Self-assembled lateral InAs quantum dot molecules (QDMs) are grown by solid-source molecular beam epitaxy (MBE) using the thin-capping-and-regrowth MBE process. Thin capping of GaAs on as-grown InAs quantum dots (QDs) at low temperatures leads to nanohole templates. The shape, size and depth of nanoholes are controlled by capping thickness. Subsequent regrowth with different amounts of InAs on the templates result in nano-propeller QDs with different blades' dimensions. We showed that the length of the propeller blades is controlled by either the capping temperature or the thickness of capping layer. When the regrowth thickness reaches 1.2 ML, different self-assembled lateral QDMs are formed depending on the shape of nanoholes. The dot uniformity and the dot size of all QDM samples are confirmed by photoluminescence (PL) measurements at 77 K. In addition, by ramping the regrowth temperature while the In shutter is open after the deposition of the capping layer, we are able to investigate the formation of nano-propeller QDs at the beginning phases and to propose a model to explain the evolution.

© 2007 Elsevier B.V. All rights reserved.

Keywords: A3. Lateral quantum dot molecules; A3. Molecular beam epitaxy; A3. Thin-capping-and-regrowth

1. Introduction

Self-assembled quantum dots (QDs) are defect-free nanostructures and are expected to be the new working horse of nanoelectronic devices. Nanoelectronics will be the future technology to extend Moore's law [1], that predicted that the number of transistors per chip will double every 18 months. QD transistors are one of the key devices to overcome the discontinuity of Moore's law that faces the difficulties based on top-down approach. Miniaturization of transistors is facing significant technological limitations, such as the short channel effects, the high power dissipation associated with quantum tunneling through the gate oxide and the depletion regions, and the difficulties in doping shallow junctions and uniform channels [2]. Consequently, a new computing architecture based on quantum dots has emerged [3–7].

Quantum dot molecules (QDMs) are sets of QDs in which we emphasize on QDMs having lateral close packing. The number of QDs per QDM is controlled by

growth process. Specific pattern of ordered QDMs has potential application for quantum computing. One approach for quantum computing is based on Coulomb repulsion of like charges, named "quantum cellular automata (QCA)". The unit cell of a QCA consists of four QDs positioned at the corners of a rectangle [9–11]. Another approach is based on a quantum mechanical property, a spin, of electrons in semiconductors [12]. In this paper, we study how to control dot number in QDMs by varying several growth parameters of thin-capping-and-regrowth MBE process [13,14]. In addition, anisotropic strain during thin capping of initial QDs gives rise to elongated nanostructure along $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction. Regrowth of QDMs on capped QDs, therefore, leads to self-aligned QDMs. At specific growth condition, QDMs with suitable number of QDs can be obtained and used as a basic building block for quantum computation in accordance with the principle of QCA.

In our modified MBE process, thin capping of GaAs on as-grown InAs QDs at low temperatures leads to nanohole templates. Subsequent regrowths of InAs result in nano-propeller QDs. We observed that the length of the propeller blades is controlled by the capping temperature

*Corresponding author. Tel.: +66 2218 6524; fax: +66 2218 6523.

E-mail address: s_panyakeow@yahoo.com (S. Panyakeow).

and the capping thickness. When the regrowth of InAs is carried out at an appropriate thickness, QDMs are formed. QDMs with different dot number per molecule are obtained at different capping temperatures and thicknesses. With precise control of capping temperature at 430 °C and slight increase of regrowth thickness by ramping up the growth temperature to 500 °C while In shutter is opened under As pressure of 8×10^{-6} Torr, we observed the evolution of QDMs, starting from regrown QDs at nanoholes followed by the increasing number of satellite dots at the boundary of nano-propeller structures, which we believe are controlling templates of QDMs. The evolution of QDMs can be *ex situ* displayed by atomic force microscopic (AFM) images taken from the controlled samples, which stopped their growth, by closing the shutters immediately after the QD nucleation is seen in the reflection high energy diffraction (RHEED) pattern. Anisotropic strain at the nano-propeller blades, particularly at the blade's boundary, gives rise to the first nucleation position, and the QDM's rhombus configuration results seen from the asymmetrical strains along the $[1\bar{1}0]$ directions.

In this paper, we describe how the shape, size and depth of nanoholes, as well as, the length of nano-propeller blades, are related to the QDMs' patterns in terms of dot number and dot uniformity. The analytical results are also confirmed by the photoluminescence (PL) spectra of respective samples at 77 K showing their PL peaks and respective PL full-width at half-maxima (FWHM).

2. Sample preparation

Epi-ready (001)-GaAs substrates are used as the starting material in all our growths. 1.8 ML of InAs is deposited on 300 nm GaAs buffer layer at 500 °C, resulting in randomly distributed QDs across the substrate surface. The as-grown InAs QDs is then capped by a thin GaAs layer at low temperatures that leads to nanohole templates. Low-temperature capping is used to improve the homogeneity of QDs. Subsequent regrowth of InAs on nanoholes results in nano-propeller QDs with alignment along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic directions.

In our previous work, we found that when the capping temperature is reduced from 470 to 430 °C at the same capping and regrowth conditions, i.e. growth rate and capping-and-regrowth thickness, the blades of nano-propeller QDs are shortened. The shortening of nano-propeller blades leads to lower number of satellite dots per QDM, i.e. from 10–12 dots per QDM to 6–8 and 4–5 dots per QDM, respectively [13,14]. In this report, we extend our work to study the effect of capping thickness while keeping the whole processing temperature constant at 470 °C. We varied the GaAs capping thicknesses (6, 15, 25 ML) and the amounts of InAs regrowth layer (0.6, 1.2, 1.5 ML) at the growth temperature of 470 °C. When the regrowth of InAs is deposited at the appropriate thickness, QDMs are formed. At this fixed processing temperature,

we are able to control dot number per molecule by choosing appropriate capping and regrowth thicknesses. It is also reconfirmed that dot number per QDM is related to the length of nano-propeller blades that is defined both from capping temperature and capping thickness.

In our series of thin-capping-and-regrowth MBE process for QDM formation, it is found that nanoholes' shape, i.e. size and depth, formed after the capping stage, directly impact the shape of QDMs. Satellite dots appear later at the perimeter of propeller blades when the center dots become saturated. In most cases, satellite dots have a smaller size than those of their related center dots. Therefore, it is our objective to create an optimum shape of nanoholes upon which subsequent QDs, both center and satellite dots, can be grown to the same size with good uniformity that is the ideal case for practical QDMs.

In order to understand the formation mechanism of QDMs, we conduct another well-defined experiment, defined as sample X, at the lowest capping temperature of 430 °C. After the deposition of 6 ML of GaAs capping layer at 430 °C, the regrowth process is started by ramping up the temperature to 500 °C within 2 min while the In shutter is open under the As₄ pressure of 8×10^{-6} Torr. The process results in the formation of nano-propeller QDs at the beginning phases whereby satellite QDs are nucleating and growing along the propeller blades.

3. Results and discussion

The 7% lattice mismatch between InAs and GaAs causes a large strain during epitaxial growth. The strain is partially relieved by the formation of InAs dots. However, some strains remain and affect the properties of dots and their surroundings. After the deposition of the GaAs capping layer on the as-grown InAs QDs, the GaAs would cover the sides of the InAs QDs, yet some InAs QDs' remains are left on the surface. During the regrowth interruption, the dot with capping layer collapses because indium diffuses outward and leaves an elongated mound called nanohole around the former locations of InAs QDs [15]. We propose that the nanoholes with alignment along $[1\bar{1}0]$ direction result from anisotropic strain fields originating from the asymmetry of the $[110]$ and $[1\bar{1}0]$ directions, typical for zinc-blende semiconductors [16]. Moreover, when the GaAs capping layer thickness is increased, the depth of nanoholes increases while the base length is preserved.

The shape, size and depth of nanoholes and nano-propeller as a function of GaAs capping thickness are plotted in Figs. 1(a) and (b). When we increase the thickness of GaAs capping layer from 6 to 25 ML, while the base width (ΔX_1) remains constant, the base height of nanoholes (ΔZ_1) becomes shorter but the depth of nanoholes (ΔZ_2) is deeper from 0.4 nm to 0.6 nm. This change in the shape of nanoholes affects the QD size of nano-propeller during the regrowth process.

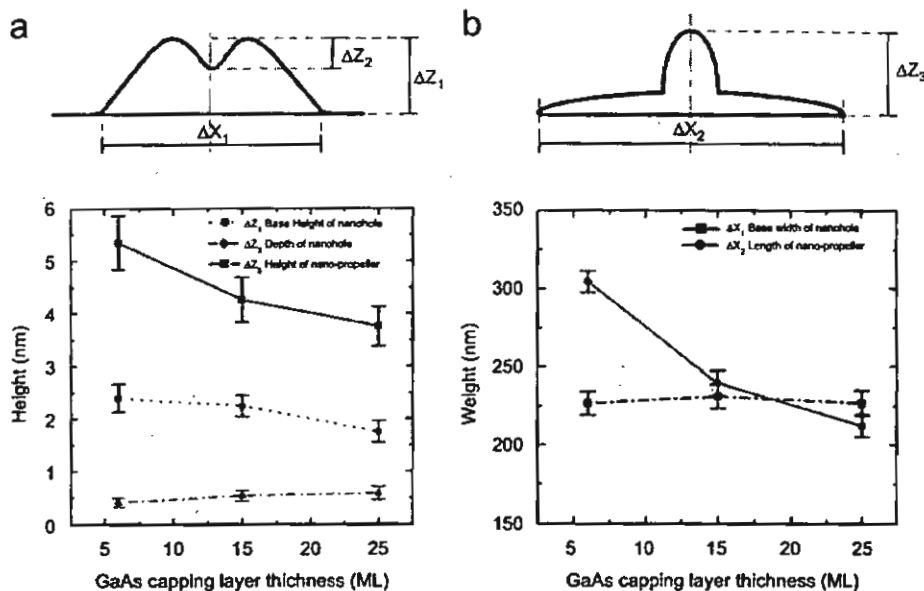


Fig. 1. Plot of the base height, depth and base width of nanoholes and the height and length of the nano-propellers as a function of GaAs capping layer thickness.

We believe that when the GaAs capping layer is thicker, more In atoms are pulled out from the dots, leading to increase in the depth of nanoholes (ΔZ_2). This results from the fact that the base of the partially-capped QDs is more compressed by the surrounding GaAs capping layer, resulting in the increase of surface elastic energy.

At the beginning phase of regrowth process (0.6 ML InAs thickness), nano-propeller QDs are created. The In adatoms would attach to the center of the nanohole because of the highest tensile strain resulting from surrounding GaAs. During this early stage, when the QD of nano-propellers are not saturated, the deeper nanoholes give smaller dots, as shown in ΔZ_3 from 6 to 4 nm. The variation of capping thickness (6–25 ML) also defines the length of nano-propeller blades (ΔX_2) from 300 to 200 nm. These shorter blades yield less dot number per QDM when the regrowth process is continued to create more satellite dots at InAs thickness of 1.2–1.5 ML.

When the amount of InAs regrowth layer increases from 0.6 to 1.5 ML, QDMs are created. The center dots are formed by filling up nanoholes at the beginning phase until the strain relaxation at center becomes minimized. Later on, the rest of InAs regrowth material starts to form satellite dots along the blade of the nano-propeller where remaining strain fields are still distributed at the perimeter of nano-propeller blades. If the blade size of the nano-propeller is large and long, the number of satellite dots is likely to be high.

Fig. 2 shows the statistical results of dot number per QDM in selected samples at different capping thicknesses and different regrowth thicknesses. Fig. 2(a) shows the saturated formation having 10–12 dots per QDM at 6 ML GaAs capping thickness and 1.2 ML InAs regrowth thickness. If the regrowth thickness is increased by more

than a critical value, high density QDM is obtained, as shown in Fig. 2(d) where the regrowth thickness is set up at 1.5 ML. When the regrowth thickness is 1.2 ML and the capping thickness is between 15 and 25 ML, QDM formation is not saturated, therefore, small dot number of 3–4 dots per QDM is observed, as shown in Figs. 2(b) and (c). Until the regrowth thickness is further increased to 1.5 ML, the dot numbers increase to 8–9 and 5–6 dots per QDM at capping layers of 15 and 25 ML, as shown in Figs. 2(e) and (f), respectively. It is concluded that the thicker capping layer, the more critical regrowth thickness used to form the saturated QDM. However, when the amount of InAs is greater than a critical regrowth thickness, a high dot density is obtained resulting in less uniform QDM.

To confirm the evolution mechanism of QDMs, experimental results of QDM formation with capping at low temperature of 430 °C are investigated. The formation of satellite dots is investigated by studying the evolution of sample X via a set of AFM images taken at different locations on the same sample. The different locations have been carefully selected to show the different stages of QD formation. When the regrowth temperature increases from 430 to 500 °C, the blades of the nano-propellers are longer because the increased thermal energy results in more adatoms movement. After the nano-propeller is formed, the rest of InAs will attach to the sides of the blade, particularly at the blade's boundaries. This gives rise to the first nucleation sites, when the thickness of InAs reaches the critical thickness, and the QDM's rhombus configuration results from the asymmetrical strain fields along the $[1\bar{1}0]$ directions, as shown in Fig. 3.

All QDM samples with different thicknesses of GaAs capping layers (6, 15, 25 ML) at regrowth thicknesses of

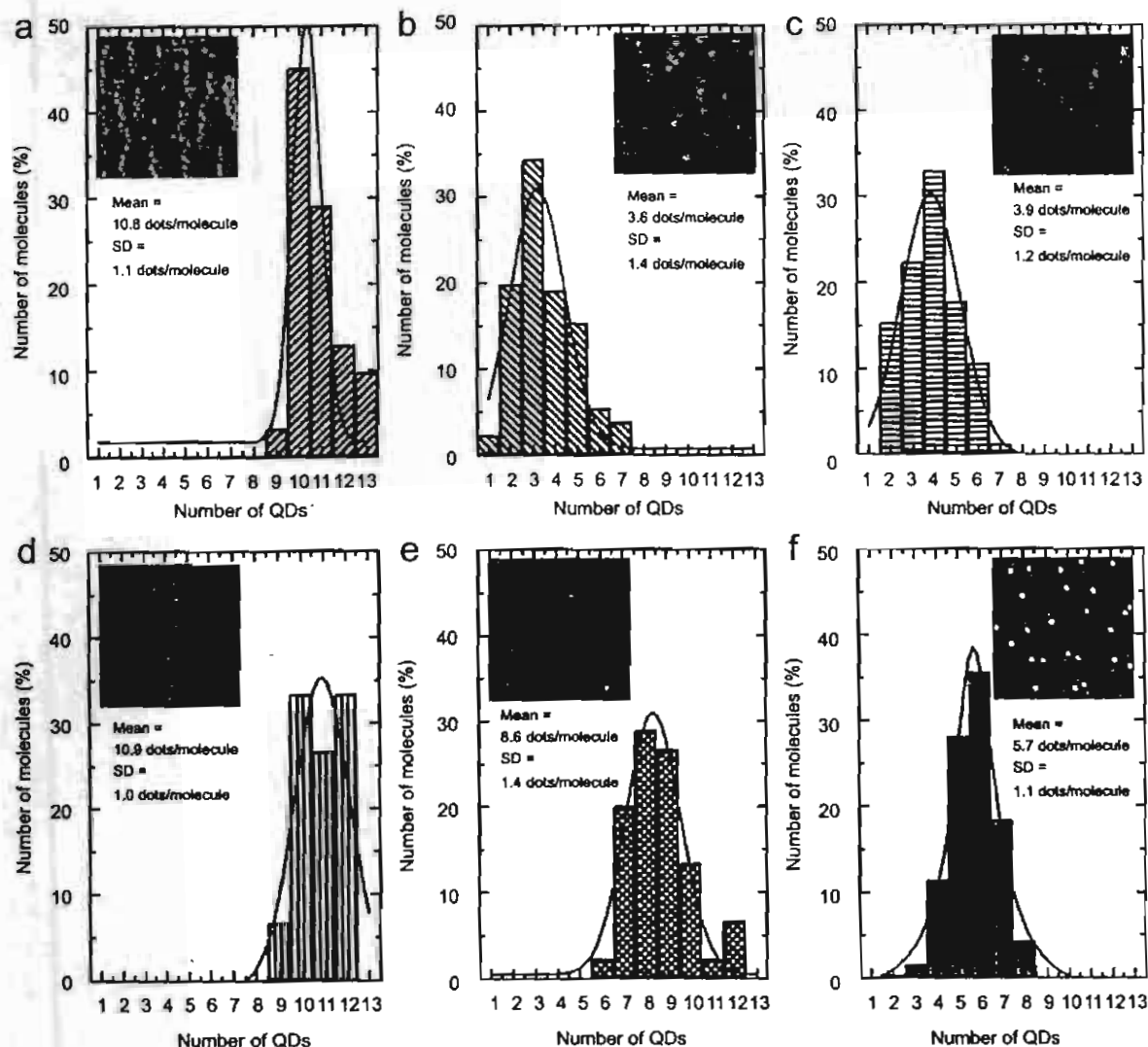


Fig. 2. Histograms of dot number per QDM with $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ AFM images at different capping layer and regrowth layer thicknesses, (a) 6 ML GaAs capping layer and 1.2 ML InAs regrowth layer, (b) 15 ML GaAs capping layer and 1.2 ML InAs regrowth layer, (c) 25 ML GaAs capping layer and 1.2 ML InAs regrowth layer, (d) 6 ML GaAs capping layer and 1.5 ML InAs regrowth layer, (e) 15 ML GaAs capping layer and 1.5 ML InAs regrowth layer, (f) 25 ML GaAs capping layer and 1.5 ML InAs regrowth layer, respectively.



Fig. 3. AFM images showing the evolution of self-assembled lateral QDM.

1.2 ML (samples A–C) and 1.5 ML (samples D–F) are tested for their PL spectra at 77 K. The excitation power dependence of PL spectra of all samples is also conducted. When all samples are excited by an Argon laser excitation power of 20 mW, the ground-state peak emissions of samples A–C appear at 1.18, 1.17 and 1.08 eV with the FWHM of 98, 24, 41 meV, respectively, as shown in Fig. 4(a). The red shift of PL peak from sample C with

GaAs capping thickness of 25 ML indicates that the dot size is larger than those of another two samples A and B with 6 and 15 ML capping thicknesses. Sample A has a broad spectrum due to less dot uniformity that is confirmed by its AFM image. Sample B has a narrower spectrum than sample C because of its better dot uniformity. Fig. 4(b) shows the PL results from sample D–F with a regrowth thickness of 1.5 ML. Their ground-state peak emissions are

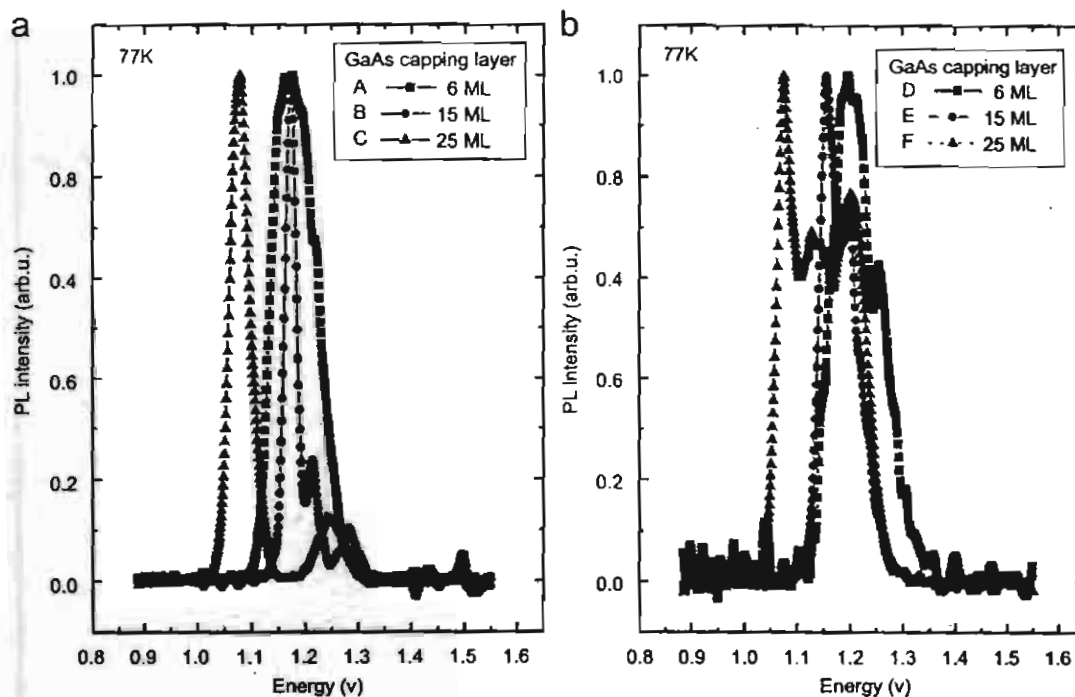


Fig. 4. PL spectra of samples grown with the InAs regrowth layer thickness of 1.2 ML (a) and 1.5 ML (b) at 77 K.

at 1.20, 1.16 and 1.08 eV, respectively. Clear red shift, which indicates the increase in dot size, is confirmed in this series of samples due to the saturated QDM formation. The FWHM of PL spectra of samples D–F are 109, 34 and 34 meV, respectively. Sample D, with a regrowth thickness more than a critical thickness, has a broad PL spectrum due to less dot uniformity.

4. Conclusions

We show that the length of the propeller blades can be controlled by varying the thickness of the capping layer in addition to the capping temperature in our previous studies. The surface elastic energy of QDs will be modified by increasing the partial capping, which results in different QDMs' shapes after deposition of amounts of InAs regrowth layer. We found that the capping thicknesses between 15 and 25 ML and the regrowth thicknesses between 1.2 and 1.5 ML at 470 °C are the optimum conditions in fabricating 4–5 dots per QDM. In addition, after thin capping at 430 °C and regrowth of QDM during ramping temperature up to 500 °C, the evolution of the QDM is studied. The regrown QDs are found to nucleate first in the nanoholes before spilling out and forming along the blades.

Acknowledgments

This research is financially supported by Asian Office of Aerospace Research and Development (AOARD), US Air

Force, Thailand Research Fund (TRF) through the Royal Golden Jubilee (Ph.D. scholarship program) and Senior Researcher Award. The authors are also grateful to Center of Excellence in Electrical Power Technology for supporting "Siskonkuti" scholarship.

References

- [1] G.E. Moore, *Electronics*, April 19 (1965).
- [2] J.D. Plummer, P.B. Griffin, Fellow, IEEE, *Proc. IEEE* 89 (3) (2001).
- [3] M. Bayer, O. Stern, P. Hawrylak, S. Fafard, A. Forchel, *Nature* 405 (2000) 923.
- [4] A. Imamoglu, D.D. Awschalom, G. Burkard, D.P. DiVincenzo, D. Loss, M. Sherwin, A. Small, *Phys. Rev. Lett.* 83 (1999) 4204.
- [5] Y. Ono, A. Fujiwara, K. Nishiguchi, H. Inokawa, Y. Takahashi, *J. Appl. Phys.* 97 (2005) 031101.
- [6] A.O. Govorov, *Phys. Rev. B* 68 (2003) 075315.
- [7] B.D. Gerardot, S. Strauf, M.J.A. de Dood, A.M. Bychkov, A. Badolato, K. Hennessy, E.L. Hu, D. Bouwmeester, P.M. Petroff, *Phys. Rev. Lett.* 95 (2005) 137403.
- [8] C.S. Lent, P.D. Tougaw, W. Porod, *Appl. Phys. Lett.* 62 (1993) 714.
- [9] J. Timler, C.S. Lent, *J. Appl. Phys.* 91 (2002) 823.
- [10] P.D. Tougaw, C.S. Lent, *J. Appl. Phys.* 75 (1994) 1818.
- [11] J.M. Taylor, H.-A. Engel, W. Dür, A. Yacoby, C.M. Marcus, P. Zoller, M.D. Lukin, *Nat. Phys.* 1 (2005) 177.
- [12] S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, S. Panyakeow, *J. Vac. Sci. Technol. B* 23 (2005) 1217.
- [13] S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, S. Panyakeow, *Microelectron. Eng.* 83 (4–9) (2006) 1526.
- [14] Axel Lorke, R. Johannes Luyken, M. Jorge Garcia, M. Pierre, Petroff, *Jpn. J. Appl. Phys.* 40 (2001) 1857.
- [15] J.H. Davies, *J. Appl. Phys.* 84 (1998) 1358.



Self-assembled lateral Bi-quantum-dot molecule formation by gas-source molecular beam epitaxy

S. Suraprapapich^{a,b,*}, Y.M. Shen^a, V.A. Odnoblyudov^a, Y. Fainman^a,
S. Panyakeow^b, C.W. Tu^a

^aDepartment of Electrical and Computer Engineering, University of California San Diego, La Jolla, CA 92093-0407, USA

^bDepartment of Electrical Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand

Available online 9 January 2007

Abstract

Self-assembled InAs bi-quantum-dot molecules (BQDMs) on GaAs (001) have been achieved using gas-source molecular beam epitaxy (GSMBE) and characterized by atomic force microscopy (AFM) and photoluminescence (PL) measurements. After the initial InAs quantum dots are partially capped with GaAs and followed by deposition of InAs, BQDMs are formed. Photoluminescence spectra of BQDMs can be described by two Gaussian-fitted curves at low temperature due to two different dot sizes. This is consistent with dot height histograms obtained from AFM images of BQDMs. For PL intensity, thermal quenching is observed at temperatures above 100 K. The activation energy of BQDM PL corresponds to nonradiative recombination due to defect-related states and potential fluctuation.

© 2006 Elsevier B.V. All rights reserved.

Keywords: A1. Bi-quantum-dot molecule; A3. Gas-source molecular beam epitaxy

1. Introduction

Self-assembled semiconductor quantum dots (QDs), from highly strained-layer heteroepitaxy in the Stranski–Krastanow (S–K) growth mode, have been intensively studied because of the δ -function-like density of states [1–3], which is significant for optoelectronic applications [4–6]. Spontaneous formation of semiconductor quantum-dot molecules (QDMs), which are clusters of QDs, has attracted attention as a possible implementation of future quantum devices such as quantum cellular automata [7,8]. Lateral QDMs have been achieved by several growth techniques, such as a combination of in situ etching and self-assembly [9] and self-assembly by anisotropic strain engineering on an In(Ga)As/GaAs (311B) superlattice (SL) template [10]. In our previous work, lateral QDMs have also been obtained using a thin-capping-and-regrowth technique by solid-source molecular beam epitaxy

(SSMBE) under As₄ overpressure [11]. After isolated self-assembled QDs are capped partially with GaAs, nanoholes (camel-like nanostructure) are formed. The nanoholes are controlled by varying the capping temperature. InAs is then deposited (regrowth), and QDMs are formed at 430 °C with at least five dots per QDM [12].

In this paper, the formation of InAs bi-quantum-dot molecules (BQDMs) is achieved on a GaAs substrate by gas-source MBE (GSMBE) under As₂ overpressure using the thin-capping-and-regrowth technique. Morphological studies by atomic force microscopy (AFM) and temperature dependence of BQDM optical properties are investigated. A comparison of quantum structures grown under different arsenic species (dimers and tetramers) is underway and will be presented elsewhere.

2. Experimental procedure

All samples are grown on (001) semi-insulating GaAs substrates by GSMBE in a modified Varian Gen-II system. Elemental Ga and In are used as the group-III sources, and thermally cracked arsine, which produces As₂ and H₂, is

*Corresponding author. Department of Electrical Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand.

E-mail addresses: suwarce.s@student.chula.ac.th (S. Suraprapapich), s_panyakeow@yahoo.com (S. Panyakeow).

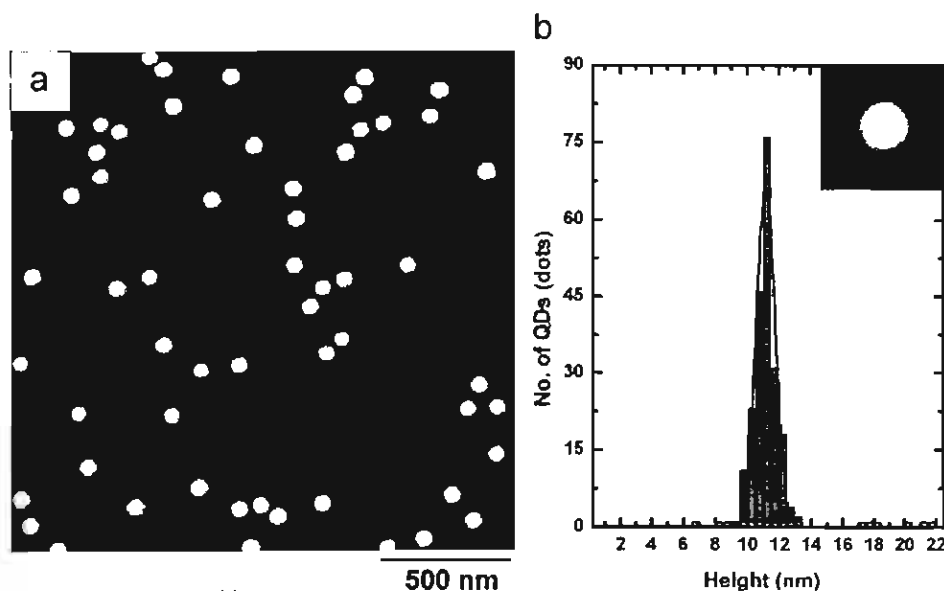


Fig. 1. AFM image (a) and dot height histogram with Gaussian fit (b) of as-grown QDs.

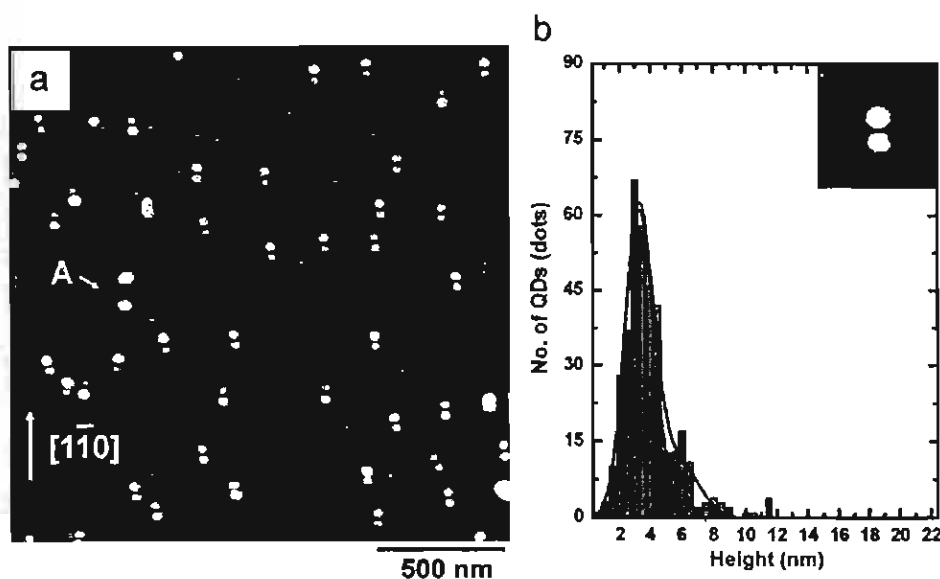


Fig. 2. AFM image (a) and dot height histogram with Gaussian fit (b) of BQDMs.

used as the group-V source. The growth rates of GaAs and InAs are 0.6 monolayer (ML) per second and 0.01 ML/s, respectively. After oxide desorption, a 300-nm-thick GaAs buffer layer is grown at a temperature of 580 °C. Under As_2 overpressure and deposition of 1.8 ML amount of InAs, QDs are formed randomly on the surface at a temperature of 500 °C. Then, the substrate temperature is ramped down to 470 °C and InAs QDs are capped partially with a 6-ML-thick GaAs layer. When 0.6-ML-thick InAs is deposited, BQDMs are formed on the partially covered InAs QDs. Then a 150-nm thick GaAs buffer layer is grown and the thin-capping-and-regrowth process is repeated once more. The dot formation is monitored in situ by reflection high-energy-electron diffraction (RHEED). After growth

the sample is ramped down immediately to room temperature. The embedded BQDMs are for PL measurements, and the top BQDMs for AFM measurements. A separate sample is grown with only QDs as a reference ("as-grown QDs").

Surface morphology is imaged by tapping-mode AFM with a sharpened SiN tip on uncapped samples. PL measurements are carried out in a close-cycle He cryostat at various temperatures and excitation power densities. A diode-pumped solid-state laser at 532 nm emission wavelength is used for excitation and the signal is dispersed in a 0.5 m monochromator and detected by a thermoelectrically cooled InGaAs photodiode using standard lock-in technique.

3. Results and discussion

Figs. 1(a) and 2(a) show AFM image of as-grown QDs at a coverage of 1.8 ML and BQDMs, respectively. BQDMs are oriented along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction. The dot density of as-grown QDs is $6 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$, whereas the total QD density in the BQDM sample is $1.1 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, consisting of $9.4 \times 10^9 \text{ QDs cm}^{-2}$ from $4.7 \times 10^9 \text{ BQDMs cm}^{-2}$, and $1.9 \times 10^9 \text{ QDs cm}^{-2}$. Each as-grown QD is transformed into a BQDM after the thin-capping-and-regrowth procedure, but the BQDM density is lower due to merging of some BQDMs into single dots. Figs. 1(b) and 2(b) show dot height histograms obtained from AFM images of as-grown QDs and BQDMs, respectively. Note that the QDs in the BQDM sample are largely comprised of smaller dots than as-grown QDs. The histogram in Fig. 3 shows the center-to-center separation of BQDMs, and it is fitted with a Gaussian distribution with an average separation of 22 nm. This relatively large separation shows that the PL observed from BQDMs, shown below, is from individual QDs in the BQDMs.

Fig. 4 shows PL spectra of as-grown QDs and BQDMs at 9 K with excitation power density ranging from 0.13 to 8 kW/cm^2 . The highest peaks of as-grown QDs and BQDMs spectra are at 1.08 and 1.195 eV with full-width at-half maximum (FWHM) of 28 and 60 meV, respectively. The spectrum of the BQDMs can be described by two Gaussian curves composed of a higher peak at 1.19 eV and

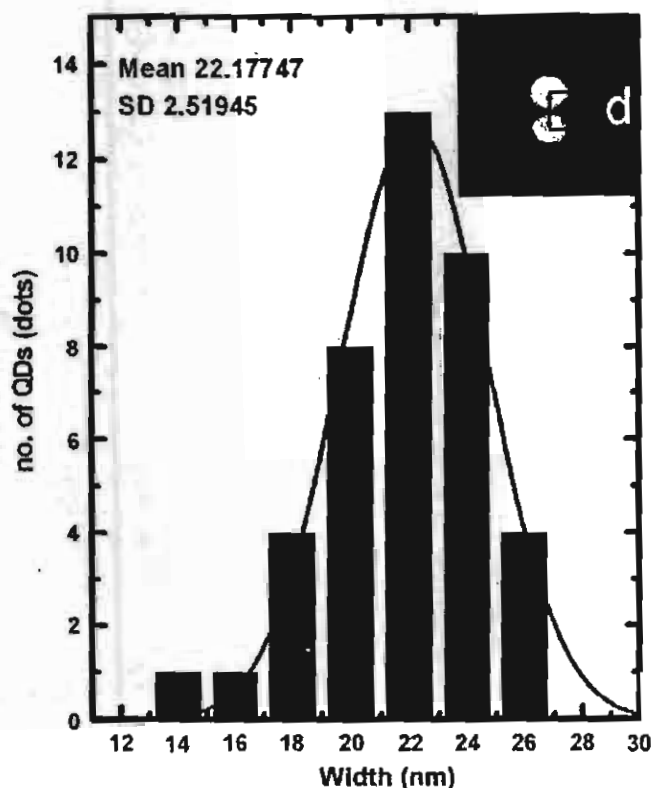


Fig. 3. Center-to-center width histogram of BQDMs with Gaussian fit.

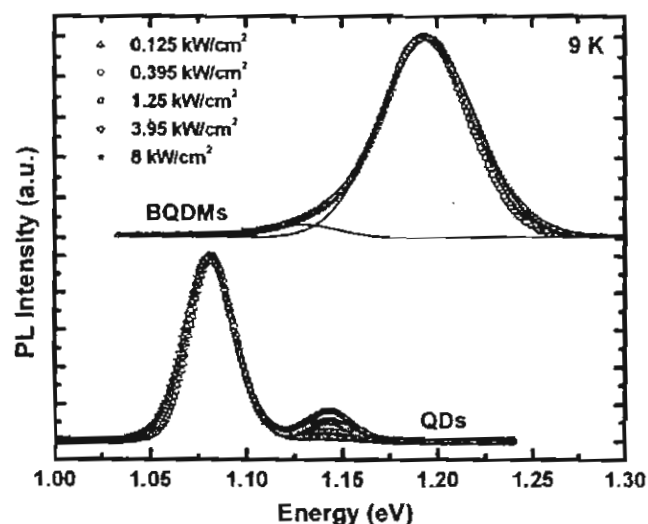


Fig. 4. PL spectra of as-grown QDs and BQDMs at 9 K. The dotted curves for BQDMs are the Gaussian components.

a smaller peak at 1.128 eV. These results confirm the bimodal distribution of dot heights. The PL spectra are normalized to the highest peak. As the incident excitation power increases, the higher energy peak of the as-grown QD sample increases relative to the lower-energy peak. This indicates that the lower-energy peak is from ground-state transitions and saturated, and the higher energy peak is from transitions between the first excited states. On the other hand, the relative intensity of the two peaks in BQDMs PL remains the same with increasing incident excitation power, indicating these two peaks are from ground-state transition from QDs with different dot sizes, as shown in Fig. 2(b).

Despite higher dot density, the PL intensity of BQDMs is lower than that of QDs. It is attributed to defects such as nanovoids, as shown by "A" in Fig. 2(a), which could affect the optical efficiency due to nonradiative recombination.

Temperature-dependent PL data from 9 to 290 K are also obtained while the incident excitation intensity is held constant at 10 kW/cm^2 . Fig. 5 shows the temperature dependence of the peak emission energy, which can be fitted by the Varshni model [13]

$$E(T) = E_0 - \frac{\alpha T^2}{T + \beta}, \quad (1)$$

where $E(T)$ and E_0 are the peak energies at T and 0 K, respectively, and α and β are constants. The variation of the peak emission energy with temperature can be attributed to the effect of dilation of lattice and electron–lattice interaction. The solid line in Fig. 5 is the Varshni equation with $E_0 = 1.083 \text{ eV}$ for as-grown QDs and 1.198 eV for BQDMs, $\alpha = 3.16 \times 10^{-4} \text{ eV/K}$ and $\beta = 93 \text{ K}$ for both as-grown QDs and BQDMs. The α and β values agree with those of InAs [13]. The maximum red shift of 23 meV in the BQDM curve from the Varshni equation is

probably due to transfer from smaller dot family (higher energy) to larger dot family (lower energy) within the QDs of the BQDM family, but not to the much larger dots in Fig. 4, where the energy difference is much larger, ~ 80 meV [14,15].

Fig. 6 shows the PL intensity of as-grown QDs and BQDMs vs. inverse temperature. As the measurement temperature increases from 9 K, the PL intensity of BQDMs remains constant up to 100 K and then rapidly quenches. The solid lines are fitted with an assumption of two thermally activated processes with [16,17].

$$I(T) = \frac{I(0)}{1 + Ae^{-E_a/kT} + Be^{-E_b/kT}}, \quad (2)$$

where $I(T)$ and $I(0)$ are the PL intensity at T and 0 K, respectively; A and B are constants; E_a and E_b are thermal activation energies. Activation energy E_a , derived from the slope of the straight-line portion (150–300 K) of the curves,

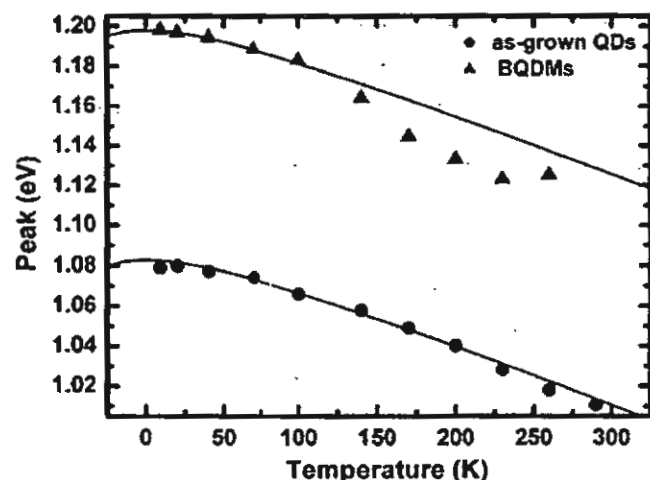


Fig. 5. The temperature-dependent peak emission energy of as-grown QDs and BQDMs. The solid lines are calculations from the Varshni equation.

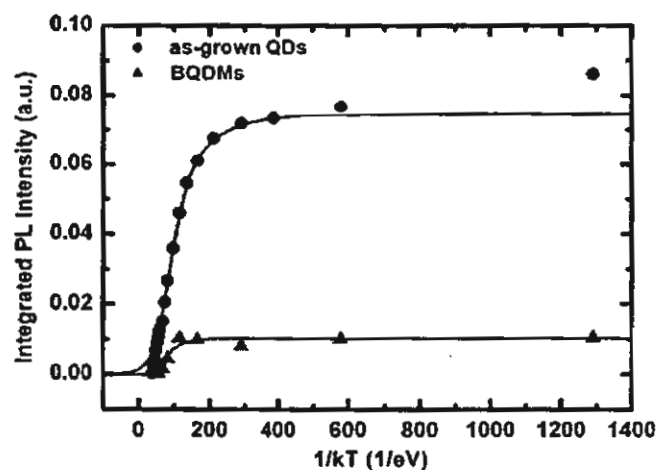


Fig. 6. The temperature dependence of PL intensity of as-grown QDs and BQDMs.

is 45 and 128 meV for as-grown QDs and BQDMs, respectively. The smaller energy E_b is ascribed to trapped excitons or carriers thermalizing from localized regions resulting from potential fluctuations due to size distribution of QDs. The larger energy of E_a corresponds to the difference in energy between the ground state and the wetting layer if there are no localized states. E_a for BQDMs then is expected to be smaller than E_a for as-grown QDs because of smaller dot size. Our results are contrary to this expectation, indicating the existence of non-radiative recombination centers in BQDMs between the QD energy level and the wetting layer energy level.

4. Conclusion

Self-assembled InAs lateral BQDMs have been achieved using GSMBE under As_2 overpressure. Gaussian distribution fits dot height histograms from AFM images. The temperature dependence of PL is investigated. The variation of the photon energy with temperature is tentatively attributed to size variation of QDs within the BQDMs. Temperature-dependent PL intensities indicate the existence of potential fluctuation due to QD size fluctuation and localized states in the wetting layer.

Acknowledgments

This work is partially supported by the Quantum Information Science and Technology (QuIST) program of the US Air Force Office of Scientific Research (AFOSR) and the Thailand Research Fund (TRF) through Royal Golden Jubilee and TRF's Senior Researcher Scholar, Asian Office of Aerospace Research and Development (AOARD) of the US Air Force, Chulalongkorn University and National Nanotechnology Center of Thailand.

References

- [1] M. Sugawara, Self-Assembled InGaAs/GaAs Quantum Dots: Semiconductors and Semimetals, vol. 60, Academic Press, New York, 1999.
- [2] W. Seifert, N. Carlsson, M. Müller, M.-E. Pistol, L. Samuelson, L.R. Wallenberg, Prog. Crystal Growth Charact. 33 (1996) 423.
- [3] L.G. Wang, P. Kratzer, N. Moll, M. Scheffler, Phys. Rev. B 62 (2000) 1897.
- [4] Y. Arakawa, H. Sakaki, Appl. Phys. Lett. 40 (1982) 939.
- [5] M. Asada, Y. Miyamoto, Y. Suematsu, IEEE J. Quantum Electron. 22 (1986) 1915.
- [6] S.-Y. Lin, Y.-J. Tsai, S.-C. Lee, Appl. Phys. Lett. 83 (2003) 752.
- [7] C.S. Lent, P.D. Toungaw, W. Porod, Appl. Phys. Lett. 62 (1993) 714.
- [8] J.R. Petta, A.C. Johnson, J.M. Taylor, E.A. Laird, A. Yacoby, M.D. Lukin, C.M. Marcus, M.P. Hanson, A.C. Gossard, Science 309 (2005) 2180.
- [9] R. Songmuang, S. Kiravittaya, O.G. Schmidt, Appl. Phys. Lett. 82 (2003) 2892.
- [10] T. van Lippen, R. Nötzel, G.J. Hamhuis, J.H. Wolter, Appl. Phys. Lett. 85 (2004) 118.
- [11] S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, S. Panyakow, J. Vac. Sci. Technol. B 23 (2005) 1217.

- [12] S. Suraprapapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, S. Panyakeow, *Microelectron. Eng.* 83 (2006) 1526.
- [13] Y.P. Varshni, *Physica* 34 (1967) 149.
- [14] A. Polimeni, A. Patané, M. Henini, L. Eaves, P.C. Main, *Phys. Rev. B* 59 (1999) 5064.
- [15] Z. Mi, P. Bhattacharya, *J. Appl. Phys.* 93 (2005) 023510.
- [16] J.D. Lambkin, L. Considine, S. Walsh, G.M. O'Connor, C.J. McDonagh, T.J. Glynn, *Appl. Phys. Lett.* 65 (1994) 73.
- [17] A. Nishikawa, Y.G. Hong, C.W. Tu, *J. Vac. Sci. Technol. B* 22 (2004) 1515.



Growth of InAs quantum-dot hatches on InGaAs/GaAs cross-hatch virtual substrates

C.C. Thet, S. Panyakeow, S. Kanjanachuchai *

Semiconductor Device Research Laboratory, Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University,
Phyathai Road, Bangkok 10330, Thailand

Available online 2 February 2007

Abstract

Self-assembled InAs quantum dots (QDs) are grown on cross-hatch virtual substrate (VS) consisting of 50-nm $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ layers on GaAs (001) prepared by molecular beam epitaxy (MBE). The lattice-mismatched $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ layer is grown well beyond the critical thickness for misfit dislocation formation in order to form long orthogonal lines (cross hatches) along the $[1\ 1\ 0]$ and $[1\ \bar{1}\ 0]$ directions. By growing InAs layer on top of the cross hatches at a low growth rate of 0.01 monolayer (ML)/s, spontaneous formation of QDs occurs at a thickness of 0.8 ML. We found that reducing the substrate temperature immediately after the QD formation will result in a majority (82%) of QDs aligning on the cross hatches. With a short growth interruption (GI) time of 30 s before reducing the substrate temperature, the QDs form almost exclusively (97%) on the cross hatches and the surface prepared as such is termed QD hatches. Exceeding this optimum GI time, however, results in inhomogeneous, sparsely connected QD hatches, possibly due to In desorption.
© 2007 Elsevier B.V. All rights reserved.

Keywords: InAs; Quantum dots; Quantum-dot hatches; Cross hatch; MBE; Growth interruption

1. Introduction

Molecular beam epitaxial (MBE) growth of InAs on GaAs substrate above a critical thickness results in self-assembled quantum dots (QDs) via Stranski–Krastanow (SK) growth mode [1]. Due to the statistical nature of the SK process, QDs are randomly distributed across the substrate surface. In order to harness the full benefits of QDs, ordered QDs with size uniformity and regular spatial arrangement are a necessity. Attempts to obtain such structures through top–down and bottom–up approaches share some limited success. The top–down approach usually makes use of pre-patterned substrates where lithographically-defined patterns are used as templates for MBE growth [2]. These may give rise to structural imperfections in the forms of defects and non-radiative recombination centers which can degrade electrical and optical properties

of devices. The bottom–up approach, on the other hand, grows SK QDs on substrates which already have some surface structures; for examples, high-index substrates [3] and atomically smooth surfaces which undergo *in situ* processing, such as the formation of striped- or strain-engineered superlattice templates [4,5]. One recent approach is the use of virtual substrates (VS) where a lattice-mismatched layer is partially relaxed and used as a template on which connected QDs are grown [6].

The surface of partially- or fully-relaxed films on cubic substrates exhibits a characteristic undulation usually referred to as a cross-hatch pattern. The development of cross-hatch patterns has been demonstrated in various material systems such as $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ [7], $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{InP}$ [8] and $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}$ [9], all are attributed to misfit dislocations and glides. Growths of QDs on cross-hatch patterns have also been carried out on several lattice-mismatched systems, including $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ [10,11] and $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}$ [9]. All report some QD alignment, yet none claims to be the best approach to achieve long-range and ordered QDs.

* Corresponding author.

E-mail address: songphol.k@chula.ac.th (S. Kanjanachuchai).

In this paper, we demonstrate the growth of long-range, ordered QDs in the form of QD hatches on partially-relaxed layer with the aid of growth interruption time. With optimized growth conditions, we found that QDs predominantly formed on surface ridges along the $[1\bar{1}0]$ and $[110]$ directions. We found that the QDs have similar geometries, although those formed along the $[1\bar{1}0]$ direction are slightly higher than those along the $[110]$ direction, a result directly influenced by the underlying cross-hatch morphology.

2. Experimental details

All samples are grown on epi-ready (001)-GaAs wafers by RIBER 32P solid-source MBE system. In order to control the surface reconstruction in real time, *in situ* reflection high-energy electron diffraction (RHEED) is used throughout the growth. After oxide desorption of the substrate, a 300-nm GaAs buffer layer is grown at 580 °C. The substrate temperature is then reduced to 500 °C before the growth of 50 nm of $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$. The growth rates of GaAs and InGaAs are 0.34 and 0.4 ML/s, respectively. The As/Ga flux ratio is kept at 25 throughout the growth and the background As_4 pressure is 3.5×10^{-6} Torr. The substrate temperature is further reduced to 470 °C prior to the growth of InAs QDs at a low rate of 0.01 ML/s. The growth of InAs QDs stops right after QD formation; this is possible by closing the In and Ga shutters as soon as the streaky-to-spotty RHEED pattern transition is observed. The thickness of InAs when this occurs is 0.8 ML. After QD formation, growth interruption (GI) time of 0 s, 30 s or 60 s is introduced in three different samples before the substrate temperature is ramped down to 100 °C. This allows us to study the distribution of QDs on the cross-hatch VS as a function of GI times by *ex situ* atomic force microscopy (AFM).

3. Results and discussion

The AFM image of a well-defined cross-hatch pattern after the growth of $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ layer is shown in

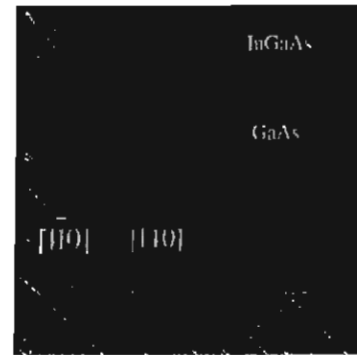


Fig. 1. AFM image of the surface of 50 nm of $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ layer on (100)-GaAs substrate (size: $15 \times 15 \mu\text{m}^2$, height contrast: 9.5 nm). The inset shows a TEM image of the InGaAs/GaAs interface.

Fig. 1. The lattice mismatch between $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ and GaAs is only 1.1%; therefore, the growth mode is 2D layer-by-layer. The thickness of $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ layer is chosen to be significantly greater than the critical thickness (h_c), which in the case of $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ on GaAs is ~ 10 nm, according to Matthews and Blakeslee's force-balance model [12]. Since the thickness of the strained $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ layer is $\sim 5h_c$, the strain energy is partially relaxed through the formation of misfit dislocations (MDs) at the interface. These MDs can thread to the surface causing surface steps which results in the cross-hatch pattern observed in Fig. 1. The network of dislocations are confirmed by cross-sectional transmission electron microscopy (TEM) shown in the inset of Fig. 1. Most of the MDs are mixed dislocations that glide on $\{111\}$ plane which propagated along the (110) directions. This result is consistent with the results of morphological studies of film relaxation in cubic systems [13–15].

On top of the cross-hatch VS in Fig. 1, 0.8 ML of InAs QDs is grown with various GI times. The AFM images of the resulting QDs for GI times of 0, 30 and 60 s are shown in Fig. 2a–c, respectively. In all cases it is found that most of the QDs prefer to be located along the (110) directions, although some of them are formed randomly on flat regions, see white arrows in Fig. 2a. Nevertheless, the cor-

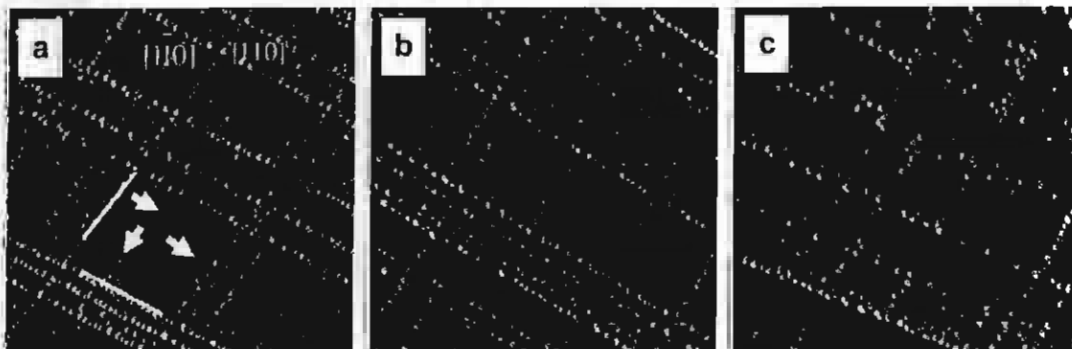


Fig. 2. AFM images of InAs QDs grown on $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ with growth interruption times of (a) 0 s, (b) 30 s and (c) 60 s. All images are $3 \times 3 \mu\text{m}^2$ in size with height contrast of 8.5 nm. The two white lines in (a) indicate the positions where line scans shown in Fig. 3 are taken.

relation between the positions of QDs in Fig. 2 and the cross-hatch VS in Fig. 1 leads us to conclude that QDs nucleate on top of the cross-hatch pattern. A result which differs in one important aspect from those obtained by Zhang et al. who formed similar VS but obtained QDs along the side of the cross-hatch pattern [6]. We note that while Zhang et al. introduced 30-s GI time after the formation of the InGaAs layer and none after QD formation, we introduce a 2-min GI time after the formation of the InGaAs layer and an additional 30-s GI time after QD formation for the QD hatches sample shown in Fig. 2b. The top of the ridges or the cross hatches are where the strain energy is minimum; In adatoms around the vicinity of the ridges on the surface thus migrate to these energetically favorable locations [16].

Further analyses show that the density and distribution of QDs in each sample are different, although most of the QDs distribute orderly on the cross hatches. Statistical analyses of the AFM images in Fig. 2 indicate that the percentages of QDs formed on the cross hatches are 82%, 97% and 66% for samples with GI times of 0, 30 and 60 s, respectively.

In the case of 0-s GI time, the QDs are 'frozen' as soon as they form. And the majority of QDs (82%) are on the cross hatches. In the case of 30-s GI time, however, surface migration of In adatoms can occur, which for 470 °C can be significant. This extra time allows In adatoms to move to the most energetically favourable positions and be incorporated as InAs QDs there. This results in a significant reduction of percentage of QDs formed on the flat surface which Fig. 2b shows that QDs form almost exclusively (97%) on the cross hatches. Allowing too long a GI time, nevertheless, has detrimental effects on overall QD characteristics as seen in Fig. 2c: Not only the QDs are non-uniform, but also the positions along the cross hatches are 'blurred', and the QD density is reduced by more than 50% from $7.6 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ in Fig. 2a to $3.6 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ in Fig. 2c. The long interruption time affords In atoms more opportunities to desorb from the surface. Therefore, some early-stage QDs in Fig. 2a disappear completely and the remaining QDs become less homogeneous.

The improved uniformity of QDs as short-duration GI time is introduced has been reported by Kiravittaya et al. who found that the photoluminescence (PL) linewidth of QDs decreases after 30-s GI time [17]. They attributed the linewidth narrowing to the improvement of QDs size distribution. They also found that the PL linewidth broadens, which implies worsened QD size distribution, for longer GI time (>30 s) which qualitatively agree with our results.

The line profiles taken along the $[1\bar{1}0]$ and $[110]$ directions of a typical sample—e.g., the sample in Fig. 2a—are shown in Fig. 3. The line scans indicate that the QDs are spaced almost periodically along the cross hatches in both directions. The average width and height of the QDs along both directions are 60 and 3 nm, respectively. We can thus conclude that, within experimental accuracies, the QDs on

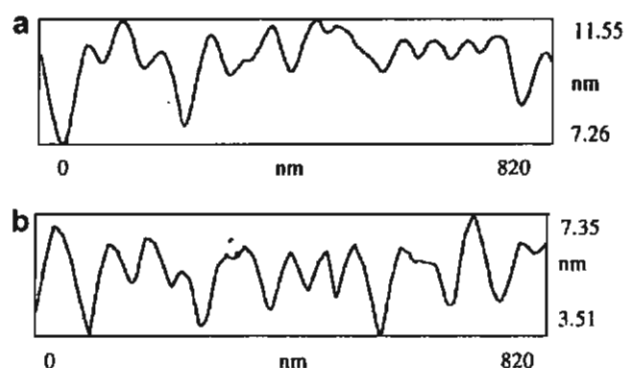


Fig. 3. Typical line profiles along the (a) $[1\bar{1}0]$ and (b) $[110]$ directions of QD hatches. The horizontal scan spans 820 nm.

both directions are of the same size, although the dots along the $[1\bar{1}0]$ direction seem to be situated at a higher platform than those along the $[110]$ direction. This can be explained in terms of different amplitudes of surface steps along the $[110]$ and $[1\bar{1}0]$ directions resulting from strain asymmetries in dislocation densities typical for InGaAs/GaAs systems [18].

4. Conclusion

Cross-hatch patterns on the $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ surface have been used as templates for the growth of ordered InAs quantum dots. By growing the lattice-mismatched $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ layer well beyond the critical thickness for misfit dislocation formation, almost-periodic surface undulations form automatically. Subsequent growth of InAs on these undulations gives rise to spontaneous dot formation at a thickness of 0.8 ML. By allowing the just-formed InAs QDs some limited freedom, in the form of 30-s growth interruption time, QDs are arranged almost exclusively on the two orthogonal surface ridges, forming what we term quantum-dot hatches. The structure may be useful in future quantum computation architectures such as quantum cellular automata.

Acknowledgements

The authors acknowledge financial supports from ASEAN University Network/Southeast Asia Engineering Education Development Network (AUN/SEED-Net), Thailand Research Fund, Asian Office of Aerospace Research and Development, and National Nanotechnology Center. CCT would like to thank all members of SDRL for their kind assistance during MBE growth.

References

- [1] I.N. Stranski, L. Krastanov, Akad. Wiss. Lit. Wien, Math.-Nat. Kl. 11b 146 (1938) 797.
- [2] Y. Nakamura, O.G. Schmidt, N.Y. Jin-Phillipp, S. Kiravittaya, C. Müller, K. Eberl, H. Gräbeldinger, H. Schweizer, J. Cryst. Growth 242 (2002) 339.

- [3] R. Nötzel, J. Menniger, M. Ramsteiner, A. Ruiz, H.P. Schönherr, K.H. Ploog, *Appl. Phys. Lett.* 68 (1996) 1132.
- [4] S. Suraprapich, S. Kanjanachuchai, S. Thainoi, S. Panyakeow, *Microelectron. Eng.* 78–79 (2005) 349.
- [5] Z.M. Wang, K. Holmes, Yu.I. Mazur, G.J. Salamo, *Appl. Phys. Lett.* 84 (2004) 1931.
- [6] C.L. Zhang, B. Xu, Z.G. Wang, P. Jin, F.A. Zhao, *Physica E* 25 (2005) 592.
- [7] K. Rajan, R. Devine, W.T. Moore, P. Magine, *J. Appl. Phys.* 62 (1987) 1713.
- [8] H. Dumont, L. Auvray, J. Dazord, V. Souliere, Y. Monteil, J. Bouix, *J. Appl. Phys.* 85 (1999) 7185.
- [9] S.Y. Shiryayev, F. Jensen, J.L. Hansen, J.W. Petersen, A.N. Larsen, *Phys. Rev. Lett.* 78 (1997) 503.
- [10] D. Pan, J. Xu, E. Towe, Q. Xu, J.W. Hsu, *Appl. Phys. Lett.* 73 (1998) 2164.
- [11] R. Leon, S. Chaparro, S.R. Johnson, C. Navarro, X. Jin, Y.H. Zhang, J. Siegert, S. Marcinkevicius, X.Z. Liao, J. Zou, *J. Appl. Phys.* 91 (2002) 5826.
- [12] J.W. Matthews, A.E. Blakslee, *J. Cryst. Growth* 27 (1974) 118.
- [13] K.H. Chang, R. Gilbala, D.J. Srolovitz, P.K. Bhattacharya, J.F. Mansfield, *J. Appl. Phys.* 67 (1990) 4093.
- [14] M.A. Lutz, R.M. Feenstra, F.K. LeGoues, P.M. Mooney, J.O. Chu, *Appl. Phys. Lett.* 66 (1995) 724–726.
- [15] O. Yastrubchak, T. Wosinski, T. Figielski, E. Lusakowska, B. Pecz, A.L. Toth, *Physica E* 17 (2003) 561–563.
- [16] K. Samonji, H. Yonezu, Y. Takagi, N. Ohshima, *J. Appl. Phys.* 86 (1999) 1331.
- [17] S. Kiravittaya, Y. Nakamura, O.G. Schmidt, *Physica E* 13 (2002) 224.
- [18] K.L. Kavanagh, M.A. Capano, L.W. Hobbs, J.C. Barbour, P.M.J. Maree, W. Schaff, J.W. Mayer, D. Pettit, J.M. Woodall, J.A. Stroscio, R.M. Feenstra, *J. Appl. Phys.* 64 (1988) 4843.





Available online at www.sciencedirect.com

ScienceDirect

Microelectronic Engineering 84 (2007) 1548–1551

MICROELECTRONIC
ENGINEERING

www.elsevier.com/locate/mee

In-droplet-induced formation of InP nanostructures by solid-source molecular-beam epitaxy

Wipakorn Jevasuwan, Somsak Panyakeow, Somchai Ratanathammaphan *

*Semiconductor Device Research Laboratory (SDRL), NANOTEC Center of Excellence, Department of Electrical Engineering,
Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand*

Available online 8 February 2007

Abstract

We have successfully obtained self-assembled InP nanostructures on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ layers by solid-source molecular-beam epitaxy using droplet-epitaxy. The growth sequence is initiated by indium deposition which was intended to form indium droplets and followed by irradiating P_2 beam to crystallize the indium droplets to InP. Dependence of the surface morphology on the indium thickness and on indium deposition rate was investigated. The nanostructure depends strongly on the indium thickness. It is observed that ring-shape nanostructure is formed when the indium thickness is 1.6 ML and the ring-shape quantum-dot molecule is formed when the indium thickness is thicker than 1.6 ML, with the crystallization under 4×10^{-6} Torr of P_2 beam at 200 °C for 5 min. The density, height and ring-shape formation pattern of nanostructures also depend on the indium thickness and on the indium deposition rate.

© 2007 Elsevier B.V. All rights reserved.

Keywords: Nanostructures; Molecular-beam epitaxy; Droplet-epitaxy; InP; GaAs

1. Introduction

The fabrication of semiconductor quantum-confined structures or nanostructures has been intensively investigated for fundamental physics and device applications. Just like quantum-dots, quantum rings and quantum-dot molecules possess atom-like properties, which make them potentially applicable in laser [1], electronics [2], and magnetism [3]. Most groups have used the Stranski–Krastanow (SK) growth mode by growing the dots on mismatched substrates like InAs on GaAs or InP. Recently, an alternative approach for growth of nanostructure, the droplet-epitaxy, has emerged [4]. The droplet-epitaxy technique consists of two steps: the formation of group III nanodroplets on substrate and subsequently the expose of these droplets to the group V element beam. This method is not only limited to quantum-dot formation. The quantum-dot, quantum ring and complex nanostructures with high crystalline properties were already demonstrated using

droplet-epitaxy method for the growth of GaAs, GaN, InGaAs, and InAs [5–8]. So far, InP nanostructures are most appealing as a potential platform for optoelectronics in the red light region. However, InP nanostructural forming by droplet-epitaxy have not yet been investigated.

In this work, we present the formation of InP nanostructures on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ layers by solid-source molecular-beam epitaxy using droplet-epitaxy. Atomic force microscopy (AFM) measurements were performed to characterize the nanostructure properties of the InP layers grown on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$. The effect of indium thickness and indium deposition rate on InP nanostructures were investigated.

2. Experimental procedure

All samples were carried out in RIBER 32P solid-source molecular-beam epitaxy system. A GaP decomposition cell was used as a phosphorus beam source for InP and InGaP growth. The InP nanostructure samples were grown on GaAs(100) substrates prepared using standard GaAs prepared conditions. Prior to growth, surface oxide desorption was carried out under As_4 flux at a beam

* Corresponding author. Tel.: +662 218 6522; fax: +662 251 8991.
E-mail address: rsomchai@chula.ac.th (S. Ratanathammaphan).

equivalent pressure of 6×10^{-6} Torr. The surface oxide was desorbed by slowly ramping substrate temperature until the reflection high energy diffraction (RHEED) pattern showed a clear and abrupt transformation to a 2×4 surface reconstruction. A GaAs buffer layer of ~ 3000 Å was first grown at substrate temperature of 600°C with a growth rate of 5000 Å/h. This was followed by the growth of ~ 2000 Å $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ layer at substrate temperature of 470°C with a growth rate of 5000 Å/h and V/III ratio of 10. During the growth of $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ layer, RHEED showed a 2×1 surface reconstruction. Then, the substrate temperature was reduced to 250°C without P_2 beam to minimize the excess P on the surface. Before depositing the indium, we reduced the background pressure of the growth chamber to less than 10^{-9} Torr to minimize the initial interaction between indium and phosphorus during the indium deposition. To investigate the effect of indium thickness and deposition rate, two sample series were fabricated. For the first series, a different amount of indium, 1.6, 3.2, 4.8 and 6.4 monolayer (ML), was deposited on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ layer with a constant indium deposition rate of 1.6 ML/s. For the second series, an indium amount of (approximately) 3.2 ML was deposited with different indium deposition rate of 0.25, 0.4, 0.75, 1 and 1.6 ML/s, respectively. All samples were deposited indium at substrate temperature of 250°C without phosphorus flux. Finally, the crystallization processing was carried out under 4×10^{-6} Torr of P_2 beam at 200°C for 5 min. The surface morphology of nanostructures was examined by a non-contact mode atomic force microscope (AFM) in air.

3. Results and discussion

3.1. Effect of indium thickness

The surface morphology depends strongly on the indium thickness. Fig. 1 shows the AFM images of the sample prepared by varying indium thickness with a constant 1.6 ML/s indium deposition rate. The substrate temperature was fixed at 250°C . Fig. 1a is AFM image of the rings formed by depositing indium of 1.6 ML thickness. The outer diameter of the ring is about 144 nm while the inner diameter is about 32 nm, the average height is 2.2 nm and the density is $9.5 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$. It shows a striking contrast to ring-shape quantum-dot molecule formed in Fig. 2b–d. Fig. 2b–d shows a similar dependent of ring-shape quantum-dot molecules formed at different indium thickness of 3.2, 4.8 and 6.4 ML, respectively. The density of quantum-dot molecules is in the range of 1.6×10^7 – $1.1 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$. The density and average number of dots per molecule is increased while increasing the indium thickness. The average diameter of quantum-dots in a molecule is between 40 nm and 62 nm depending on the indium thickness. Statistics on the average ring diameter, height, and number of dots in the molecule are summarized in Table 1. The distribution of number of quantum-dots within molecule is shown in

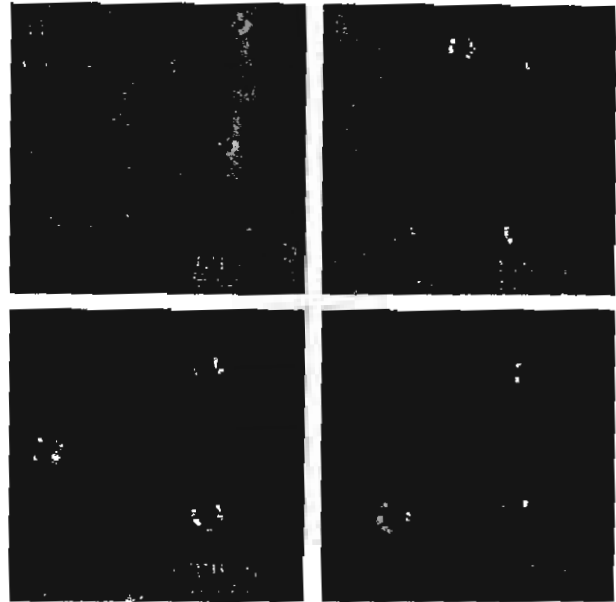


Fig. 1. AFM images of InP nanostructures after indium deposition at 250°C with a constant indium deposition rate of 1.6 ML/s and crystallization at 200°C under 4×10^{-6} Torr P_2 flux for 5 min with indium thickness of (a) 1.6 ML, (b) 3.2 ML, (c) 4.8 ML and (d) 6.4 ML, respectively.

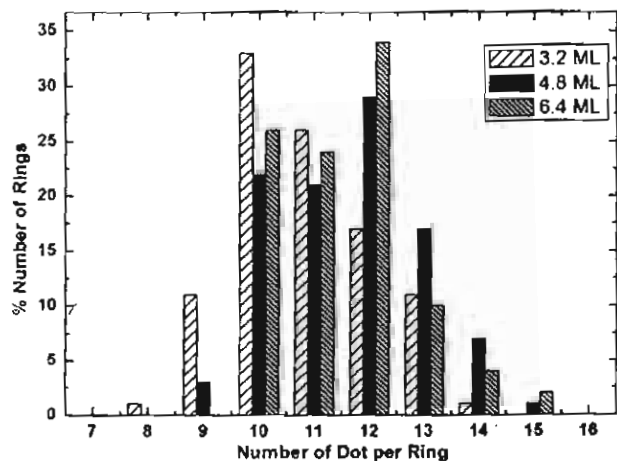


Fig. 2. Distribution of number of dots per molecule of InP ring-shape quantum-dot molecules on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ layers, collected from three samples of various indium thickness with a constant indium deposition rate of 1.6 ML/s.

fig. 2. The average number of quantum-dots in a molecule is increased while increasing the indium thickness.

3.2. Effect of indium deposition rate

Fig. 3, observed by atomic force microscope (AFM) shows the dependence of surface morphology on the indium deposition rate at substrate temperature of

Table 1

Summarized results of InP ring-shape nanostructure samples at various indium thickness with a constant indium deposition rate of 1.6 ML/s

In thickness (ML)	Morphology	Density (cm^{-2})	Average outer diameter (nm)	Average inner diameter (nm)	Height (nm)	Number of dot/ring
1.6	Ring	9.5×10^7	144	32	2.2	–
3.2	Ring-shape quantum-dot molecule	1.6×10^7	186	107	4.3	8–14
4.8	Ring-shape quantum-dot molecule	6.3×10^7	243	119	7	9–15
6.4	Ring-shape quantum-dot molecule	1.1×10^8	231	118	5.2	10–15

250 °C. The indium thickness was fixed at approximately 3.2 ML. In all samples, ring-shape quantum-dot molecules have been formed. The density of ring-shape quantum-dot molecule is varying between 1.6×10^7 and $1.4 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$. Increasing the indium deposition rate causes a drastic change in density, size, and the number of dots in a molecule. The density and average number of dots per molecule depend on the indium deposition rate. The average diameter and height of quantum-dots in a molecule also depends

on the indium deposition rate. Statistics of the average ring diameter, height, and number of dots in a molecule were summarized in Table 2. The distribution of number of quantum-dots in a molecule is shown in Fig. 4.

The InP ring-shape nanostructures are made by the formation and spread of indium droplets. These droplets were deposited on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ surface. The formation of ring-shape quantum-dot molecules depends on the indium deposition rate, spreading behavior of indium on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ surface and the amount of indium. The deviations are due to the wetting nature of $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ surface, the interracial energy of the deposit at Indium droplets and $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ interface, and temperature. Further studies on this observation are under progress.

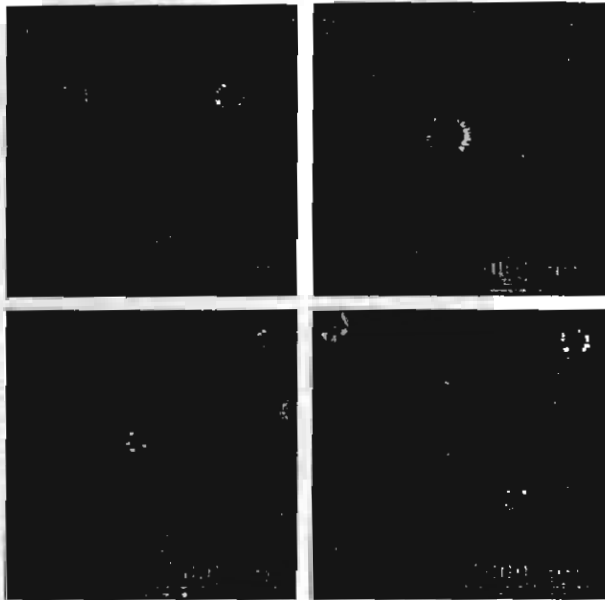


Fig. 3. AFM images of InP nanostructures after indium deposition at 250 °C and crystallization at 200 °C under 4×10^{-6} Torr P_2 flux for 5 min with indium deposition rate of (a) 0.24 ML/s, (b) 0.4 ML/s, (c) 0.75 ML/s, and (d) 1.0 ML/s, respectively. The coverage of indium droplet was approximately 3.2 ML.

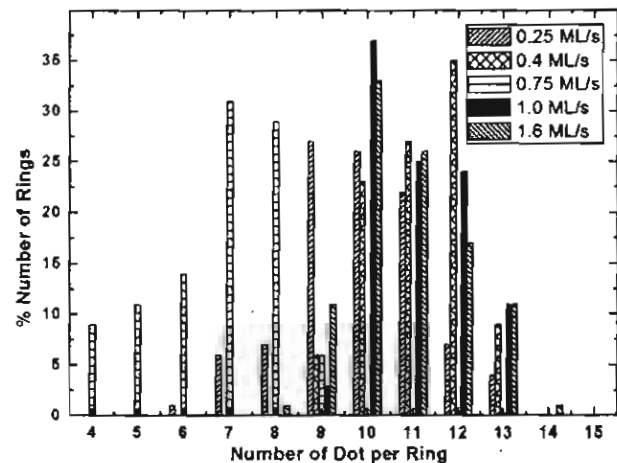


Fig. 4. Distribution of number of dots per molecule of InP ring-shape quantum-dot molecules on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ layers, collected from three samples of various indium deposition rate with a constant indium thickness of approximately 3.2 ML.

Table 2

Summarized results of InP ring-shape quantum-dot molecule samples at various indium deposition rate with a constant indium thickness of 3.2 ML by approximately

Deposition rate (ML/s)	Morphology	Density (cm^{-2})	Average outer diameter (nm)	Average inner diameter (nm)	Height (nm)	Number of dot/ring
0.25	Ring-shape quantum-dot molecule	4.2×10^7	210	137	3.4	6–13
0.4	Ring-shape quantum-dot molecule	2.3×10^7	314	158	4.3	9–13
0.75	Ring-shape quantum-dot molecule	1.4×10^8	157	81	2.5	4–9
1	Ring-shape quantum-dot molecule	6×10^7	144	31	3.3	9–13
1.6	Ring-shape quantum-dot molecule	1.6×10^7	186	107	4.3	8–14

4. Conclusions

In conclusion, we have presented a simple method of preparing ring-shape InP nanostructures on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ by solid-source molecular-beam epitaxy using droplet-epitaxy technique. The effects of indium deposition rate and indium thickness on the surface morphology, density, and size of self-assembled InP nanostructures were investigated. The surface morphology depends strongly on the indium thickness. The ring-shape nanostructure is formed at 1.6 ML indium thickness. The ring-shape quantum-dot molecule is formed when 3.2 ML indium thickness or more is deposited. The density, height and average number of dot per molecule is found to be dependent upon the indium thickness and on the indium deposition rate.

Acknowledgements

This work is supported by Thailand Research Fund (TRF), National Nanotechnology Center (Nanotec), Ministry of Education through The commission of Higher Edu-

cation (CHE), and Chulalongkorn University. The authors also would like to thank Mr. Boonchuay Supmonchai for his fruitful discussion, Mr. Supachok Thainoi, Mr. Pornchai Changmaung, and Mr. Poonyaseri Boonpeng for their technical assistance.

References

- [1] Y. Arakawa, H. Sakaki, *Appl. Phys. Lett.* 40 (1982) 939.
- [2] Z. Yuan, B.E. Kardynal, R.M. Stevenson, A.J. Shields, C.L. Lobo, K. Cooper, N.S. Beattie, D.A. Ritchie, M. Pepper, *Science* 295 (2002) 102.
- [3] A. Lorke, R.J. Luyk, A.O. Govorov, J.P. Kotthaus, *Phys. Rev. Lett.* 84 (2000) 2223.
- [4] K. Watanabe, N. Koguchi, Y. Gotoh, *Jpn. Appl. Phys. Part 2* 39 (2000) L79.
- [5] C.D. Lee, C. Park, H.J. Lee, S.J. Park, K.S. Lee, C.G. Park, S.K. Noh, *J. Surf. Anal.* 4 (1998) 299.
- [6] J.R. Ro, S.-B. Kim, K. Park, E.-H. Lee, J. Lee, *J. Crystal Growth* 201/202 (1999) 1198.
- [7] V. Gherasimove, G. Cui, S.-R. Jeon, Z. Ren, D. Martos, J. Han, *Appl. Phys. Lett.* 85 (2004) 2346.
- [8] T. Mano, T. Noda, M. Yamagiwa, N. Koguchi, *Thin Solid Films* 515 (2006) 531.

Effect of arsenic species on the formation of (Ga)InAs nanostructures after partial capping and regrowth

S. Suraprapich^{a)}

Department of Electrical and Computer Engineering, University of California at San Diego, La Jolla, California 92093-0407 and Department of Electrical Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand

S. Panyakeow

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

C. W. Tu

Department of Electrical and Computer Engineering, University of California at San Diego, La Jolla, California 92093-0407

(Received 5 January 2007; accepted 7 April 2007; published online 2 May 2007)

Surface morphologies of self-assembled (Ga)InAs nanostructures grown by partial-capping-and-regrowth technique using gas-source molecular beam epitaxy (GSMBE) and solid-source molecular beam epitaxy (SSMBE) are compared. With SSMBE under an As₄ ambient, as-grown quantum dots (QDs) change to a camel-like nanostructure after being partially overgrown with GaAs. When additional InAs is deposited, quantum-dot molecules are created. In comparison, with GSMBE under As₂ overpressure, as-grown QDs are transformed into quantum rings after partial capping with GaAs and then, after regrowth, become double QDs. At higher regrowth temperature, QD rings are formed. © 2007 American Institute of Physics.
[DOI: 10.1063/1.2735676]

Self-assembled III-V semiconductor quantum dots (QDs) using Stranski-Krastranow growth mode by molecular beam epitaxy (MBE) have been studied extensively for nanoelectronic and optoelectronic applications due to the discrete density of states originated from three-dimensional quantum confinement. Recently quantum-dot molecules (QDMs), in the form of a pair of vertically coupled QDs, are proposed and demonstrated to be a quantum gate controlling qubits in quantum computation.¹ In vertically coupled QDs, the upper self-assembled QDs are formed on top of the lower self-assembled QDs due to the strain field around the lower QDs. The vertical separation between the upper and the lower QDs controls the degree of coupling. In principle, however, laterally coupled QDs are preferred because they allow a large number of quantum gates in a two-dimensional array on the surface.² Such lateral QDMs can also have applications in semiconductor quantum-dot cellular automata.³ Lateral QDMs have been achieved by several growth techniques, such as a combination of *in situ* etching and self-assembly,⁴ self-assembly by anisotropic strain engineering on an In(Ga)As/GaAs(311 B) superlattice template,⁵ and droplet epitaxy.⁶ In our work, we use an uninterrupted MBE process comprising partial capping and regrowth to obtain lateral QDMs within a single growth run.⁷

Morphological surfaces and their structural properties of InAs QDs after the initial partial GaAs (Refs. 8–13) and AlAs (Ref. 14) capping process grown on GaAs (001) have been reported by several groups. The surface morphology after the capping process is affected by several parameters, such as the size of as-grown QDs affecting different initial strain conditions¹¹ and different capping temperatures affecting In–Ga intermixing.¹² Granados *et al.*¹³ and Schramm *et al.*¹⁴ found that under As₂ overpressure, quantum rings

(QRs) are formed, but under As₄ overpressure, camel-like nanostructures are obtained.

In our work, we take one step further with redepositing InAs (regrowth) after partial GaAs capping. We found self-assembled lateral QDMs and we investigate the effect of arsenic species, i.e., As₂ from gas-source molecular beam epitaxy (GSMBE) and As₄ from solid-source MBE (SSMBE). Dramatically different lateral QDMs are obtained. Morphological and optical studies by atomic force microscopy (AFM) and photoluminescence (PL) results are presented and discussed.

All samples are grown on (001) semi-insulating GaAs substrates using similar growth parameters in both GSMBE and SSMBE systems. For the GSMBE system, elemental Ga and In are used as the group-III sources, and thermally cracked arsine, which produces As₂ and H₂, is used as the group-V source in a modified Varian Gen-II system. In the case of the SSMBE system, the growth processes are under an As₄ flux in a RIBER 32P MBE machine. The processing steps can be operated in continuous and sequential instructions with good reproducibility. The growth rates of GaAs and InAs are 0.6 and 0.01 ML/s, respectively. After oxide desorption, a 300-nm-thick GaAs buffer layer is grown at a temperature of 580 °C. Under As₂ or As₄ overpressure and deposition of 1.8 ML InAs, QDs are formed randomly on the surface at a temperature of 500 °C. Then, the substrate temperature is ramped down to 470 °C and InAs QDs are partially capped with a 6-ML-thick GaAs layer. Then, different amounts of InAs are deposited on the partially covered InAs QDs. After a 150-nm-thick GaAs layer is grown, another QD growth and the partial-capping-and-regrowth process is repeated.

The dot formation is monitored by *in situ* reflection high-energy-electron diffraction. After growth of the final QD layers, the temperature is immediately ramped down to room temperature for surface morphology investigations.

^{a)}Electronic mails: suwaree.s@student.chula.ac.th and s_panyakeow@yahoo.com

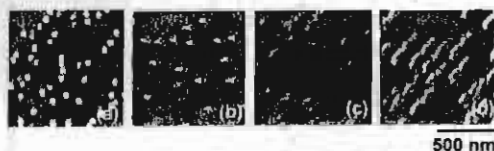


FIG. 1. (Color online) AFM images of (a) as-grown InAs QDs, (b) camel-like nanostructures at partial capping of 6 ML GaAs on as-grown QDs at the capping temperature of 470 °C, (c) nanopropellerlike QDs with regrowth thickness of 0.6 ML InAs and (d) QDMs with regrowth thickness of 1.2 ML InAs grown under As_2 overpressure in SSMBE (Ref. 7).

The embedded QDMs in the GaAs matrix are for PL measurements, and the top QDMs are for AFM measurements. A separate sample with only QDs is grown as a reference ("as-grown QDs").

The surface morphology of uncapped samples is imaged by tapping-mode AFM with a sharpened SiN tip. Photoluminescence measurements are carried out in a close-cycle He cryostat at 9 K. A diode-pumped solid-state laser at 532 nm emission wavelength is used for excitation, and the signal is dispersed in a 0.5 m monochromator and detected by a thermoelectrically cooled InGaAs photodiode using standard lock-in technique.

Figures 1(a)–1(d) show the AFM images of as-grown QDs, camel-like nanostructures, nanopropellerlike nanostructures, and QDMs grown under As_2 overpressure in SSMBE, respectively. These experimental data were published in our previous work⁷ and are reintroduced here for a comparison to the results obtained with As_2 in the discussion later in this letter. When InAs QDs are partially capped with GaAs, anisotropic strain fields modify the initial dots into camel-like nanostructures having nanoholes on top. After the deposition of 0.6 ML of InAs, nanopropellerlike nanostructures are formed with two blades aligned along the $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ crystallographic direction, as shown in Fig. 1(c). When 1.2 ML amount of InAs is deposited, cluster of QDs or QDMs are formed and are aligned along the $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ crystallographic direction, as shown in Fig. 1(d).

According to Granados *et al.*¹³ Granados and Garcia,¹⁴ camel-like nanostructures or QRs form only on large QDs (dot height >7 nm), which presumably are relaxed. With partial covering of relaxed InAs QDs by GaAs, the stress produces enough strain energy that QDs undergo phase transition to become liquid and dewetting takes place. InAs flows out of the center, resulting in a hole (depth of ~ 0.7 nm) at the center of the QD. At the same time, alloying with GaAs takes place. Because In adsorption on As-terminated steps (B steps), perpendicular to the $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ direction, is more than on cation-ion-terminated steps (A steps), perpendicular to the $\langle 110 \rangle$ direction, a camel-like nanostructure forms along the $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ direction. This structural modification of as-grown QDs after GaAs partial capping (6 ML) at low temperature (470 °C) is confirmed by our result shown in Fig. 1(b).

In the regrowth process with SSMBE, InAs overfills the nanoholes on the camel-like nanostructures, leading to nanopropellerlike formation with two blades, as displayed in Fig. 1(c). This could be explained by the shallow hole depth (0.7 nm) and less In–Ga intermixing at low growth temperature (470 °C). Because of the longer migration length of In adatoms along the $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ direction and more step kinks on the

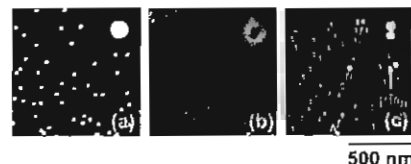


FIG. 2. (Color online) AFM images of (a) as-grown InAs QDs, (b) QRs at partial capping of 6 ML GaAs on as-grown QDs at the capping temperature of 470 °C and (c) DQDs with regrowth thickness of 0.6 ML InAs grown under As_2 overpressure in GSMBE.

blades, with further deposition of InAs up to 1.2 ML, QDs preferentially grow at these kinks due to lower surface energy than on a flat surface. Therefore, QDMs are formed with 10–12 dots per group, as typically shown in Fig. 1(d). The span of nanopropellers is a key parameter to controlling the number of dots per blade. Shorter span is realized by partial capping of as-grown QDs at a lower temperature of 430 °C. We can reduce the number of dots per blade to 5–7.^{15,16}

Figures 2(a)–2(c) show the AFM images of as-grown QDs, quantum rings, and double quantum dots (DQDs) aligned along the $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ direction, grown under As_2 overpressure in GSMBE. Each as-grown QD is transformed into a QR after partial capping with 6 ML of GaAs. A typical QR has an outer diameter of 120 nm and an inner diameter of 40 nm, as shown in the inset of Fig. 2(b). When additional of 0.6 ML of InAs is deposited, QRs are transformed into DQDs. The total QD density in Fig. 2(c) is $1.1 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, consisting of 80% DQDs and 20% single dots, whereas the dot density of as-grown QDs is $6 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$, as shown in Fig. 2(a). The total QD density in the DQD sample is not twice that of the as-grown QD sample due to the merging of some DQDs into single dots. The merged DQDs are observed in certain areas of Fig. 2(c). Due to statistical variation during growth, the evolution of the merging process can be seen in a single AFM image such as the one shown in Fig. 2(c): the arrow A indicates the initial stage of the merging process, while B indicates the intermediate stage, and C the final stage where the DQDs are completely merged. Note that the DQDs comprise dots that are smaller (dot height of ~ 4 nm) than that of the as-grown QDs (~ 12 nm). A typical DQD with good dot symmetry is shown in the inset of Fig. 2(c).

Offermans *et al.* show that under As_2 overpressure the QR structure with a hole depth of 1.2 nm has In-rich $In_xGa_{1-x}As$ regions around the rim in the $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ direction,¹⁷ resulting in higher strain. When 0.6 ML of InAs is deposited uniformly on QRs, strain becomes higher at these particular parts of QRs along the $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ crystallographic direction. When the amount of deposited InAs is increased, the strain in these two regions relaxes, leading to the formation QDs, which become a QD pair or a DQD. This explanation of DQD formation agrees with our GSMBE results where As_2 is used as a group-V source. Because of the initial strain created by a thin capping layer, the amount of InAs required for DQD formation on QRs is less (0.6 ML) than that required on a flat surface (1.8 ML). This explains why the individual dots making up the DQD are smaller than those of as-grown QDs. The difference in QD size is clearly shown in the comparison of the insets of Figs. 2(b) and 2(c).

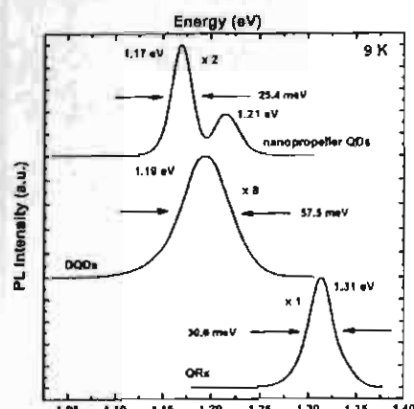


FIG. 3. Photoluminescence spectra of nanopropeller QDs grown by SSMBE and QRs and DQDs grown by GSMBE at 9 K.

We thus conclude that the different outcomes of modified QD structures, i.e., nanopropeller QDs in the case of SSMBE and DQDs in the case of GSMBE, are obtained at the same regrowth InAs thickness (0.6 ML) after GaAs partial capping at the same growth conditions. The origin of the difference is probably caused by the effect of arsenic species, i.e., As_4 in SSMBE and As_2 in GSMBE.

To confirm the crystal quality of these two different nanostructures, low temperature (9 K) PL spectra of QRs, DQDs, and nanopropeller QDs are shown in Fig. 3. Narrow full width at half maximum (FWHM) of the PL spectrum (25.4 meV) from the nanopropeller-QD sample is measured. This is due to the confinement of QDs in the camel-like nanostructures templates, leading to better dot uniformity than the DQD sample whose FWHM is 57.5 meV. The PL shift, to shorter wavelength, of the DQD sample confirms that the constituent QDs are smaller than the nanopropeller QDs.

In SSMBE increasing the substrate temperature to 520 °C during the redeposition of InAs results in a surface morphology which is similar to as-grown QDs because of longer surface migration length of In adatoms. In GSMBE, on the other hand, self-assembled QRs are transformed to QD rings with five to seven dots per ring, as shown in Fig. 4. This is probably because the In migration length under As_2 overpressure is shorter than that under As_4 overpressure. Therefore, larger strain is created on the rim of the QRs than the surrounding area. With redeposition of InAs at high growth temperature, QDs are formed along the rim of QRs.

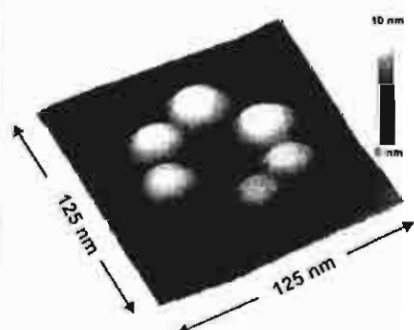


FIG. 4. (Color online) AFM image of a QD ring with a height of 10 nm.

Although the QD rings are not yet uniformly controlled, these nanostructures are very interesting from the fundamental physics point of view.

In conclusion, the arsenic species is a crucial parameter to form different shapes of nanostructures in the partial-capping-and-regrowth process. Under As_4 , the migration length of In adatoms is longer and anisotropic, leading to the formation of elongated camel-like nanostructures and nanopropellers with 10–12 QDs along the $(1\bar{1}0)$ crystallographic direction after partial capping and regrowth, respectively. On the other hand, under As_2 , the migration length of In adatoms is shorter and the nanostructures grown are less anisotropic, resulting in QRs after partial capping. The surface migration of In adatoms, however, is anisotropic, leading to higher In concentrations on the two regions of the QR in the $(1\bar{1}0)$ direction. With redeposition of InAs, QDs are formed on these two regions, resulting in a DQD. Increasing the substrate temperature during redeposition of InAs under As_2 results in QD rings with five to seven QDs per ring. Therefore, with the partial capping and regrowth technique, As_2 and As_4 result in very different (Ga)InAs nanostructures.

This work is partially supported by the Quantum Information Science and Technology (QIST) program of the U.S. Air Force Office of Scientific Research (AFOSR), the Asian Office for Aerospace Research and Development (AOARD), the U.S. Air Force, and the Thailand Research Fund through Royal Golden Jubilee Ph.D. program and Senior Fellow Award. Recent financial supports from National Nanotechnology Center of Thailand and counterpart funding from Chulalongkorn University are also acknowledged. The technical assistance of Vladimir Odnoblyudov with GSMBE growth is much appreciated.

- ¹M. Bayer, P. Hawrylak, K. Hinzer, S. Fafard, M. Korkusinski, Z. R. Wasilewski, O. Stern, and A. Forchel, *Science* **291**, 451 (2001).
- ²G. J. Beime, C. Hermannstadter, L. Wang, A. Rastelli, O. G. Schmidt, and P. Michler, *Phys. Rev. Lett.* **96**, 137401 (2006).
- ³C. S. Lent, P. D. Tougaw, and W. Porod, *Appl. Phys. Lett.* **62**, 714 (1993).
- ⁴S. Kiravittaya, R. Songmuang, N. Y. Jin-Phillipp, S. Panyakeow, and O. G. Schmidt, *J. Cryst. Growth* **251**, 258 (2003).
- ⁵T. van Lippen, R. Nötzel, G. J. Hamhuis, and J. H. Wolter, *Appl. Phys. Lett.* **85**, 118 (2004).
- ⁶J. H. Lee, Z. M. Wang, N. W. Strom, Y. I. Mazur, and G. J. Salano, *Appl. Phys. Lett.* **89**, 202101 (2006).
- ⁷S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, and S. Panyakeow, *J. Vac. Sci. Technol. B* **23**, 1217 (2005).
- ⁸F. Ferdos, S. Wang, Y. Wei, and A. Larsson, *Appl. Phys. Lett.* **81**, 1195 (2002).
- ⁹K. Takehana, F. Pulizzi, A. Patané, M. Ilanini, P. C. Main, L. Eaves, D. Granados, and J. M. García, *J. Cryst. Growth* **251**, 155 (2003).
- ¹⁰P. B. Joyce, T. J. Krzyewski, G. R. Bell, and T. S. Jones, *Appl. Phys. Lett.* **79**, 3615 (2001).
- ¹¹R. Songmuang, S. Kiravittaya, and O. G. Schmidt, *J. Cryst. Growth* **249**, 416 (2003).
- ¹²D. Granados, J. M. García, T. Ben, and S. I. Molina, *Appl. Phys. Lett.* **82**, 2401 (2003).
- ¹³D. Granados and J. M. García, *J. Cryst. Growth* **251**, 213 (2003).
- ¹⁴A. Schramm, T. Kipp, F. Wilde, J. Schaefer, Ch. Heyn, and W. Hansen, *J. Cryst. Growth* **289**, 81 (2006).
- ¹⁵S. Suraprapich, S. Kanjanachuchai, S. Thainoi, and S. Panyakeow, *Microelectron. Eng.* **83**, 1526 (2006).
- ¹⁶N. Siripitakchai, S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, and S. Panyakeow, *J. Cryst. Growth* **301–302**, 812 (2007).
- ¹⁷P. Offermans, P. M. Koenraad, J. H. Wolter, D. Granados, J. M. García, V. M. Pomin, V. N. Gladilin, and J. T. Devreese, *Appl. Phys. Lett.* **87**, 131902 (2005).



Self-Assembled InAs Lateral Quantum Dot Molecules Growth on (001) GaAs by Thin-Capping-and-Regrowth MBE Technique

S. Suraprapapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow^{a)}

Semiconductor Device Research Laboratory, Department of Electrical Engineering,

Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand

E-mail: s_panyakeow@yahoo.com

Keywords: self-assembled quantum dot molecules, thin-capping-and-regrowth technique, molecular beam epitaxy

Abstract. InAs lateral quantum dot molecules (QDMs) are grown on (001)-GaAs substrates. The self-assembled QDMs are formed in one continuous molecular beam epitaxial (MBE) growth via a thin-capping-and-regrowth technique. Lateral QDMs, each with 10-12 dots arranged in a specific pattern, are determined by the shapes of the underlying nanopropeller quantum dots (QDs). The nanopropeller QDs in turn are obtained by regrowth on nano-holes which have been previously created by capping the first InAs QD layer grown on (001)-GaAs substrate with a thin GaAs layer. The length of the propeller directly influences the number of QDs in a QDM. By varying the conditions for thin-capping, shorter or longer propellers can be achieved, allowing the number of QDs in each QDM to be controlled.

Introduction

Heteroepitaxial growth of highly strained structures such as the growth of InAs quantum dots (QDs) on GaAs is extensively studied as it offers dislocation-free islands which are small and uniform in size [1]. Their potential optoelectronic applications include the use in QD lasers where temperature independence and low threshold current are expected. These are due to the delta-function density of states associated with zero-dimensional structures [2-3]. They can also be applied in nanoelectronic applications such as in single electron transistor (SET) which may be used as a building block in quantum computation [4].

Quantum dot molecules (QDMs) are groups of closely-spaced quantum dots (QDs) formed on the surface of a substrate [5-6]. They can have different number of dots and preferred configuration depending on the growth/fabrication procedures used in the formation of QDMs. Several approaches based on molecular beam epitaxy (MBE) include in-situ etching and regrowth of quantum dot molecules around self-assembled nano-holes [7-8], and self-organized anisotropic strain engineering of a (In,Ga)As/GaAs super-lattice template on (311)B-GaAs substrates [9]. Variants of anisotropic strain engineering leading to the formation of quantum dot arrays or chains have been reported [10-13]. In addition, the fabrication of parallel QDs, which could lead to the direct writing of QDMs, using a scanning probe microscope tip, has also been demonstrated [14].

QDMs are normally one order of magnitude higher in dot density than conventional QDs grown by standard MBE techniques. In this paper, we report an MBE technique which involves a series of thin-capping of QDs and subsequent regrowth to form self-assembled InAs lateral QDMs on (001)-GaAs substrates that can increase the dot density by almost two orders of magnitude. This may have potential applications in many devices that require high dot density in their active layers; for examples, QD lasers and QD solar cells [15-17]. Certain applications such as quantum dot cellular automata (QCA) require good dot uniformity with stringent alignment conditions. The QCA paradigm promises low-power computation at the nanoscale [18,19]. Important characteristics of QDMs include high dot density and dot uniformity [20].

Sample Preparation

All samples are grown using RIBER 32P solid-source molecular beam epitaxial system. The starting material is (001) GaAs. After oxide desorption, the growth of 300-nm GaAs buffer layer on

Self-Assembled InAs Lateral Quantum Dot Molecules Growth on (001) GaAs by Thin-Capping-and-Regrowth MBE Technique

S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow^{a)}

Semiconductor Device Research Laboratory, Department of Electrical Engineering,

Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand

E-mail: s_panyakeow@yahoo.com

Keywords: self-assembled quantum dot molecules, thin-capping-and-regrowth technique, molecular beam epitaxy

Abstract. InAs lateral quantum dot molecules (QDMs) are grown on (001)-GaAs substrates. The self-assembled QDMs are formed in one continuous molecular beam epitaxial (MBE) growth via a thin-capping-and-regrowth technique. Lateral QDMs, each with 10-12 dots arranged in a specific pattern, are determined by the shapes of the underlying nanopropeller quantum dots (QDs). The nanopropeller QDs in turn are obtained by regrowth on nano-holes which have been previously created by capping the first InAs QD layer grown on (001)-GaAs substrate with a thin GaAs layer. The length of the propeller directly influences the number of QDs in a QDM. By varying the conditions for thin-capping, shorter or longer propellers can be achieved, allowing the number of QDs in each QDM to be controlled.

Introduction

Heteroepitaxial growth of highly strained structures such as the growth of InAs quantum dots (QDs) on GaAs is extensively studied as it offers dislocation-free islands which are small and uniform in size [1]. Their potential optoelectronic applications include the use in QD lasers where temperature independence and low threshold current are expected. These are due to the delta-function density of states associated with zero-dimensional structures [2-3]. They can also be applied in nanoelectronic applications such as in single electron transistor (SET) which may be used as a building block in quantum computation [4].

Quantum dot molecules (QDMs) are groups of closely-spaced quantum dots (QDs) formed on the surface of a substrate [5-6]. They can have different number of dots and preferred configuration depending on the growth/fabrication procedures used in the formation of QDMs. Several approaches based on molecular beam epitaxy (MBE) include in-situ etching and regrowth of quantum dot molecules around self-assembled nano-holes [7-8], and self-organized anisotropic strain engineering of a (In,Ga)As/GaAs super-lattice template on (311)B-GaAs substrates [9]. Variants of anisotropic strain engineering leading to the formation of quantum dot arrays or chains have been reported [10-13]. In addition, the fabrication of parallel QDs, which could lead to the direct writing of QDMs, using a scanning probe microscope tip, has also been demonstrated [14].

QDMs are normally one order of magnitude higher in dot density than conventional QDs grown by standard MBE techniques. In this paper, we report an MBE technique which involves a series of thin-capping of QDs and subsequent regrowth to form self-assembled InAs lateral QDMs on (001)-GaAs substrates that can increase the dot density by almost two orders of magnitude. This may have potential applications in many devices that require high dot density in their active layers; for examples, QD lasers and QD solar cells [15-17]. Certain applications such as quantum dot cellular automata (QCA) require good dot uniformity with stringent alignment conditions. The QCA paradigm promises low-power computation at the nanoscale [18,19]. Important characteristics of QDMs include high dot density and dot uniformity [20].

Sample Preparation

All samples are grown using RIBER 32P solid-source molecular beam epitaxial system. The starting material is (001) GaAs. After oxide desorption, the growth of 300-nm GaAs buffer layer on

the (001)-GaAs substrate at the temperature of 580°C with the growth rate of 10 nm/min or 0.6 ML/sec. This is followed by the growth of a strain-driven, 1.8 ML self-assembled InAs QD layer at a lower growth temperature of 500°C and at a much slower growth rate of 0.01 ML/sec. The as-grown QDs are distributed randomly on the (001)-GaAs substrate with dot density of 10^9 cm^{-2} . A typical dot is 5-8 nm high and 40-60 nm in diameter as shown in the atomic force microscope (AFM) image in Fig. 1(a). These initial QDs are then capped by 6 ML of GaAs layer, at 470°C. As a result of thin-capping the InAs QDs with the lattice-mismatched GaAs layer, the InAs QDs are transformed to a camel-like nanostructure with nanoholes in the middle. The modified nanostructure has an elongation along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction due to anisotropic strain fields. This has also been observed by others [21].

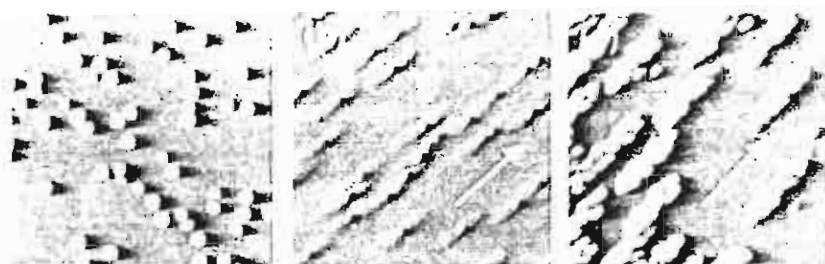


FIG. 1 AFM images of InAs QDs formed (a) directly on (001)-GaAs substrate, (b) on nanoholes with 0.6 ML of regrown InAs layer, and (c) same as (b) with regrown InAs layer of 1.2 ML. The arrows indicate the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction. The scan field is $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ in all images.

Having achieved the nanohole structure, the process continues with the regrowth of 0.6 ML of InAs which coalesce to form QDs inside the nanoholes. This is in contrast to the formation of QDs around the circumference of nanoholes prepared by in-situ etching [7]. The newly formed QDs are more uniform than the freely grown QDs. The AFM image in Fig. 1(b) clearly shows that for each regrown QD, there are two broad shoulders clamping the QD. The shoulders point towards the $[1\bar{1}0]$ direction. When viewed from the top, the ensemble looks like a propeller of an aircraft, hence we will refer to the structure shown in Fig. 1(b) as “nanopropeller”.

Only limited number of In and As atoms can be accommodated inside each nanohole. When the thickness of the re-grown InAs layer exceeds 0.9 ML, the dots become bigger than the underlying nanoholes. Thus, extra atoms need to find new locations with localized energy minima outside the nanoholes. Locations along the perimeter of the propellers well serve this purpose and impinging In and As atoms now combine and form satellite dots along these energy minima sites.

In order to study the formation of satellite dots, we fill the nanoholes with 1.2 ML of InAs. As a result, each QD that fills a nanohole is surrounded by several satellite dots aligned along the $[1\bar{1}0]$ direction as shown in Fig. 1(c). We hereafter refer to the QD in a nanohole and its associated satellite dots collectively as a quantum dot molecule (QDM). The number of QDs in each QDM in Fig. 1(c) varies between 10 and 12 dots. The AFM images in Figs. 1(b) and 1(c) indicate that if, prior to the formation of QDMs, the nanopropeller QDs are in close proximity, the resultant QDMs will be linked into long, twisted chains.

Discussion

Due to time difference in the formation, the centered dots are relatively bigger than the surrounding satellite dots. It is clear from Figs. 1(b) and 1(c) that the nanopropellers dictate the shape, and the number, of dots in a QDM. One benefit of growing QDMs instead of mere QDs is the possibility of obtaining very high dot density. The dot density of QDMs in Fig. 1(c) is

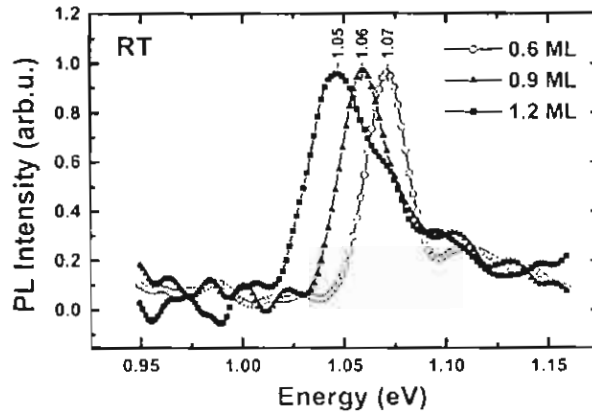


FIG. 2 Room temperature PL spectra of InAs QDs formed in the nanoholes at the regrown thicknesses of 0.6 ML, 0.9 ML, and 1.2 ML.

approximately $3 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, an increase of one order of magnitude from $2 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ obtained in Fig. 1(a).

The photoluminescence (PL) spectra of the nanopropeller QDs (0.6 ML of regrown InAs on nanohole), of the pre-QDMs (0.9 ML), and of the QDMs (1.2 ML) as shown in Fig. 2 peak at 1.07, 1.06, and 1.05 eV with associated full width at half maxima (FWHM) of 24, 31, and 46 meV, respectively. The red-shifted peak is due to larger dots and the subsequently smaller separations of quantized energy levels. The FWHM value of nanopropeller QDs is relatively narrow when compared to those obtained from QDs grown by a standard MBE technique, usually around 50 meV. The increased FWHM as the thickness of the regrown InAs layer is increased indicates that the uniformity of the QDM ensemble worsens. Certain growth parameters need to be adjusted for a more uniform QDM ensemble. The remaining of the paper discusses a growth procedure that allows us to increase and decrease the number of QDs in each QDM.

In order to achieve QDMs which are even higher in dot density, the thin-capping-and-regrowth processes are repeated for 5 cycles with equal regrown thickness of 0.6 ML of InAs in each of the first 4 cycles, and 1.5 ML of InAs in the last cycle. The capping conditions for all cycles (6 ML of GaAs at 470°C) are identical. High dot density covering the whole surface is obtained as shown in Fig. 3. The dot density is now higher than $6 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ which is almost two orders of magnitude higher than the original QDs seen in Fig. 1(a).

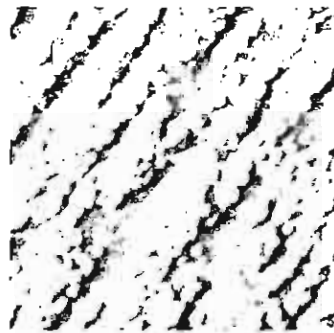


FIG. 3 AFM image of high density QDMs achieved after 5 repeated cycles of thin-capping and regrowth. The arrow indicates the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction. The scan field is $1 \times 1 \mu\text{m}^2$.

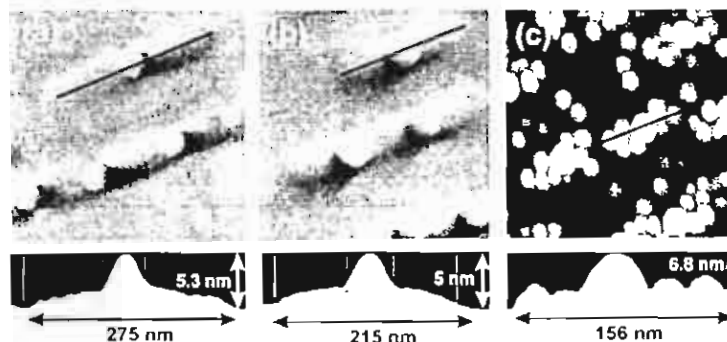


FIG. 4 AFM images and line scans of (a) nanopropeller QDs grown at 470°C, (b) nanopropeller QDs grown at 450°C, and (c) QDMs grown at 450°C. The line scans are conducted along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction. The scan field is $400 \times 400 \text{ nm}^2$ in all AFM images.

We found that the length of the propellers is the limiting factor in the formation of dense satellite dots. Long shoulders of nanopropeller QDs result in QDM linkage. In order that QDMs are to function as the fundamental building block of a QCA cell, each QDM should have 4-6 QDs [15]. Our next experiments aim to reduce the number of QDs in a QDM from 10-12 dots. This necessitates the shoulders of the nanopropellers to be shortened. This is achieved via temperature control of the thin-capping process.

At the nominal thin-capping temperature of 470°C, the base of each nanopropeller spans the length of 275 nm as seen in the AFM image and line scan in Fig. 4(a). At the reduced thin-capping temperature of 450°C, the length decreases to 215 nm as seen in Fig. 4(b). The reduction of the length of the nanopropellers is due to lower atomic mobility and weaker anisotropic strain fields. At the regrown thickness of 1.2 ML, after the 450°C thin-capping stage, we achieved QDMs with a reduced number of QDs in each QDM of 8 with a proportionately large centered dot as shown in Fig. 4(c). The dot density in this case is approximated at $2 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$.

Conclusion

In summary, we are able to control the formation of InAs QDMs on (001)-GaAs substrates using thin-capping-and-regrowth process in a single, continuous MBE growth. The process is simple, reliable and reproducible. By varying the conditions of the growth of the underlying nanopropellers prior to the formation of QDMs, we demonstrate a simple procedure to which the dot density of the final QDMs can be increased or decreased.

Acknowledgements

We acknowledge financial supports from the Asian Office of Aerospace Research and Development (AOARD), U.S. Air Force, Thailand Research Fund (TRF) through the Royal Golden Jubilee Ph.D. Program and Senior Researcher Award, and Chulalongkorn University for the acquisition of the atomic force microscope.

References

- ¹ P. B. Joyce, T. J. Krzyzewski, G. R. Bell, T. S. Jones, S. Malik, D. Childs, and R. Murray, Phys Rev B. 62 10891 (2000).
- ² Y. Arakawa and H. Sakaki, Appl. Phys. Lett. 40, 939 (1982).
- ³ M. Asada, Y. Miyamoto, and Y. Suematsu, IEEE J. Quantum Electronics QE-22, 1915 (1986).
- ⁵ S. Kiravittaya, R. Songmuang, N.Y. Jin-Phillipp, S. Panyakeow, O.G. Schmidt, J. Cryst. Growth 251, 258 (2003).

- ⁶ G. Ortner, M. Schwab, P. Borri, W. Langbein, U. Woggon, M. Bayer, S. Fafard, Z. Wasilewski, P. Hawrylak, Y.B. Lyanda-Geller, T.L. Reinecke, A. Forchel, *Physica E* **25**, 256 (2004).
- ⁷ R. Songmuang, S. Kiravittaya, and O.G. Schmidt, *Appl. Phys. Lett.* **82**, 2892 (2003).
- ⁸ O.G. Schmidt, A. Rastelli, G.S. Kar, R. Songmuang, S. Kiravittaya, M. Stoffel, U. Denker, S. Stufli, A. Zrenner, D. Grutzmacher, B.-Y. Nguyen and P. Wennekers, *Physica E*, **25**, 280 (2004).
- ⁹ T.V. Lippen, R. Nötzel, G.J. Hamhuis, and J.H. Wolter, *Appl. Phys. Lett.* **85**, 118 (2004).
- ¹⁰ T. Mano, R. Nötzel, G.J. Hamhuis, T.J. Eijkemans, and J.H. Wolter, *Appl. Phys. Lett.* **81**, 1705 (2002).
- ¹¹ T. Mano, R. Nötzel, G.J. Hamhuis, T.J. Eijkemans, and J.H. Wolter, *J. Appl. Phys.* **95**, 109 (2004).
- ¹² K.M. Kim, Y.J. Park, S.H. Son, S.H. Lee, J.I. Lee, J.H. Park, and S.-K Park, *Physica E* **24**, 148 (2004).
- ¹³ Z.M. Wang, K. Holmes, Yu I. Mazur, and G.J. Salamo, *Appl. Phys. Lett.* **84**, 1931 (2004).
- ¹⁴ U.F. Keyser, M. Paesler, U. Zeitler, R.J. Haug, and K. Eberl, *Physica E* **13**, 1155(2002).
- ¹⁵ S. Kiravittaya, S. Songmuang, S. Thainoi, S. Sopitpan, S. Kanjanachuchai, S. Ratanatummapan, M. Sawadsaringkarn, and S. Panyakeow, *Proc. IEEE 28th Photovoltaic Specialists Conference*, Anchorage, USA, 15-22 September, 2000.
- ¹⁶ S. Kumprachum, S. Kiravittaya, R. Songmuang, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, M. Sawadsaringkarn, and S. Panyakeow, *Proc. IEEE 29th Photovoltaic Specialists Conference*, New Orleans, Louisiana, USA, 20-24 May, 2002.
- ¹⁷ S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, and S. Panyakeow, *Proc. 14th Photovoltaic Science and Engineering Conference*, Bangkok, Thailand, 28 January -1 February, 2004.
- ¹⁸ C.S. Lent, P.D. Tougaw, and W. Porod, *Appl. Phys. Lett.* **62**, 714 (1993).
- ¹⁹ C.S. Lent, P.D. Tougaw, and W. Porod, *Proc. IEEE Physics and Computation*, 17-20 November 1994.
- ²⁰ S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, and S. Panyakeow, *J. Vac. Sci and Tech. B.* **23** (3) 2005.
- ²¹ D. Granados and J.M. Garcia, *Appl. Phys. Lett.* **82**, 2401 (2003).

ภาคผนวก

บทความวิชาการที่ตีพิมพ์ในประเทศ

Transactions

on Electrical Eng., Electronics, and Communications
Volume 3, No. 1, February 2005

SPECIAL SECTION ON PAPERS SELECTED FROM EECON27

Foreword.....	1
A Performance Investigation of the Modified PCF with Priority Scheme <i>A. Kanjanavapastit and B. Landfeldt</i>	2
Controller Design for a Networked Control System with Plant Uncertainties <i>K. Wittheephanch, W. Piyarat and C. Tarasantisuk</i>	10
Patch-Based White Blood Cell Nucleus Segmentation Using Fuzzy Clustering <i>N. Theera-Umpon</i>	15
Fuel Cell and Supercapacitors for Automotive Hybrid Electrical System <i>P. Thounthong</i>	20
Quantum Dot Molecules for Quantum Cellular Automata: Future Quantum Computer <i>N. Siripitakchai, S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow</i>	31

REGULAR PAPERS

Robust Recognition of Noisy Speech and its Hardware Design for Real Time Processing <i>S. Yoshizawa and Y. Miyanaga</i>	36
The Performance of UWB System – Influence of Monocycle Shape and Synchronization Timing Error <i>Z. Liang and Z. Zhou</i>	44
Cyclotron Resonance Mass Enhancement and Electron-hole Hybridisation of InAs/GaSb Heterostructures <i>C. Petchsingh, R.J. Nicholas, K. Takashina, and N.J. Mason</i>	50
Backoff Algorithm with Release Stages for Slotted ALOHA Systems <i>K. Sakakibara, M. Sasaki and J. Yamakita</i>	59
Analysis of Tilted Grating Etalon for DWDM Demultiplexer <i>S. Sang-ngern and A. Roeksabutr</i>	71

Manuscript Submission Guideline

Quantum Dot Molecules for Quantum Cellular Automata: Future Quantum Computer

N. Siripitakchai, S. Suraprapapich, S. Thainoi,
S. Kanjanachuchai, and S. Panyakeow, Non-members

ABSTRACT

Ordered quantum dot molecules are grown by a modified MBE growth using thin-capping and re-growth processes. This technique yields QDs which are uniform and aligned along $[1\bar{1}0]$ directions. This paper presents an attempt to group 4-5 dots per each quantum dot molecule, in order to form a physical structure that can function as quantum cellular automata, giving rise to the possibility of developing quantum dot molecules for future computing applications.

1. INTRODUCTION

Computers and electronic devices play a significant role in our everyday life. Due to the need of higher efficiency, higher computing speed, smaller size and longer life-time, numerous attempts have been made to scale down the transistors size and to improve its capabilities.

According to Moores law [1], the number of transistors per chip will double every 18 months. However, scaling technique encounters limits as the dimension of a transistor approaches nanometer scale. The attempt to scale down a transistor is met with the problems of short channel effects (SCE), power dissipation, quantum tunneling in depletion region, non-uniform doping and electron leakage in oxide layer [2]. In order to maintain the progress according to the Moores law, a new computing architecture based on quantum dots may be necessary.

Our research involves growing groups of quantum dots (QDs), or quantum dot molecules, that operate according to the principle of quantum cellular automata (QCA). Transistors with QCA structure have the advantage of low power consumption, due to the fact that there is no current flow between adjacent QDs.

The QCA principle, based on Coulombs law, gives rise to devices that can operate as transistors with low power consumption. It is possible to form the physical architecture of QCA using top-down technology such as shadow-mask patterning, lithography and etching to form homogeneous QDs.

Self-assembled QDs can be formed by molecular beam epitaxy (MBE) using a template technique. It requires only the sequencing of thin-capping and re-growth processes. This bottom-up technique provides many benefits and is more practical and suitable for industrial fabrication. In particular, quantum dot molecules consisting of 10-12 dots with a specific pattern aligned along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction has been achieved.

In this paper, an attempt to reduce the number of dots in each cell to 4-5 dots is presented. The QCA principle is reviewed in section 2 followed by quantum dot molecule in section 3, and discussion and summary in section 4, respectively.

2. QUANTUM CELLULAR AUTOMATA (QCA)[1]

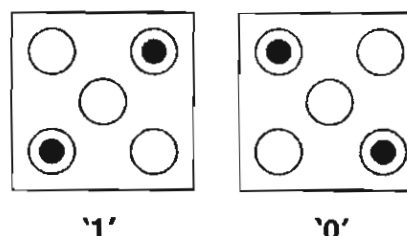


Fig.1: The basic QCA cell with two possible charge configurations [3]

The principle of quantum cellular automata was first proposed by Lent et al [3]. A basic QCA cell consists of five dots, as shown in figure 1. Four dots are positioned at each corner of the square and the fifth dot is located at the center.

Each cell contains two excess electrons which are able to tunnel between the dots. When the inter-dot barriers are high, the electrons will be localized on individual dots. The Coulomb repulsion between the electrons tends to make them align at antipodal sites with two possible configurations as shown in figure 1. These two stable states can be represented as a cell polarization $P = +1$ and $P = -1$ which may be interpreted as binary information: $P = +1$ corresponds to a bit '1' and $P = -1$ corresponds to a bit '0' [4].

The Coulomb interaction between cells causes two adjacent cells having the same polarization. Notice that only binary information, not charge, is transmit-

05PSJ03: Manuscript received on January 20, 2005 ; revised on March 14, 2005.

The authors are with the Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand, E-mail: s.panyakeow@yahoo.com.

ted. This means that there is no current flow between the cells. This is the reason why QCA structures consume little power. Figure 2 shows examples of some QCA arrays. A QCA wire is shown in figure 2(a). A QCA inverter is shown in figure 2(b). And a QCA majority gate is shown in figure 2(c). The logic gate in figure 2(c) can be used as an OR gate when input A is kept fixed at '1', or as an AND gate when input A is fixed at '0'.

For QCA application, the cell size and dot size are not critical but they must trap single electron in each dot. The distance among dots must allow electron tunneling within the cell. However, the cells are not needed to be separated as in the QCA theory. An overlapping of quantum dot cells is possible also for the QCA functioning.

The distance between dots and between cells is a key parameter giving Coulombic effect in QCA application [5]. In our preliminary study, we could control the dot size and dot density by variation of growth temperature [6]. Therefore, low dot density could provide large distance between cells. An appropriate dot density is therefore a tool in controlling the distance between dots and between cells of QDMs. Dot size of QDMs is controlled by regrowth thickness as shown in the difference in regrown dot size at 0.9 ML and 1.2 ML. Further investigations of these dot parameters for practical application of QDMs for QCA are needed.

In the next section, the growth of self-assembled InAs QDs on a lattice-mismatched GaAs substrate will be discussed.

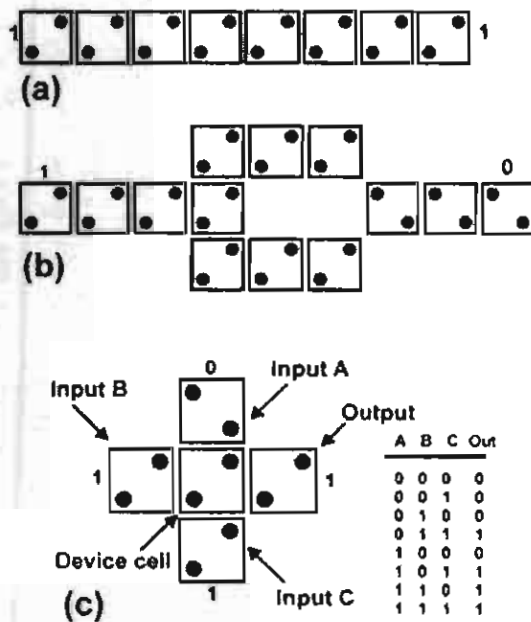


Fig.2: QCA arrays working as (a) a wire, (b) an inverter or (c) a majority gate [7]

3. QUANTUM DOT MOLECULES

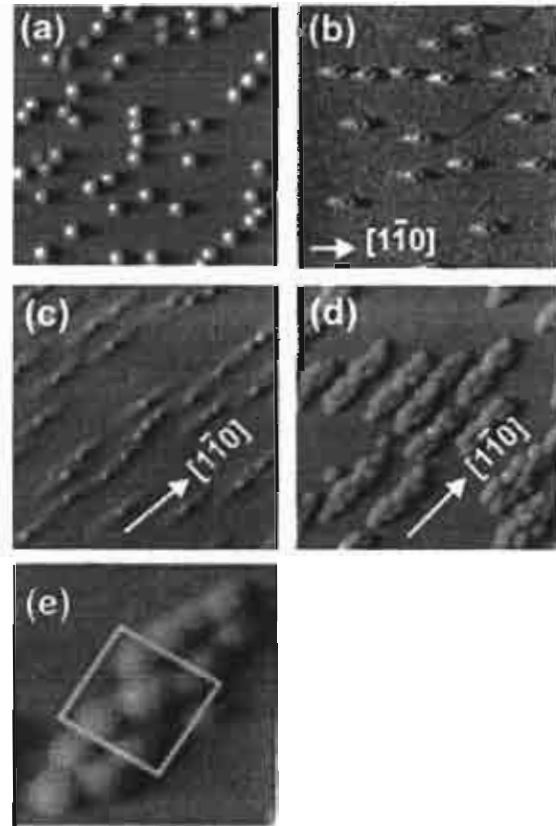


Fig.3: (a) Randomly distributed QDs (b) Nanoholes obtained by thin capping process (c) Nano-propeller quantum dots obtained by the regrowth of 0.6 ML of InAs on the nanoholes. (d) Quantum dot molecules obtained by the regrowth of 1.2 ML of InAs on the nanoholes. (e) Quantum dot molecules formed in a square shape is an ideal basic QCA cell.

In this work, efforts were made to grow InAs QDs on GaAs substrate by Stranski-Krastranow (SK) growth mode using molecular beam epitaxy (MBE). In the beginning, the (001)-GaAs substrate undergoes in-situ oxide desorption stage. After oxide desorption, a 400-nm thick GaAs buffer layer is grown at 580° C and then 1.8-ML of InAs at 500° C which results in randomly distributed QDs across the substrate surface, as shown in figure 3(a). Afterwards, 6-ML of GaAs capping layer (~1.66 nm) at 470° C is grown. The lattice-mismatched capping layer increases the strain fields around the upper layer covering the QDs. These strain fields transform the initial dots into nanoholes with bases aligned along the $[1\bar{1}0]$ direction as shown in figure 3(b).

Then, 0.6 ML of InAs is grown on top of the nanoholes, giving rise to the nano-propellers shown in figure 3(c). The resulting QDs in figure 3(c) are more uniform than the as-grown QDs in figure 3(a).

Increasing the thickness of InAs regrown layer to 1.2 ML results in rather homogeneous QDs on the blade around two sides of nano-propeller. These groups of QDs are named "quantum dot molecules". The quantum dot molecules consist of 10-12 dots surrounding each central dot. According to the QCAs principle, each cell should consist of only 4-5 dots, indicated by the frame shown in figure 3(e).

When we grow GaAs capping layer on InAs QDs at 450°C, instead of the original 470°C, nano-propeller with shorter blades length is obtained. This is shown in figure 4. With these shorter nano-propeller template, we notice that the number of dots is reduced to 6-7 dots per molecule. The blades length of nano-propeller is an important key for reducing a number of dots per molecules. Further investigations on capping temperature, capping thickness and composition of capping materials are in progress.

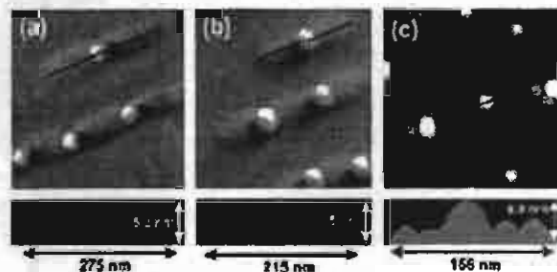


Fig. 4: (a) Nano-propeller with blades length 275 nm obtained by thin capping process at 470°C (b) Nano-propeller with shorter blades length 215 nm obtained by thin capping process at 450°C (c) Quantum dot molecule with shapes length 156 nm.

4. DISCUSSION AND SUMMARY

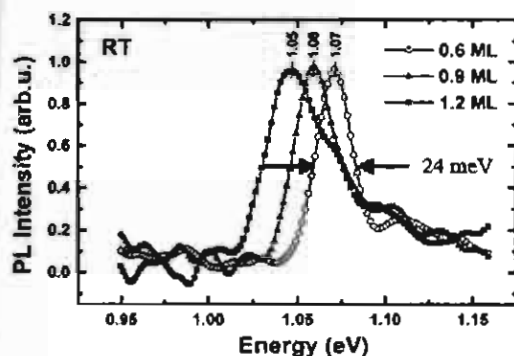


Fig. 5: PL spectra of regrowth QDs at different thicknesses.

The growth of quantum dot molecules using thin-capping and regrowth processes is simple and the quantum dot molecules obtained are uniform. This is confirmed by photoluminescence (PL) measure-

ments and the associated full-width at half maximum (FWHM). The FWHM of 0.6-ML InAs regrowth is 24 meV as shown in figure 5, which is lower than those obtained from other conventional quantum dots (~40-60 meV). The narrower FWHM implies better dot uniformity.

As the regrown InAs thickness is increased to 0.9 and 1.2 ML, the FWHM increases to 31 and 46 meV, respectively. This implies the degraded uniformity.

In summary, our modified MBE process using thin-capping and regrowth yields QDs which are more uniform than the conventional QDs. Further work is needed in order to reduce the number of dots in each cell to 4-5 dots to suit the structure of the basic QCA cell.

ACKNOWLEDGEMENT

The authors acknowledge financial supports from the Asian Office for Aerospace Research and Development (AOARD), and the Thailand Research Fund (TRF) through the Royal Golden Jubilee Ph.D. program and senior researcher award.

References

- [1] Gordon E. Moore, "Cramming More Components Onto Integrated Circuits", Electronics, April 19, 1965
- [2] James D. Plummer, Fellow, IEEE, and Peter B. Griffin, "Material and Process Limits in Silicon VLSI Technology (Invited Paper)", Proceedings of the IEEE, Vol. 89, No. 3, March 2001
- [3] C.S. Lent, P.D. Tougaw, and W. Porod, "Bistable saturation in coupled quantum dots for quantum cellular automata", Applied Physics Letter., vol. 62, pp. 714-716, 1993.
- [4] J. Timler and C. S. Lent, "Power gain and dissipation in quantum-dot cellular automata", Journal of Applied Physics., vol. 91, pp. 823-831, 2002.
- [5] C.S. Lent and P.D. Tougaw, "Lines of interacting quantum-dot cells: A binary wire", Journal of Applied Physics., vol. 74, pp. 6227-6233, 1993.
- [6] R. Songmuang, S. Kiravittaya, M. Sawadsarangkarn, S. Panyakeow, and O.G. Schmidt, "Photoluminescence investigation of low temperature capped self-assembled InAs/GaAs quantum dots", Journal of crystal Growth., vol. 251, pp. 166-171, 2003.
- [7] Tougaw, P. Douglas, Lent, Craig S, "Logical devices implemented using quantum cellular automata", Journal of Applied Physics 75(3): 1818-25, 1994.



Suwaree Suraprapapich was born in Khonkaen, on March 24, 1981. She received the B. Eng. Degree with first class honors in Electrical Engineering from Kasetsart University, Bangkok, Thailand in 2002. She is Ph.D. student in Electrical Engineering at Chulalongkorn University.



Supachok Thainoi was born in Bangkok, Thailand, on October 12, 1956. He received the M.S. Degree in Nuclear Technology from Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand in 1999. He is a Research Assistant in the Semiconductor Device Research Laboratory, Electrical Engineering Department, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University. His current interests are in the field of III-V Compound semiconductor and radiation detectors.

and radiation detectors.



Songphol Kanjanachuchai received the M.Eng. Degree with first class honours in Electrical and Electronic Engineering from Imperial College of Science, Technology and Medicine, University of London, in 1995. He later went to the Cavendish Laboratory, Cambridge University, where in 1999 he received Ph.D. degree in Physics for his work in Si/SiGe-based single-electron- and single-hole quantum dot transistors. His

interests include nanofabrication techniques, quantum-sized effects in silicon and compound semiconductor transistors, high frequency devices and novel materials for (opto-) electronic applications such as self-assembled quantum dots, carbon nanotubes and molecular wires.



Somsak Panyakeow is a professor rank 11, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University. His research interest covers wide range of semiconductor devices and materials including their applications in optoelectronics and nanoelectronics.

Development of Cross-hatch Pattern on InGaAs/GaAs Virtual Substrate

Cho Cho Thet¹, Songphol Kanjanachuchai², Somsak Panyakeow³,
Visittapong Yordsri⁴, and Chanchana Thanachayanont⁵, Non-members

ABSTRACT

In_{0.15}Ga_{0.85}As strained layer on GaAs (001) substrate is grown by molecular beam epitaxy (MBE). An approach for understanding the misfit dislocations aligned along two orthogonal <110> directions at the interface of InGaAs/GaAs virtual substrate is developed. Well-defined cross-hatch morphology on the surface of the virtual substrate due to the presence of networks of misfit dislocations has been revealed by means of atomic force microscopy (AFM). The origin of the morphology is confirmed by cross-sectional transmission electron microscopy (TEM). Fast Fourier transform (FFT) analysis is performed in order to deduce the average lateral periodicity of the misfit dislocations. From the FFT measurement, the average lateral periodicity of the misfit dislocations along [110] is 890 nm in the perpendicular [1-10] direction which is in a good agreement with the average distance value between the two signal peaks of line profile from AFM image.

Keywords: misfit dislocation, cross-hatch pattern, molecular-beam epitaxy (MBE)

1. INTRODUCTION

The growth of self-assembled quantum dots (SAQDs) formed in Stranski-Krastanov (SK) growth mode is useful for electronic devices because of their defects-free characteristics and uniform size. Although the benefits of SAQDs are obvious for some applications, their random distributions result in poor qualities of electronic and optical devices. Therefore, ordered QDs are necessary to overcome these problems and also to achieve better QD-based devices such as single transistor and quantum dot cellular automata. There are various methods which can be used to form laterally- and vertically-ordered QDs; for examples, the use of high-index substrate [1], substrate with insulated mask or anodic porous alumina

mask [2,3], multi-layered vertical stacking grown at elevated temperature [4,5] and multi-layered high-stepped vicinal substrate or strained layer growth on patterned substrate [6-10]. At present, no one best technique has been claimed to be most suitable for ordered-QDs growth but the development of cross-hatch morphology is a powerful technique [11].

Most methods for ordering of QDs are generally obtained from strained semiconductor heterostructures. Epitaxial growth of heterostructure is accompanied by strain in the epitaxial layer that results from the difference in lattice parameters between the substrate and the epilayer. For large lattice-mismatched system, 3-dimensional (3D) self-assembled islands growth mode can be formed after the epilayer thickness is over a critical thickness (h_c). For small (< 2%) lattice-mismatched system, the growth occurs layer-by-layer via a step flow mechanism, after which, 60° misfit dislocations (MDs) are accompanied by threading dislocations which propagate into the epitaxial layer [12]. A characteristic undulating surface morphology due to the presence of network of dislocations is known as cross hatch. The characteristic surface morphology which is usually observed in InGaAs/GaAs systems exhibit elongated ridges and valleys along <110> directions [13,14]. In this paper, we report on the growth of In_{0.15}Ga_{0.85}As strained layers on GaAs (001) substrates. Surface morphology of epitaxial layer is studied by AFM and TEM techniques. Specially, we reveal and propose a model for the evolution of cross-hatch pattern onto the InGaAs/GaAs virtual substrate.

2. EXPERIMENTAL DETAILS

All samples are grown on semi-insulating (001) GaAs wafers by solid-source RIBER 32P molecular beam epitaxial system. In order to control the surface reconstruction in real time, in situ reflection high-energy electron diffraction (RHEED) is used throughout the growth. After oxide desorption of the substrate, a buffer layer of GaAs with a thickness of 300 nm is grown to flatten the surface with a growth rate of 0.34 ML/s at 615 °C for sample A shown in Fig.1(a) and at 600 °C for sample B shown in Fig.1(b). The substrate temperature is then reduced to 500 °C to grow 50 nm of In_{0.15}Ga_{0.85}As. After that, a 30-second growth interruption is introduced and the substrate temperature is rapidly ramped down to 100 °C

Manuscript received on July 23, 2006 ; revised on October 2, 2006.

^{1,2,3} The authors are with Semiconductor Device Research Laboratory Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand 10330 Phone: 0-2218-6522, Fax: 0-2218-6523, Email: c.chothet@yahoo.com

^{4,5} The authors are with National Metal and Materials Technology Center (MTEC), 114 Paholyothin Rd., Klong 1, Klong Luang, Pathumthani 12120

to maintain the surface morphology of the sample. For the investigation of dislocation propagation, the structure grown in the previous stage is extended by the growth of 50 nm thick GaAs spacer layer at 500 °C and followed by growth of 200 nm of GaAs layer at 600 °C. Finally, 50 nm of $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ layer is grown at 500 °C. During growth, the growth rate of $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ is 0.4 ML/s and the beam equivalent pressure of As_4 is fixed at 6.110^{-6} Torr. Schematic diagrams of grown structures for this experiment are shown in Fig.1.

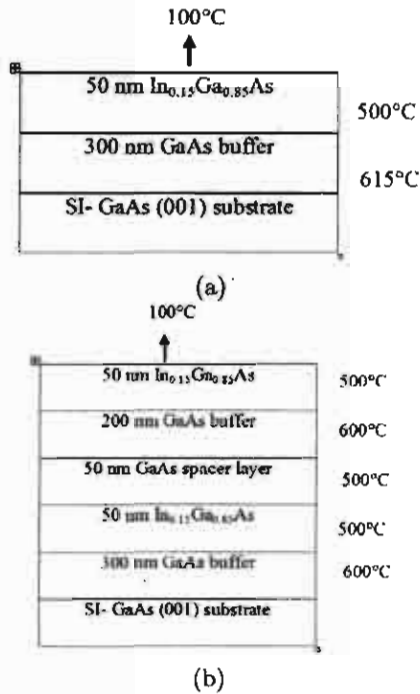


Fig.1: Schematic diagrams of the grown structures for the studies of (a) sample A, cross-hatch morphology and (b) sample B, dislocation propagation.

3. RESULTS AND DISCUSSION

In order to confirm the structure of the sample, the surface morphology of the grown sample is observed under an atomic-force microscope (AFM). The AFM image of the surface of the sample shown in Fig.1(a) is shown in Fig.2. A well-defined cross-hatch pattern can be observed. The lattice mismatch between $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ and GaAs layers is 1.07%. Since the lattice mismatch is less than $< 2\%$, the most probable growth mode is 2D layer-by-layer. For 15% In composition, the critical thickness is 10 nm according to Matthews and Blakeslee's model [15]. Since the strained-layer thickness for this sample is considerably larger than the h_c value for MDs (i.e. $5h_c$), the structure is partially relaxed by the formation of MDs at the interface. These MDs can thread to the surface at 60° angle which results in a cross-hatch

appearance when viewed from the top.

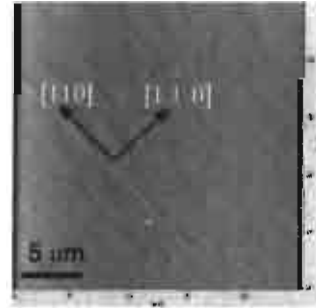


Fig.2: AFM image of the surface of $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ layer on GaAs (001) substrate.

The result is in a good agreement with existing models in which cross-hatch morphology is derived from MD generation and glide processes [16,17]. But, this result is in contrast to other alternative models which suggest that the cross-hatch pattern results from enhanced growth strained relaxed regions due to lateral mass transport by surface diffusion [18], or from composition fluctuations in the layer of ternary compounds [19].

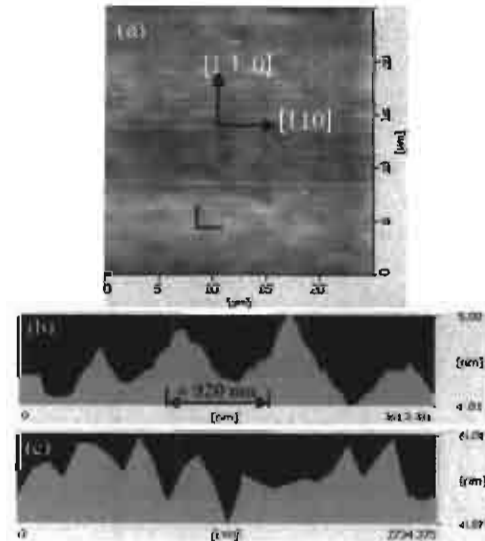


Fig.3: Different orientation of AFM image of InGaAs/GaAs. Line profiles of InGaAs layer on GaAs (001) substrate along (b) $[110]$ and (c) $[1\bar{1}0]$ directions.

The line profiles of the $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ taken along the $\langle 110 \rangle$ directions indicated by the line marks shown in Fig.3(a) is shown in Fig. 3(b) and (c). The peak-to-valley amplitude of surface undulations along the $[110]$ direction is 1.07 nm while those along the $[1\bar{1}0]$ direction is 1.17 nm. These two difference values can be explained by a relation between ridges and dislocation which depends on unequal stress on two different sides of the dislocation, which in turn depend

on oblique intersection of Burger vectors for 60°-type dislocation [20]. The root-mean-square (rms) roughness of this sample is 0.627 nm.

A lateral periodicity of MDs from AFM result is detected by fast Fourier transform (FFT) analysis. Therefore, the period (distance) T of signal can be calculated by the relation between period and frequency (f):

$$T(\mu\text{m}) = \frac{1}{f}$$

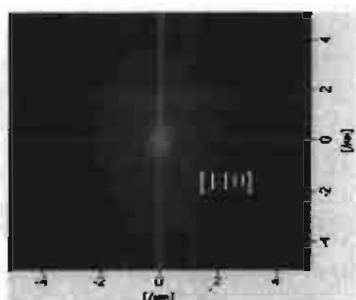


Fig.4: FFT analysis of $25 \times 25 \mu\text{m}^2$ $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ layer on GaAs substrate along $[110]$ direction.

Fig.4 shows the FFT result obtained from AFM image of Fig.3(a). The average frequency of the signal between the original point and the first harmonic signal (fundamental frequency) is $1.123 \mu\text{m}^{-1}$ which is deduced from FFT analysis. Therefore, the period becomes 890 nm according to the formula shown above. This means that the average lateral periodicity of MDs oriented along $[110]$ is 890 nm in the perpendicular $[1-10]$ direction, which is the evidence of the results that we are already shown from the line profile analysis in Fig.3(b).



Fig.5: Cross-sectional TEM image of InGaAs/GaAs layer.

In order to confirm the formation of cross-hatch pattern from the MDs, further investigation is applied by a cross-sectional transmission electron microscopy (TEM). Fig.5 is the TEM image of the structure shown in Fig.1(b). A network of dislocations across the InGaAs/GaAs interface due to the misfit strain of heteroepitaxial system can be clearly seen in this figure. Most of the misfit dislocations are found to be mixed dislocations that glide on $\{111\}$ which

propagated along $\langle 110 \rangle$ directions as shown in Fig. 5. This result is in consistent with the result of a surface morphology study which used in AFM. Therefore, it is clear that cross-hatch patterns develop after the misfit dislocations are generated.

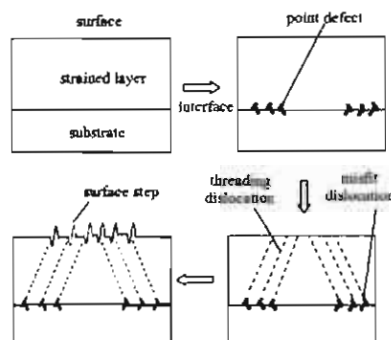


Fig.6: Schematic diagram of the development of cross-hatch morphology.

A model describing the evolution of cross hatch is shown in Fig.6. When the deposition thickness of the strained layer is comparable to b_c , small amount of defects called point defects nucleated at the hetero interface. The misfit strain energy in the layers increases with increasing the epilayer thickness. The energy is released by the gliding of MDs, which thread to the surface at 60° angle until they are annihilated when met with other MDs, otherwise they thread to the surface and appear as small steps which register on the AFM image as cross-hatch pattern.

4. CONCLUSION

$\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ strained layer is grown on GaAs (001) substrate. The structure of misfit dislocations at the interface and the threading dislocations that are terminated at the surface which appears as cross-hatch morphology are studied by AFM and TEM. The results indicate that well-defined cross-hatch pattern is the consequence of threading dislocations formed by the gliding (at 60°) of misfit dislocations. MDs with the average spacing of 890 nm are detected by FFT analysis which is consistent with the lateral periodicity of the MDs in the virtual substrate determined by AFM.

5. ACKNOWLEDGEMENT

The authors would like to acknowledge ASEAN University Network/Southeast Asia Engineering Education Development Network (AUN/SEED-Net) and Thailand Research Fund (TRF) for financial supports.

References

- [1] R. Nötzel, J. Menniger, M. Ramsteiner, A. Ruiz, H.P. Schönherr and K.H. Ploog., "Selectively of

- growth on patterned GaAs (311)A substrates," *Appl. Phys. Lett.*, 68 (1996) 1132-1134.
- [2] C. K. Hahn, Y. J. Park, E. K. Kim, S.-K. Min, S. K. Jung, J. H. Park., "Selective formation of one- and two-dimensional arrayed InGaAs quantum dots using Ga₂O₃ thin film as a mask material," *Appl. Phys. Lett.*, 73 (1998) 2479-2481.
 - [3] J. Liang, H. Chik, A. Yin and J. Xu., "Two-dimensional lateral superlattices of nanostructures: Nonlithographic formation by anodic membrane template.J.," *Appl. Phys.*, 91 (2002) 2544-2546.
 - [4] W. Ma, R. Nötzel, A. Trampert, M. Ramsteiner, H. Zhu, H.-P. Schönherr and K. H. Ploog., "Self-organized quantum wires formed by elongated dislocation-free islands in (In,Ga)As/GaAs(100).," *Appl. Phys. Lett.*, 78 (2001) 1297-1299.
 - [5] W. Ma, R. Nötzel, H.-P. Schönherr and K.H. Ploog., "Shape transition of coherent three-dimensional (In,Ga)As islands on GaAs(100).," *Appl. Phys. Lett.*, 79 (2001) 4219-4221.
 - [6] M. Kitamura, M. Nishioka, J. Oshinowa and Y. Arakawa., "In situ fabrication of self-aligned InGaAs quantum dots on multiautomic steps by metalorganic chemical vapor deposition.," *Phys. Lett.*, 66 (1995) 3663-3665.
 - [7] D. S. L. Mui, D. Leonard, L. A. Coldren and P. M. Petroff., "Surface migration induced self-aligned InAs islands grown by molecular beam epitaxy.," *Appl. Phys. Lett.* 66 (1995) 1620-1622.
 - [8] A. Konkar, A. Madhukar and P. Chen., "Stress-engineered spatially selective self-assembly of strained InAs quantum dots on nonplanar patterned GaAs(001) substrates.," *Phys. Lett.* 72 (1998) 220-222.
 - [9] W. Seifert, N. Carlsson, A. Peterson and L.-E. Wernersson and L. Samuelson., "Alignment of InP Stranski-Krastanow dots by growth on patterned GaAs/GaInP surfaces.," *Phys. Lett.* 68 (1996) 1684-1686.
 - [10] H. Lee, J. A. Johnson, J. S. Speck and P. M. Petroff., "Controlled ordering and positioning of InAs self-assembled quantum dots.," *J. Vac. Sci. Technol. B.* 18 (2000) 2193-2196.
 - [11] C. L. Zhang, B. Xu, Z. G. Wang, P. Jin, F. A. Zhao., "Development of cross-hatch grid morphology and its effect on ordering growth of quantum dots.," *Physica E* 25 (2005) 592-596.
 - [12] K. H. Chang, P. K. Bhattacharya and R. Gibala., "Characteristics of dislocations at strained heteroepitaxial InGaAs/GaAs interfaces.," *Appl. Phys.* 667 (1989) 2993-2998.
 - [13] C. Lavoie, T. Pinnington, E. Nodwell, T. Tiedje, R. S. Goldman, K. L. Kavanagh and J. L. Hutter., "Relationship between surface morphology and strain relaxation during growth of InGaAs strained layers.," *Phys. Lett.* 67 (1995) 3744-3746.
 - [14] F. K. LeGoues, B. S. Meyerson, J. F. Morar and P.D. Kirchner., "Mechanism and conditions for anomalous strain relaxation in graded thin films and superlattices.," *Appl. Phys.* 71 (1992) 4230-4243.
 - [15] J. W. Matthews and A. E. Blakslee., "Defects in epitaxial multilayers I.," *Misfit dislocations. J. Cryst. Growth* 27 (1974) 118-125.
 - [16] K. H. Chang, R. Gibala, D. J. Srolovitz, P. K. Bhattacharya, J. F. Mansfield., "Crosshatched surface morphology in strained III-V semiconductor films.J.," *Appl. Phys.* 67 (1990) 4093-4098.
 - [17] M. A. Lutz, R. M. Feenstra, F. K. LeGoues, P. M. Mooney and J. O. Chu., "Influence of misfit dislocation on the surface morphology of Si_{1-x}Ge_x films.," *Phys. Lett.* 66 (1995) 724-726.
 - [18] W. P. Hsu, E. A. Fitzgerald, Y. H. Xie, P. J. Silverman and M. J. Cardillo., "Surface morphology of related Ge_xSi_{1-x} films.," *Appl. Phys. Lett.* 61 (1992) 1293-1295.
 - [19] F. Glas., "Elastic state and thermodynamical properties of inhomogeneous epitaxial layers: Application to immiscible III-V alloys. J.," *Appl. Phys.* 62 (1987) 3201-3208.
 - [20] C. L. Zhang, Z. G. Wang, F. A. Zhao, B. Xu and P. Jin., "Ordering growth of InAs quantum dots on ultra-thin InGaAs strained layer.J. Cryst.," *Growth.* 265 (2004) 60-64.



Cho Thet received the B.Sc. and M.Sc. degrees in Physics from the University of Dagon, Myanmar, in 1998 and 2001. She is currently a Ph.D. student in Electrical Engineering at Chulalongkorn University. Her research interest is nanotechnology.



Songphol Kanjanachuchai received the M.Eng. Degree with first class honours in Electrical and Electronic Engineering from Imperial College of Science, Technology and Medicine, University of London, in 1995. He later went to the Cavendish Laboratory, Cambridge University, where in 1999 he received Ph.D. degree in Physics for his work in Si/SiGe-based single-electron- and single-hole quantum dot transistors. His interests include nanofabrication techniques, quantum-sized effects in silicon and compound semiconductor transistors, high frequency devices and novel materials for (opto-) electronic applications such as self-assembled quantum dots, carbon nanotubes and molecular wires.



Somsak Panyakeow received the B. Eng., M. Eng. and D. Eng. degrees, all in electrical engineering from Osaka University, Japan in 1969, 1971 and 1974 respectively. In 1974, he began to work at the Electrical Engineering Department, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University as a lecturer. He was a pioneer to set up the Semiconductor Device Research Laboratory (SDRL) at Chulalongkorn University in 1975. He was an

Assistant Professor and an Associate Professor in 1977 and 1980 respectively. He was appointed to be a Full Professor of the department in 1982. He has been engaged in research on photovoltaic devices and systems since 1975. His long research experience on laser engineering since 1970 is another his contribution. His recent research work is in the area of Molecular Beam Epitaxy for quantum devices and nanoelectronics.

ภาคผนวก

บทความที่น่าสนใจในการประชุมวิชาการนานาชาติ

1st Nano-Engineering and Nano-Science Congress

July 7-9, 2004

National University of Singapore, Singapore

*Incorporating the Launch of
NUS Nanoscience and Nanotechnology Initiative*

Organized by
Faculty of Engineering, National University of Singapore

Hosted by
NUS Nanoscience and Nanotechnology Initiative (NUSNNI)
&
Faculty of Engineering, NUS

programme & abstracts

Sponsored by



Self-Assembled InAs Elongated Nanostructure by Molecular Beam Epitaxy

S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow

Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Thailand

KEY WORDS: Quantum Structure, Molecular Beam Epitaxy

ABSTRACT

Self-assembled quantum dots were modified to elongated nanostructure by molecular beam epitaxy through thin capping, regrowth of quantum dots and annealing.

INTRODUCTION

In recent years, many research groups have focused on self-assembled quantum dots and wires by molecular beam epitaxy (MBE) which are used in many applications such as lasers, photodetectors and electronic devices [1-2]. In this experiment, we study on self-assembled elongated nanostructure in order to improve the length and uniformity of the height of elongated nanostructure.

EXPERIMENTAL DETAILS

The processing step was started from 300 nm of GaAs buffer layer at the growth temperature of 600°C. The next process was 1.8 ML of InAs quantum dot growth at 500°C. Then, a thin capping layer of 6 ML GaAs was grown at 470°C, leading to nanoholes formation. A regrowth of InAs quantum dot was conducted for 1 minute when the RHEED pattern started to become a spotty pattern. The second-step quantum dots were 0.6 ML and then capped by another 6 ML of GaAs layer. The final step was annealing at temperature of 500°C for 20 seconds. The temperature was then ramped down rapidly to room temperature before the samples were taken

out for ex-situ AFM measurements where nanostructures can be observed.

RESULT & DISCUSSION

An elongated nanostructure having nanometer scale width and height with 0.5 μm in length was obtained (see AFM images) due to the Indium and Gallium atoms intermixing across the interface of the quantum dots with the capping layer. And during the annealing process, both of the Indium and Gallium atoms migrated from the top of the dots. So, the thin capping quantum dots were linked due to the elongated self-assembled nanostructure along $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction. This self-assembled InAs elongated nanostructure may have several nanoelectronic applications due to elongated feature; for example, once their electrical characteristics are well understood, they may be used as quantum wires. In addition, the expected polarized optical characteristic is a unique property which may find applications in optical switching and information storage systems.

REFERENCES

- [1] Arakawa Y., and Sakaki H., Applied Physics Letters, 1982, Vol. 40, pp. 939-941.
- [2] Cheng K.-Y., Proceeding of IEEE, 1997, Vol. 85, pp. 1694-1714.

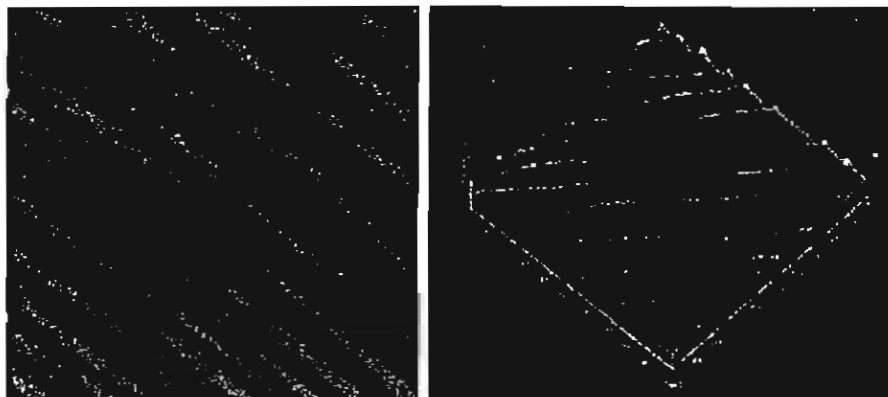


Figure 1: The $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ AFM images of self-assembled InAs nanostructure by MBE.

MNE 2004

Micro and Nano Engineering 2004

International Conference



19-22 September 2004

Rotterdam, The Netherlands

<http://www.mne04.org>

Abstracts

S. Suraprapich, S. Kanjanachai, S. Thainoi and S. Panyakeow

Semiconductor Device Research Laboratory, Department of Electrical Engineering,
Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand.

Tel/Fax: +66 2218 6524. E-mail: songphol.k@chula.ac.th

Quantum dots (QDs) are taking an increasingly important role in nano- and optoelectronic devices. InAs QDs, in particular, are useful in several types of optical communication systems. The growth of InAs QDs on a lattice-mismatched GaAs substrate by a typical Stranski-Krastanow growth mode, however, results in dots randomly distributed across the substrate. The randomness of QD sizes gives rise to devices with varied electrical and optical characteristics. To obtain QD-based devices with predictable behaviour, it is essential to fabricate or grow a QD ensemble where all dots are identical. This, however, has yet to be achieved in practice. In this work, we report a simple growth process that results in a partially random, yet ordered InAs QDs over a large surface area.

The process starts from the growth of a 400 nm-thick GaAs buffer layer on a (100)-GaAs substrate at 610°C using a Riber 32P system. This is followed by the growth of 1.5 ML of InAs at 500°C which results in QDs with an average dot height of 6 nm as can be seen in the atomic force microscopy (AFM) image in Fig. 1.

On top of this QD layer, we grow 6 ML of GaAs capping layer (~1.66 nm) at 470°C. The lattice-mismatched capping layer increases the strain energy around the upper surface of the covered QDs and causes In atoms to migrate out of the dot, leaving a hollow middle part [1,2]. As a result of the hollowing-out effect, the originally elliptical InAs QDs are transformed into a camel-like structure shown in AFM image in Fig. 2 which shows that each dot has a nanohole in the middle.

The sample is then subject to a 30-second annealing at 550°C. The temperature is increased to 550°C and argon pressure decreased from 8×10^{-6} to 4×10^{-6} Torr. The annealing results in the elongation of the nanoholes along the [110] direction as shown in Fig. 3. The holes, however, have disappeared and replaced by stripes which point towards the [110] azimuth. These stripes serve as a template for subsequent QD regrowth which takes place immediately after the annealing. The regrowth is carried out under the previous conditions used to grow the first QD layer: 500°C at As pressure of 8×10^{-6} Torr. Quantum dots now form along the [110] direction of the template as seen in Fig. 4.

By repeatedly capping the InAs QDs with lattice-mismatched GaAs layer and annealing, we are able to engineer the stripe template to be longer with each successive capping-and-annealing cycle. These longer stripes, in turn, act as templates with longer nucleation centres along the stripes.

After a few regrowth cycles, the InAs QDs are well aligned and are more uniform in size (Fig. 4) as compared to the first QD layer grown directly on the buffer layer (Fig. 1). Different capping and annealing conditions are under investigation. Preliminary results show that grouping of QDs into QD molecule [3] is possible.

References

- [1] J.M. Garcia, G. Medeiros-Ribeiro, K. Schmidt, T. Ngo, J.L. Eng, A. Lorke, J. Kothaus and P.M. Petroff, *Appl. Phys. Lett.* 71, 2014 (1997).
- [2] R. Songmuang, S. Kiravittaya and O.G. Schmidt, *J. Crystal Growth* 249, 416 (2003).
- [3] R. Songmuang, S. Kiravittaya and O.G. Schmidt, *Appl. Phys. Lett.* 82, 2892 (2003).

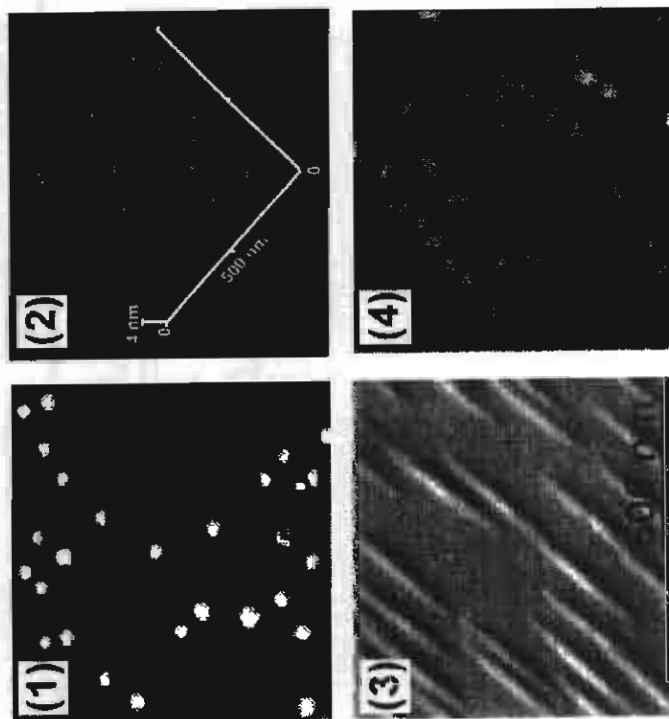


Fig. 1. AFM image of self-assembled InAs QDs on GaAs substrate.

Fig. 2. AFM image of camel-like structure created by capping the QDs of Fig. 1 with a thin lattice-mismatched GaAs layer.

Fig. 3. AFM image of the stripes template formed by annealing the structure in Fig. 2.

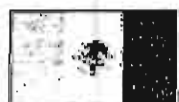
Fig. 4. AFM image of ordered QDs created by repeating for 3 cycles the thin capping, annealing and regrowth process.

All images are $1 \times 1 \mu\text{m}^2$. Figure 2 is viewed at an oblique angle.

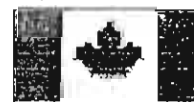
Program, Abstracts and Exhibitor guide
NAMBE 2004

*22nd North American
Molecular Beam Epitaxy
Conference*

*October 10th-13th
Banff Centre for Conferences
Banff, Alberta, Canada*



*Banff
2004*



2.12:-Self-Assembled Quantum Dot Molecules by Molecular Beam Epitaxy

S. Panyakeow and S.Suraprapich

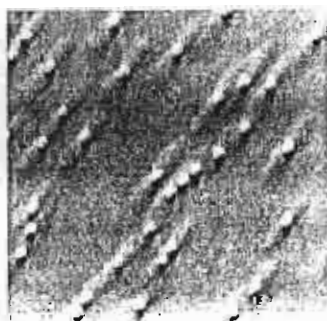
Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering,

Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand

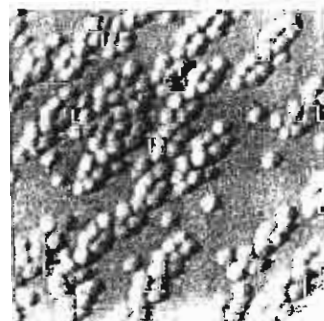
Tel. 662-218-6524, E-mail: suwaree.s@student.chula.ac.th

Self-assembled quantum dots are grown by solid source MBE by using strained semiconductors, i.e. InAs QDs on GaAs. The creation of self-assembled quantum dots is based on statistics. Therefore, the shape, dot size and dot position are random if without precise control of growth condition like growth temperature, growth rates and the source material pressures.^(1,2) Self-assembled quantum dots with random distribution on the grown surface having individual single dot feature are normally obtained by standard MBE growth process. They are technically applicable for emitting devices like low threshold QD lasers due to their quantum nature and delta function density of states.^(3,4) Further improvements are needed for other nanoelectronic applications which uniform and ordered quantum dots are required. In quantum cellular automata (QCA),⁽⁵⁾ groups of quantum dots having particular setting are used to hold charges for binary computation which consumes small power and works at high speed. Top-down approach for ordered quantum dots has been investigated by many researcher groups using shadow mask, lithography and etching techniques,^(6,7) but there is some technical limitations due to complexity of the process and crystallographic defects leading to expensive and degraded nanostructure. Bottom-up or self-assembly approach is simple and defect free. In our past research work in collaboration with Max Planck Institute in Stuttgart, we made use of thin capping and in-situ etching technique to realize quantum dot molecules having 2, 3, 4, 5 and 6 dots in MBE regrowth.^(8,9)

In this presentation, we report the MBE growth of self-assembled quantum dot molecules by thin capping and regrowth technique without any in-situ etching. The processing steps could be operated in continuous and sequential instructions with good reproducibility. The thin capping of GaAs layer on as-grown InAs quantum dots is the key idea to modify these quantum nanostructure into nanoscale templates due an anisotropic strain field created by lattice mismatch between the thin capping layer and initially grown quantum dots. The template configuration is camel-like with nanoholes having elongated structure along [1-10] crystallographic direction. Regrowth of quantum dots were conducted onto these nanoscale and aligned templates. At first step, regrown quantum dots are situated in nanoholes where the strain field produces the lowest energy for dot formation. From AFM images, the quantum dots are uniform having an impression of "nano-propeller" configuration. When the thickness of regrown quantum dots was increased, the strain at nanoholes relaxes and shifts to the propellers' edges. Sets of new quantum dots were created on both sides and lead to self-assembled quantum dot molecules with particular pattern and alignment. In addition, by this regrowth on nano-templates, the dot density is increased by one order of magnitude which would be great interest for some application like quantum dot solar cells.⁽¹⁰⁾



Nano-propeller QDs



QD molecules having higher dot density

QUANTUM DOT MOLECULES FOR PHOTOVOLTAIC CELL APPLICATION

S. Suraprapapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow
Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering,
Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand

ABSTRACT

We propose to significantly increase the density of self-assembled InAs quantum dots by growing quantum dot molecules using MBE growth with thin-capping-and-regrowth techniques. Anisotropic strain field of thin capped quantum dots leads to elongated nanostructures with nano-holes which become templates for the formation of quantum dot molecules during the re-growth process. Each of quantum dot molecules consists of 10-12 dots arranged in a specific pattern depending on the underlying templates. The dot density of quantum dot molecules is $3 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, comparing to 10^9 cm^{-2} of typical quantum dot grown by slow growth rate standard MBE process which is the initial step of our proposed growth techniques. We integrate one stack of quantum dot molecules into solar cells having Schottky structure. Quantum dot molecule solar cells were tested under AM1, 100 mW/cm² solar simulator. We found that the short circuit current density of this quantum dot molecule solar cell is the same order of magnitude to that of multi-stacked quantum dot solar cell previously studied. Dot density over $6 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ is created by repeating the thin-capping-and-regrowth process for 5 cycles. High dot density covering the whole sample surface is then utilized as an active layer in quantum dot solar cell structure.

INTRODUCTION

Self-assembled quantum dots are grown by solid state molecular beam epitaxy (MBE) using strained semiconductors, i.e. InAs quantum dots on GaAs. Quantum dots (QDs) are distributed randomly with dot density of 10^9 to 10^{10} cm^{-2} when they are grown on typical GaAs (001) substrates. These self-assembled quantum dots have individual single dot feature. The dot size and dot density as well as dot homogeneity are defined by precise control of growth parameters like growth temperature, growth rates and the source material pressures.^(1,2) Self-assembled quantum dots are applicable for many photonic devices like QD lasers having low threshold current density due to their quantum features, QD infrared detectors due to long wavelength absorption of the quantum structures,^(3,4) and for high speed nano-electronic devices like QD transistors.⁽⁵⁾ These high performances of QD devices are focused on their energy efficiency and fast response. Multi-stacks of

quantum dots are normally inserted in the active part of most QD devices in order to increase the effectiveness of QD functionality. It is technically sound in making use of QDs for an active layer of solar cells aiming at high efficiency energy conversion. High dot density in one QD stack is an ideal structure for solar cell application because solar cell is considered to be a large area device with a shallow junction for efficient solar energy absorption.

In our past research work, InAs quantum dots were integrated into GaAs/GaAlAs hetero-structure solar cells under the expectation that the quantized energy levels and their associated delta-function density of states would improve the solar cell performance, particularly the spectral response at long wavelengths. The quantum dot active layers were self-assembled by standard MBE growth. The quantum dots were randomly distributed on the grown surface with dot density in the order of 10^9 cm^{-2} . In our previous work^(6,7), we fabricated GaAs/GaAlAs hetero-structure solar cells with and without InAs quantum dot integration. The solar cells were characterized and their photovoltaic properties measured under AM1, 100 mW/cm² solar simulator. The conversion efficiency of quantum dot solar cell was 24.6%, an improvement from the 23% of normal hetero-structure solar cell. No significant improvement and unclear spectral response at long wavelengths by quantum dots were observed, despite several attempts to incorporate multi-stacked quantum dot layers in order to increase the effective volume of the quantum dots in the device.⁽⁸⁾

In this presentation, we propose to grow self-assembled quantum dot molecules (QDM) which are sets of quantum dots by thin-capping-and-regrowth techniques. These self-assembled quantum dot molecules are one of the candidates in providing a high dot density in one QD stack which is a desirable structure for solar cell application. The original idea of this research work was to grow self-assembled InAs quantum dots with improved uniformity and self alignment. Thin capping of as-grown quantum dots creates anisotropic strain field⁽⁹⁾ which results in elongation of the original QDs and, ultimately, the formation of nano-holes. The re-growth of quantum dots on the nano-hole templates gives rise to even more uniform dots. When the strains are relaxed, sets of quantum dots are created around the centers of re-grown dots. Each of these quantum dot molecules consists of 10-12 dots arranged in a specific pattern depending on the underlying templates. When the elongated nanostructures are close to one another, the re-grown quantum dots will be linked into chains of quantum dot molecules. The dot density of quantum dot

molecules is $3 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, which is an order of magnitude higher than that of self-assembled quantum dots grown by slow growth rate of standard MBE process. With this significant increase in QD volume, we anticipate a more noticeable contribution of quantum effects from embedding the self-assembled quantum dot molecules in our previously proposed QD solar cell structure.

With conventional MBE growth of self-assembled QDs, a straight forward approach to increase the dot volume equivalent to dot density having one order of magnitude higher is to grow ten stacks of quantum dots. In our present MBE growth technique, we propose to prepare one stack of quantum dot molecules having a high dot density and to integrate them into solar cell structure. Schottky quantum dot molecule solar cells are fabricated and evaluated for their photovoltaic characteristics. Simple Schottky structure is chosen to understand the intrinsic property of quantum dot molecules. Schottky samples are tested under AM1, 100 mW/cm^2 solar simulator for their I-V characteristics. I-V curves at dark and illuminated conditions are measured. We found that short circuit current density of this quantum dot molecule solar cell is the same order of magnitude to that of multi-stacked quantum dot solar cell previously studied. With an encouraging result, we propose a modification of growth process to increase the quantum dot molecule density and to cover them on the whole surface of grown substrates for improving the performance of quantum dot solar cells.

MBE GROWTH PROCESS OF QDM

Quantum dot molecules are defined as closely space self-assembled quantum dots. We have developed a MBE growth technique using anisotropic strain engineering in self assembling nano-templates for quantum dot molecules on GaAs (001) substrates. The growth process is an un-interrupted MBE growth in a single growth chamber with RHEED monitoring as an observation tool and control of each processing step. There are three growth steps in fabricating self-assembled quantum dot molecules, i.e. self-assembly of InAs QDs, thin capping of GaAs on InAs QDs which leading to the formation of nano-templates, and finally regrowth of quantum dot molecules respectively.

The MBE growth started from a 400 nm GaAs buffer layer at 580°C and at growth rate of 10 nm/min or 0.6 ML/sec , followed by 1.8 ML self-assembled InAs quantum dots at lower growth temperature of 500°C and at low growth rate of 0.01 ML/sec . The as-grown quantum dots are distributed randomly on the GaAs (001) substrate with dot density between 10^9 and 10^{10} cm^{-2} . A typical dot is $5\text{-}8 \text{ nm}$ high and $40\text{-}60 \text{ nm}$ in diameter. From these initial quantum dots, it is our original idea to create quantum dot molecules by the continuation of growth process using thin capping and regrowth techniques. The quantum dots are thin capped by GaAs layer of 6 ML (1.66 nm) at lower temperature

of 470°C . The quantum dots are then transformed to a camel-like nanostructure with nanoholes in the middle. This modified quantum structure has an elongation along $[1\bar{1}0]$ direction. The regrowth process continues to create new quantum dots with thickness less than 0.6 ML due to easier formation of 3D structure right in the nanoholes where strain relaxation is preferable. Due to templating effect of nanoholes, 0.6 ML quantum dots are uniform comparing to freely grown QDs. The AFM images of regrown quantum dots look like "nano-propeller" having the remains of initial structure as the propellers' blades on both sides. When the regrown quantum dots are 0.9 ML , they become bigger, exceeding the nanohole size. We begin to observe the creation of some satellite dots on both propellers' edges. The regrowth of quantum dots continues to 1.2 ML . Sets of new quantum dots clearly appear at the propellers' edges. In order to observe the surface morphology of nano-structures at each growth step, samples are systematically brought out from the growth chamber for atomic force microscopy measurements. AFM images at different growth steps prior to the formation of quantum dot molecules are shown in figures 1(a) and 1(b) for starting self-assembled quantum dots, nano-templates (camel-like structure with nanoholes in the middle) after thin capping of GaAs on InAs QDs. Figures 2(a) and 2(b) are nano-propeller quantum dots at regrowth thickness of 0.6 ML and the beginning observation of pre-formation of quantum dot molecules at regrowth thickness of 0.9 ML respectively.

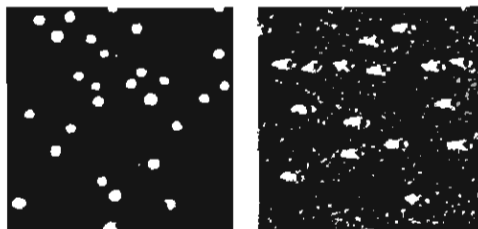


Fig.1 (a) Standard QDs and (b) Nano-templates having camel-like structure with nanoholes in the middle.

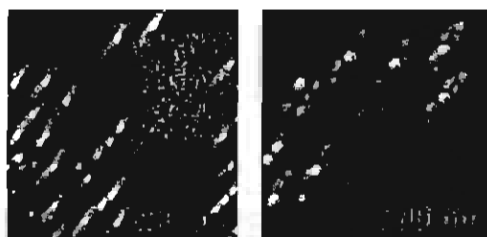


Fig.2 (a) Nano-propeller quantum dots at the regrowth thicknesses of 0.6 ML and (b) 0.9 ML

In the un-interrupted MBE growth process of quantum dot molecules, the regrowth of InAs QDs on nano-templates is continued up to the regrowth thickness of 1.2 ML which fine and clear pattern of quantum dot sets are obtained. The number of quantum

dots increases up to 10-12 dots surrounding the centered dots. Due to time difference in dot formations, the centered dots are bigger while the surrounding satellite dots are smaller. The sets of new quantum dots are located in a pattern defined by the shape of propellers' blades. When the original nano-propeller quantum dots are in close proximity, the quantum dot molecules are linked into long, twisted chains. It is clear from AFM images as shown in figure 3 that the growth of quantum dot molecules by this modified technique will increase the dot density by one order of magnitude higher than that of normal self-assembled quantum dots grown by standard MBE technique.

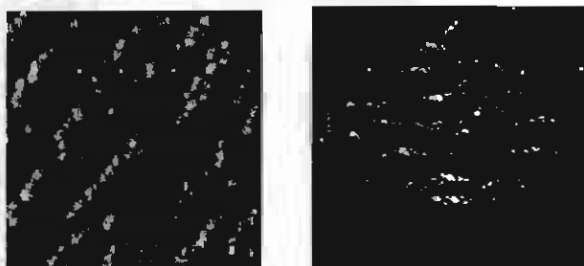


Fig.3 Quantum dot molecules are realized at the regrowth thickness of 1.2 ML

In order to understand the basic characteristics of regrown quantum dots prior and after the formation of quantum dot molecules, samples at regrowth thicknesses of 0.6, 0.9 and 1.2 ML are brought out from the MBE growth chamber for ex-situ photoluminescence (PL) measurements at room temperature. The PL spectra of these three samples are excited by 200 mW Ar⁺ laser beam chopped at 85 Hz and detected by a liquid Nitrogen cooled InGaAs detector linked to a lock-in amplifier system through a monochromator. Figure 4 shows that all samples give PL peaks around 1.2μm wavelength. Full width at half maximum (FWHM) of PL spectrum of nano-propeller quantum dots is as narrow as 24 meV reflecting their high dot uniformity. FWHMs of PL spectra of 0.9 and 1.2 ML samples are broadened to 31 and 46 meV respectively due to loosening of their dot uniformities. We could observe the red shift of PL peaks due to larger dot size of quantum dot molecules.

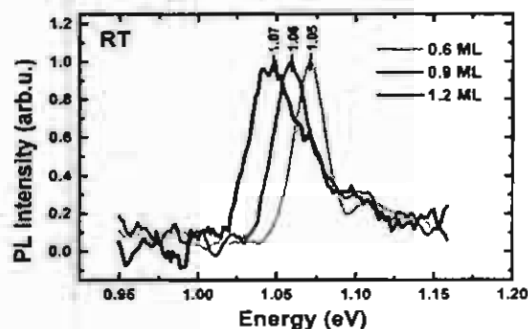


Fig. 4 PL spectra of regrown quantum dots at regrowth thicknesses of 0.6 ML (nano-propeller quantum dots), 0.9 ML (pre-quantum dot molecules) and 1.2 ML (quantum dot molecules) at room temperature.

QDM SOLAR CELLS AND THEIR PV OUTPUT

Quantum dot molecule solar cells are fabricated by molecular beam epitaxy starting from n-GaAs (001) substrates. After the growth of n-GaAs buffer layer, n-InAs quantum dot molecules are created by our novel thin-capping-and regrowth MBE process and then capped by n-GaAs layer. Simple Schottky structure as shown in figure 5 is chosen to understand the intrinsic property of quantum dot molecules in solar cell application. Au:Ge/Ni is used as the Ohmic contact to the rear surface of tested cells. Au grid contact on the front surface of the devices is the Schottky junction. This is the most simple solar cell structure without any design optimization.

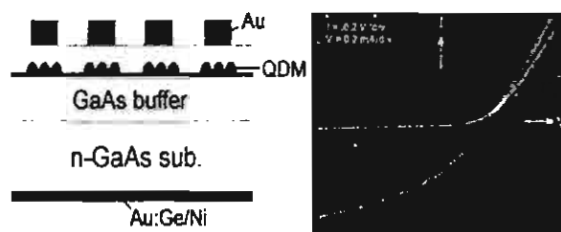


Fig.5 QDM solar cell having Schottky structure and its I-V curves at dark and illuminated conditions.

Schottky type quantum dot molecule solar cells are tested under AM1, 100 mW/cm² solar simulator for their I-V characteristics at dark and illuminated conditions. The low open circuit voltage of 0.36 V is obtained. However, we found that the short circuit current density of this quantum dot molecule solar cell is the same order of magnitude to that of multi-stacked quantum dot solar cells having Schottky structure which previously reported, i.e. in the order of few mA /cm². The low F.F. is observed in this quantum dot molecule solar cell. Further investigation and proper structural design of quantum dot solar cells are in progress.

MODIFICATION OF GROWTH PROCESS

Our original idea of making use of quantum dot molecules in solar cell structure because they are in a high dot density feature. One stack of quantum dot molecules works like multi-stacked quantum dots. Therefore, in term of fabrication point, quantum dot molecules are simple and suitable for shallow junction devices. We have also extended our original idea to increase the QD density and to cover the whole surface of the sample by modification of our growth techniques. We repeat the thin-capping-and-regrowth process up to 5 cycles. The regrowth thicknesses are 0.6ML in the first 4 cycles and 1.5 ML in the last cycle. A high dot density of quantum dot molecules is obtained and they cover the whole surface of our sample as shown in figure 6. The dot density is higher than 6×10^{10} cm⁻².

We measure the PL spectrum of these high dot density quantum dot molecules at room temperature and find out that the PL output of this sample is the strongest among all samples. The PL peak is shifted to 1.3 μ m wavelength and the PL spectrum is as broad as 78 meV. These PL characteristics imply that quantum dot molecules are composed of various dot sizes which might be useful in photovoltaic cell application.

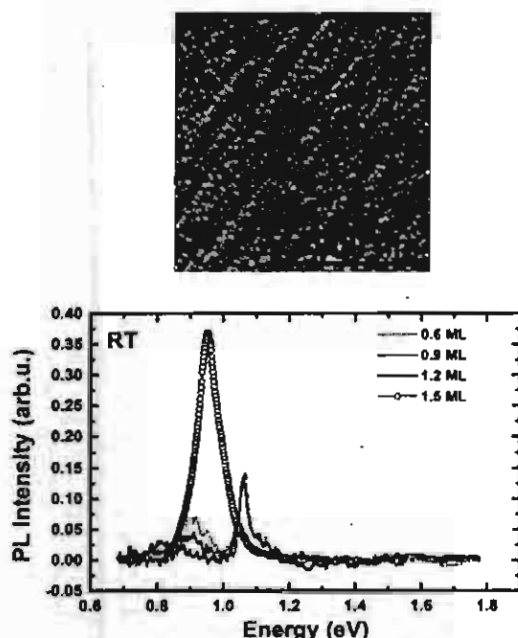


Fig. 6 A high dot density of QDM is realized by repeating the thin-capping-and regrowth process for 5 cycles. PL spectrum of high dot density QDM grown by modified growth process, showing strong PL peak and broad PL spectrum at room temperature.

This high dot density of quantum dot molecules covering the whole surface is also used in solar cell fabrication having Schottky structure. The I-V curves in figure 7 show an improvement of F.F. due to better sheet conductivity of the solar cell.

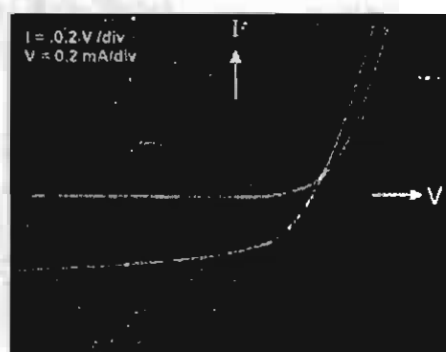


Fig. 7 I-V curves at dark and illuminated conditions of high dot density quantum dot molecule solar cell.

SUMMARY

We have proposed to increase the quantum dot density by fabricating quantum dot molecules using a novel thin-capping-and-regrowth MBE process. The quantum dot molecules are inserted in the solar cell structure. To understand the intrinsic property of quantum dot molecules in solar cell application, Schottky type quantum dot molecule solar cells are experimentally fabricated and tested in our preliminary work. Encouraging results on short circuit current density under illumination of solar simulator is obtained. We demonstrate a modified growth technique to increase a high dot density of quantum dot molecules for future work.

ACKNOWLEDGEMENTS

The research work on self-assembled quantum dots for nano-phonic and nano-electronic applications is financially supported by the Asian Office for Aerospace Research and Development (AOARD) U.S. Air Force and Thailand Research Fund (TRF) through the Royal Golden Jubilee Ph.D. Program and TRF's Senior Researcher Award.

REFERENCES

- [1] P.B. Joyce et al., "Effect of growth rate on size, composition, and optical properties of InAs/GaAs quantum dots grown by molecular beam epitaxy" *Phys. Rev. B* **62**, 2000, pp. 10891-10895.
- [2] W. Seifert et al., "In-situ growth of quantum dot structures by the Stranski-Krastanow growth mode" *Prog. Crystal Growth and Charact.* **33**, 1996, 423-471.
- [3] Y. Arakawa et al., "Multidimensional quantum well laser and temperature dependence of its threshold current", *Appl. Phys. Lett.* **40**, 1982, pp. 939-941.
- [4] M. Henini, "Self-assembled quantum dots on GaAs for optoelectronic applications" *Microelectronics Journal* **34**, 2003, pp. 333-336.
- [5] Y. Wang and S. Y. Chou, "Planar field-induced quantum dot transistor" *Appl. Phys. Lett.* **63**, 1993, pp. 2257-2259.
- [6] S. Thainoi et al., "n-GaAlAs on p-GaAs Heterostructure Solar Cells Grown by Molecular Beam Epitaxy" *14th PVSEC*, 2004, pp. 569-570.
- [7] S. Suraprapich et al., "Quantum Dot integration in Heterostructure Solar Cells" *14th PVSEC*, 2004, pp. 509-510.
- [8] S. Kamprachum et al., "Multi-stacked Quantum dots with Graded Dot Sizes for Photovoltaic Applications", *29th IEEE PVSC*, 2002, pp. 1055-1057.
- [9] T. Mano et al., "Formation of InAs quantum dot arrays on GaAs 100, by self-organized anisotropic strain engineering of a In,Ga,As superlattice template", *Appl. Phys. Lett.* **81**, 2002, pp. 1705-1707.

China NANO 2005

China International Conference on Nanoscience & Technology

Abstracts Book

Organized by
National Center for Nanoscience and Technology of China

JUNE 9-11, 2005

Beijing, China



R. Forrest, Applied Physics Letters, Vol. 81(2), (2002) pp.268-270.

[4] Chung-Kun Song, Bon-Won Koo, Sang-Back Lee and Do-Hyun Kim, Jpn. J. Appl. Phys. Vol. 41, (2002) pp. 2730-2734.

[5] Teresa Oh, Heung-Soo Kim, Sung-Bo Oh and Mi-Sook Won, Jpn. J. Appl. Phys. 42 (2003) pp. 6292-6295

20-34-996

Self-Assembled InAs Lateral Quantum Dot Molecules Growth on (001) GaAs by Thin-Capping-and-Regrowth MBE Technique

S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kajanachuchai and S. Panyakeow[†]

Semiconductor Device Research Laboratory, Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand.

[†]Corresponding author

Abstract: InAs lateral Quantum dot molecules (QDMs) are grown on (001)-GaAs substrates. The self-assembled QDMs are formed in one continuous molecular beam epitaxial (MBE) growth via a thin-capping-and-regrowth technique. Lateral QDMs, each with 10-12 dots arranged in a specific pattern, are determined by the shapes of the underlying nano-propeller quantum dots (QDs). The nano-propeller QDs in turn are obtained by regrowth on nano-holes which have been previously created by capping the first InAs QD layer grown on (001)-GaAs substrate with a thin GaAs layer. The length of the propeller directly influences the number of QDs in a QDM. By varying the conditions for thin-capping, shorter or longer propellers can be achieved, allowing the number of QDs in each QDM to be controlled. Photoluminescence (PL) measurements indicate that the nanopropeller type QDs are relatively more uniform than QDMs.

20-35-135

Construction of texture controllable mesoporous silica

H. Zhang^{1,a}, J. M. Sun¹ D. S. Su^{2,b} and X. H. Bao^{1,c,†}

¹State Key Laboratory of Catalysis, Dalian Institute of Chemical Physics, The Chinese Academy of Sciences, Dalian 116023, P. R. China.

²Department of Inorganic Chemistry, Fritz-Haber Institute of the Max Planck Society, Berlin D-14195, Germany

^azhanghe1977@dicp.ac.cn,

^bdangsheng@fhi-berlin.mpg.de, ^cxhbao@dicp.ac.cn

Keywords: alkanes, cosolvent, mesoporous.

Abstract: The discovery of mesoporous materials has attracted considerable attention due to their applications in the fields of catalysis, adsorption and host-guest chemistry.^[1] This would demand precise control of pore size, accessibility, stability, morphologies, as well as surface functionalization of mesoporous materials. Thus, not surprisingly, extensive work has been devoted to the textural/morphological control of mesoporous silica (such as MCM-41 and SBA-15), which can be achieved by using different surfactants, changing reaction conditions or employing a double surfactant system. For example, the addition of different organic chemicals such as 1,3,5-trimethylbenzene, alkanes, etc. has been proved to be an effective pathway to tune the porous texture/morphology of mesoporous materials. Recently, it was reported that unusual SBA-15 with parallel channels running along the short axis, which is more favorable to mass transfer due to its short pore path, has been obtained by using a great amount of decane as cosolvents.^[2] Herein, the effect of large amounts of alkanes from hexane to hexadecane on the texture/morphology of mesoporous SBA-15 is studied. It is found that the interaction

between alkanes and P123 micelles plays the key role in the formation of texture/morphology controllable mesoporous silicas. When alkanes with lower chain length are used (e.g., hexane), there exists a strong interaction between alkanes and P123 micelles, and foam-like mesoporous silica with the large pore diameter (ca. 23 nm) is obtained. The interactions would decrease with the increase of the alkane chain length, a mesoporous phase transition of foam-worm-hexagon is observed, the pore diameter of the obtained materials decreases accordingly. Furthermore, an intermediate interaction between alkanes (e.g., decane) and P123 micelles is necessary for the formation of the short-pore mesoporous materials with well-defined morphologies.

References

[1] A. Corma: Chem. Rev. Vol. 97 (1997), p. 2373

[2] H. Zhang, J. M. Sun, D. Ma, X. H. Bao, A. K. Hoffmann, G. Weinberg, D. S. Su and R. Schlögl: J. Am. Chem. Soc. Vol. 126 (2004), p. 7440.

20-36-46

Adhesion of freestanding black films of surfactants on solid substrates

J.-J. Benattar^{1,a}, M. Nedyalkov^{1,2,b}, O.K.C. Tsui^{3,c} and F.K. Lee^{1,3,d}

¹Service de Physique de l'Etat Condense, DRECAM, CEA Saclay

91191 Gif sur Yvette Cedex, France

²Permanent address: Department of Physical Chemistry of the University of Sofia,

1, bull. "James Bourchier", 1126 Sofia, Bulgaria

³Department of Physics, Hong Kong University of Science and Technology,

Hong Kong, China

^abenattar@ds-m-mail.saclay.cea.fr,

^bMnedyalkov@chem.uni-sofia.bg, ^cphtsui@ust.hk,

^dphfuky@ust.hk

Keywords: black films, surfactant molecule, insertion of proteins, deposition on solid substrate

Abstract. Black films are the ultimate stages of the thinning of soap films (more generally surfactant films), after water drainage. They are stable, free standing bilayers with lateral sizes of a few centimeters. We use X-ray reflectivity to determine their internal structure. It has been shown that many different kinds of surfactants can stabilize black films even complex molecules [1]. Recently a process leading to the formation of a dense monolayer of proteins inserted within a bilayer film has been reported [2, 3]. Very high packing fractions can be obtained in a controlled manner, simply by adjusting the protein chemical potential in the solution connected to the film. This new method opens the possibility for further studies, including the investigation of interfacial processes under perfectly controlled conditions, or the two dimensional crystallization of such proteins. Meanwhile, these films are fragile and can only be investigated by means of X-rays or optical spectroscopy. We report here a new method allowing the deposition of black films on hydrophobic substrate over very large areas. We present data from an AFM investigation of a deposited black film of C12E6 on silicon. The preliminary results show a high degree of molecular organization.

References

[1] Sultanem C., Moutard, S., Benattar J.-J., Djedaïni-Pilard F., and Perly B., Langmuir 20, 3311-3318 (2004)

[2] Benattar J.J.; Nedyalkov M.; Prost J.; Tiss A.; Verger R.; Guibert C. Phys. Rev. Lett. 1999, 82, 529

[3] Petkova V.; Benattar J.J.; Nedyalkov M. Biophys. J. 2002, 82, 541

MNE 2005

1.3.6

**31st International Conference on
Micro- and Nano-Engineering 2005**

**19 – 22 September 2005
Vienna, Austria**



Abstracts

www.mne05.org

Polarization-Dependent Emission from Self-Assembled InAs Lateral Quantum Dot Molecules

S. Suraprapapich, S. Kanjanachuchai, S. Thainoi, and S. Panyakeow

Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering,
Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand
Phone 66-2218-6524, Fax. 66-2218-6523, E-mail: s_panyakeow@yahoo.com

Key words: Self-assembled Lateral quantum dot molecules, Polarization

Presenter is a student: No

Self-assembled quantum dots (QDs) are useful in many device applications which take advantage of the unique characteristics of QDs: zero dimensionality, delta-function density of states and defects-free nanostructure. Self-assembled InAs QDs grown on (001) GaAs are randomly distributed as shown in the atomic force microscope (AFM) image in Fig. 1. In some applications, it is preferable to have high volumetric dot density and, thus, multiple-stacking of QDs has been proposed and demonstrated by several groups working on several materials [1]. One common feature that occurs in the growth of multi-stacked QDs is the strain fields associated with the capping of QDs. These strain fields point towards the growing surface and influence the dynamics of impinging atoms and new QDs preferentially form on top of the underlying QDs as evidence in the transmission electron microscope (TEM) image of two-stacked InAs QDs shown in Fig. 2. The spacings between vertically-stacked QDs are so small and their properties are inter-related. Therefore, this type of structure is sometimes referred to as *vertical* quantum dot molecules (QDMs).

In this paper, we present the growth and luminescence properties of *lateral* QDMs. Although lateral QDMs can be realized by several growth techniques such as in-situ etching and patterned substrates, they require complicated, discontinuous processing steps leading to defects and degradation of QDs' properties. Our approach is an extension of the thin-capping-and-regrowth MBE technique reported earlier [2]. Our previous work showed that self-assembled InAs QDMs can be aligned laterally along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction as shown in Fig. 3. The number of QDs in each QDM depends directly on the underlying template which takes the shape of a propeller. In trying to control the dot density, we grew our QDMs under different temperatures and succeeded in varying the number of QDs in each QDM from 12 to 5 as shown in Fig. 4. It is evident from the figure that as the length span of the propeller decreases, as a result of reduced growth temperature, the number of QDs per QDM is reduced.

These self-assembled QDMs give strong and narrow photoluminescence (PL) spectrum even at room temperature. The PL emission spectrum of QDMs in Fig. 3 is typically located at 1.08 eV with FWHM of 29 meV (see Fig. 5). Modification of the thin-capping-and-regrowth MBE process can shift the peak to 1.3 μm (see Fig. 6), which is a useful wavelength for optical communications.

Since these QDMs have directional preference, it is expected that their optical properties will also be polarization dependent. Preliminary PL measurements with linearly-polarized filter shown in Fig. 7 indicate that PL emission from the QDMs is indeed polarization dependent. We believe that the orientation and elongation of self-assembled QDMs is the reason behind this anisotropic property. Strong polarization dependent features observed in our lateral self-assembled QDMs may be useful for making polarized nano-photoemitters and other nanophotonic devices such as optical modulators or switches.

References

- [1] For example, see: D. M. Bruls, P. M. Koenraad, H. W. M. Salemink, J. H. Wolter, M. Hopkinson, and M. S. Skolnick, *Appl. Phys. Lett.* 82, 3758 (2003).
- [2] S. Suraprapapich, S. Kanjanachuchai, S. Thainoi, and S. Panyakeow, *Microelectron. Eng.*, 78-79, 349 (2005)

Polarization-Dependent Emission from Self-Assembled InAs Lateral Quantum Dot Molecules

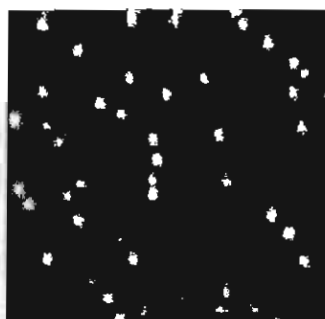


Figure 1 AFM image of self-assembled InAs quantum dots on (001) GaAs substrate

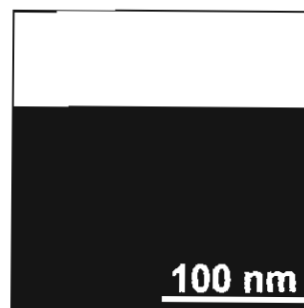


Figure 2 Cross-sectional TEM image of stacked quantum dots



Figure 3 AFM image of self-assembled lateral InAs quantum dot molecules.

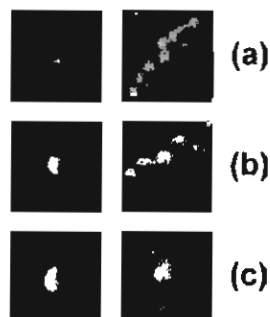


Figure 4 AFM images of propellers' blade (left) and quantum dot molecules (right) under decreasing growth temperature from (a) 470°C to (b) 450°C, and to (c) 430°C.

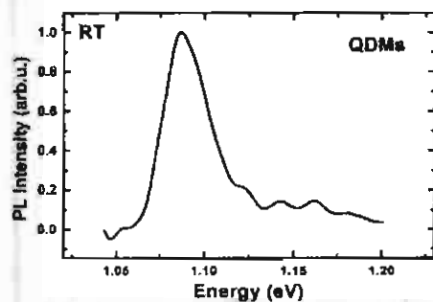


Figure 5 PL spectrum of self-assembled QDMs in Fig. 3 indicates a peak at 1.08 eV and FWHM of 29 meV

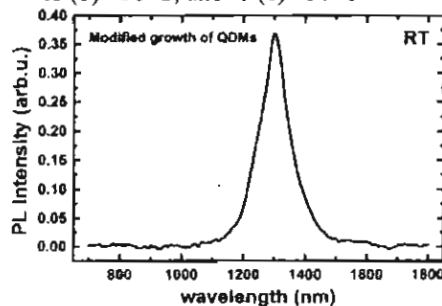


Figure 6 PL spectrum of QDMs grown by a modified process shows a peak emission at 1,300 nm

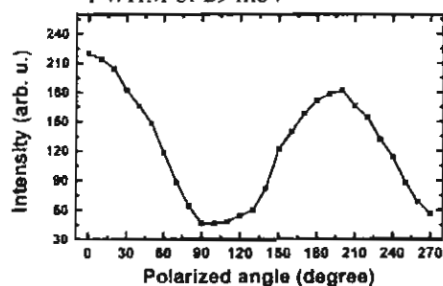
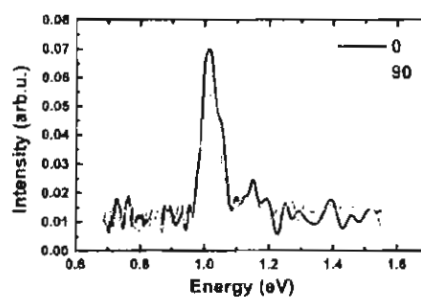


Figure 7 Polarization dependence of PL emission from self-assembled lateral quantum dot molecules



NAMBE 2005

23rd North American Conference on Molecular Beam Epitaxy

September 11th-14th, 2005
Santa Barbara, California



Thin-Capping-and-Regrowth MBE Technique for Quantum Dots and Quantum Dot Molecules

S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow

Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering,
Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand
Phone 66-2218-6524, Fax. 66-2218-6523, E-mail: suwaree.s@student.chula.ac.th

Abstract

Thin-capping-and-regrowth MBE technique was proposed in fabricating lateral quantum dot molecules (QDMs) by utilizing nanoholes after thin capping process at low temperature (470°C) as templates during regrowth of nano-propeller quantum dots as reported at NAMBE04.

By repeating our process of thin-capping-and-regrowth for several cycles, nano-propeller QDs are linked along $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction leading to self-alignment of QDs at regrowth thickness of 0.6 ML Figure 1 (a), (b), (c), (d) and (e) are AFM images of regrown QDs at 1, 3, 5, 7 and 10 cycles of our modified MBE process respectively. At 7 cycles of thin-capping-and-regrowth of QDs, best alignment of QDs is achieved due to long and high strain at the center line of linked propeller blades comparing to those of 3 and 5 cycles of the process where flat and wide propeller blades give some randomness of QD formation. However, when the process cycle was increased up to 10, QDs become random but having high dot density which provide strong PL at room temperature (see figure 2). Self-aligned QDs could provide aligned QDMs when regrowth thickness is increased from 0.6 ML to 1.2 ML as shown in figure 3.

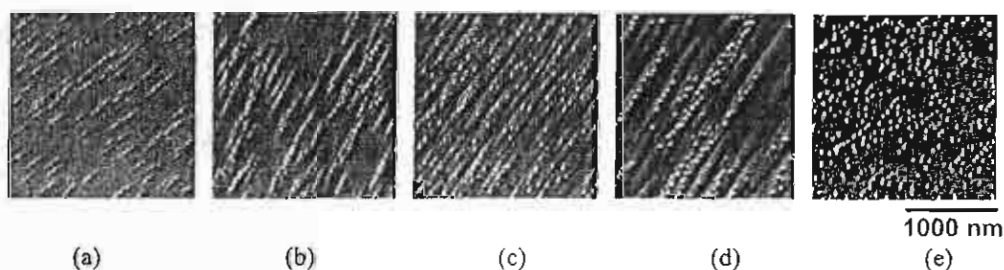


Figure 1 (a) (b) (c) (d) and (e) are AFM images of QDs at 1, 3, 5, 7 and 10 cycles of thin-capping-and regrowth MBE processes

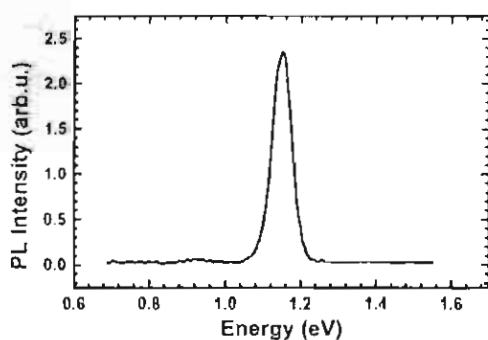


Figure 2 PL spectrum of high dot density QDs by 10 cycles of thin-capping-and-regrowth process



Figure 3 Aligned QDMs at 1.2 ML regrowth thickness

Self-Assembled Quantum Dot Molecules and their Potential Applications in Nanoelectronics and Photonics

Somsak Panyakeow

The Semiconductor Device Research Laboratory (SDRL)
Electrical Engineering Department
Faculty of Engineering Chulalongkorn University
Bangkok 10330, Thailand
Phone 66-2218-6524, Fax. 66-2218-6523, E-mail: s_panyakeow@yahoo.com

Molecular Beam Epitaxy (MBE) machine was installed at Chulalongkorn University in 1993 for quantum device research. Self-assembled quantum dots are intensively investigated using InAs/GaAs strained semiconductors. The as-grown quantum dots are defect-free and provide strong photoluminescence at room temperature. They are applicable for QD lasers which can work at low threshold current density due to their delta-function density of states.⁽¹⁾ Single QDs with zero dimensionality could be single photon sources⁽²⁾ as well as quantum information processing.⁽³⁾

Thin capping of QDs at low temperature could modify the nanostructures into elongated templates with nanoholes and alignment along $[1\bar{1}0]$ direction. Regrowth of InAs at appropriate thickness on the templates gives rise to sets of quantum dots with repeated pattern called Quantum Dot Molecules (QDMs)⁽⁴⁾. These lateral quantum dot molecules have several unique features, i.e. higher dot density (one order of magnitude higher than the as-grown QD density), uniform dots providing strong PL at room temperature, specific pattern of quantum dot sets with an alignment along $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction.

Thin-Capping-and-Regrowth MBE process for quantum dot molecules is our original growth technique which is reproducible and can be monitored by an in-situ RHEED. The dot number per QDM is controlled by capping temperature. Modified MBE growth process with annealing could provide self-alignment of QDs and QDMs⁽⁵⁾. Multi-cycles of modified MBE growth process give high density quantum dot molecules.

Several potential applications of quantum dot molecules are proposed for quantum dot cellular automata⁽⁶⁾, a new approach for quantum computing where low power consumption and high speed are possible, for QD lasers with low threshold current and for QD solar cells⁽⁷⁾ where high density and high quality QDMs are needed.

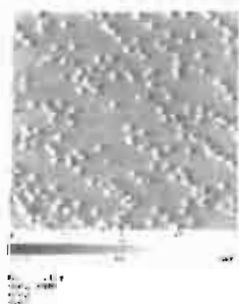


Fig. 1 As-grown QDs are random with dot density of 10^9 cm^{-2}

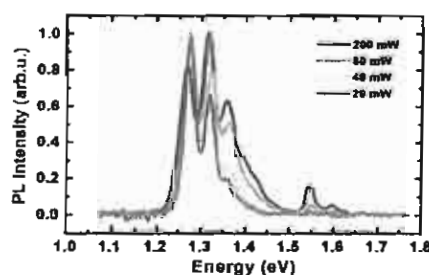


Fig. 2 PL spectra of as-grown QDs



Fig. 3 QDMs are sets of QDs with specific pattern and with dot density of 10^{10} cm^{-2}

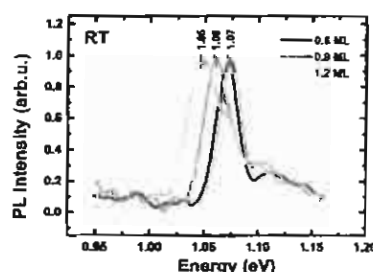


Fig. 4 PL spectra of QDMs

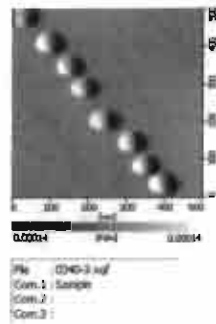


Fig. 5 Self alignment of QDs by modified growth technique

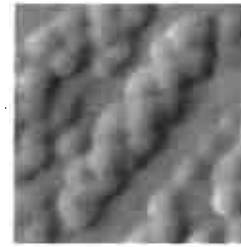


Fig. 6 Chain of QDMs created by aligned QDs

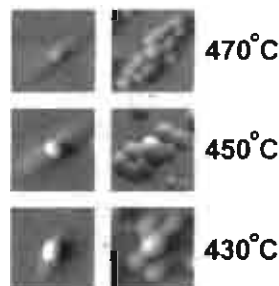


Fig. 7 Control of dot number per QDM by capping temperature

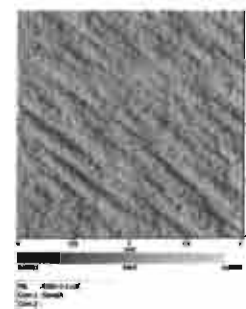


Fig. 8 High density QDMs (10^{11} cm^{-2}) by multi-cycles of modified growth process

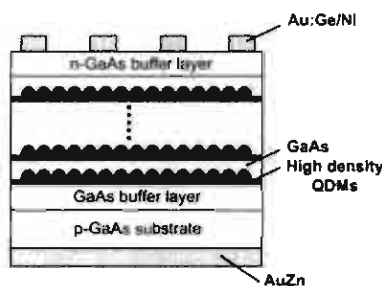


Fig. 9 QDM solar cells with n-i-p structure are fabricated

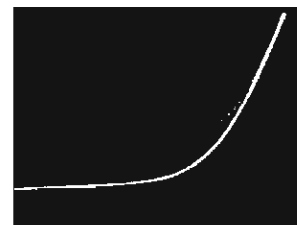


Fig. 10 I-V characteristics of QDM solar cells
With $V_{oc} = 0.5 \text{ V}$, $I_{sc} = 14.4 \text{ mA/cm}^2$

Acknowledgements

This research project is financially supported by Asian Office of Aerospace Research and Development (AOARD), U.S. Air Force and Thailand Research Fund (TRF).

References

- (1) Nien-Tze Yeh, Wei-Sheng Liu, Shu-Han Chen, Pe-Chin Chiu and Jen-Inn Chyi, Appl. Phys. Lett. 80, 535, (2002).
- (2) Edo Waks, Kyo Inoue, Charles Santori, David Fattal, Jelena Vuckovic, Glenn S. Solomon, and Yoshihisa Yamamoto, Proc. SPIE Int. Soc. Opt. Eng. 5161, 76, (2004).
- (3) A. Imamoglu, D.D. Awschalom, G. Burkard, D.P. DiVincenzo, D. Loss, M. Sherwin, and A. Small, Phys. Rev. Lett., Vol. 83, no. 20, (1999).
- (4) S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow, Journal of Vacuum Science and Technology B. 23(3), May/Jun, (2005).
- (5) S. Suraprapich, S. Kanjanachuchai, S. Thainoi and S. Panyakeow, Microelectronics Engineering, Vol. 78-79, pp. 349-352, (2005).
- (6) N. Siripitakchai, S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow, ECTI, Transactions on Electrical Eng., Electronics, and Communications, Vol. 3, no. 1, February, (2005).
- (7) S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow, 31st IEEE Photovoltaic Specialists Conf. (IEEE 31st PVSC), Orlando, Florida, U.S.A., 3-7 January, (2005).

Quantum Dots for Quantum Computing

Naparat Siripitakchai, Suwaree Suraprapapich, Somsak Panyakeow

The Semiconductor Device Research Laboratory (SDRL)
Department of Electrical Engineering
Faculty of Engineering Chulalongkorn University
Bangkok 10330, Thailand
Phone 66-2218-6523, E-mail: s_panyakeow@yahoo.com

According to Moore's law, a number of transistors per chip will double every 18 months [1]. Due to this fact, miniaturization techniques are facing a new challenge while the dimension of a transistor reaches nanometer scale. In order to realize the progress in accordance with Moore's prediction, new approaches in quantum generation are more necessary.

Quantum dot (QD), 3-dimensional confinements of carriers, promises as a candidate to overcome this problem. It has played a significant role in many researches. QD provides several advantages including low power consumption, operation at high frequency, and high optical capabilities. On the ground of its property, there are many researches use QD as a basis cell of their approach. A famous approach for quantum computing, named "quantum cellular automata (QCA)", first proposed by Lent et. al., consists of four QD positioned at each corner of a building block [2]. Based on coulomb law, the four-dot QCA can be able to represent binary information, similar to conventional computing logic (bit '0' and '1'). Besides, the eight-dot QCA, a new version of QCA denoted as extended QCA (EQCA), which has capability to represent three logic value ('0', '1/2' and 1) was proposed in later researches [3]. In our work, the set of QDs called "quantum dot molecule (QDM)" consisting of 10-12 dots with well-aligned specific pattern can be realized by using thin-capping-and-regrowth MBE template techniques [4]. Now, we have an attempt to group 4-5 dots with well-alignment per each QDM, in order to form a physical structure which can function as QCA.

Furthermore, there is the other approach grew out of QD's spintronic properties. QD provides longer coherence time of an excess electron spin than the typical time scales. Motivated by this fact, several groups have proposed to use single QD spins as "qubits (quantum bit)" [5]. In further works, we also focused on this fascinating candidate. We have an attempt to study the appropriate template to forming the building blocks of qubits.

We believe that these approaches will lead us far beyond the boundaries of miniaturization, and give rise to the frontier quantum computation.

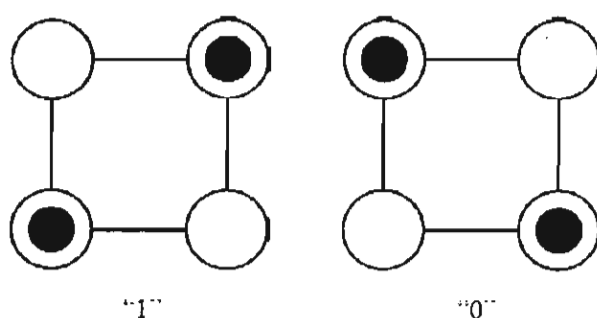


Figure 1 The basic QCA cell consists of four dots with two excess electrons aligned along diagonals axis, representing the binary information "1" or "0". (From C.S. Lent et. al. [2])

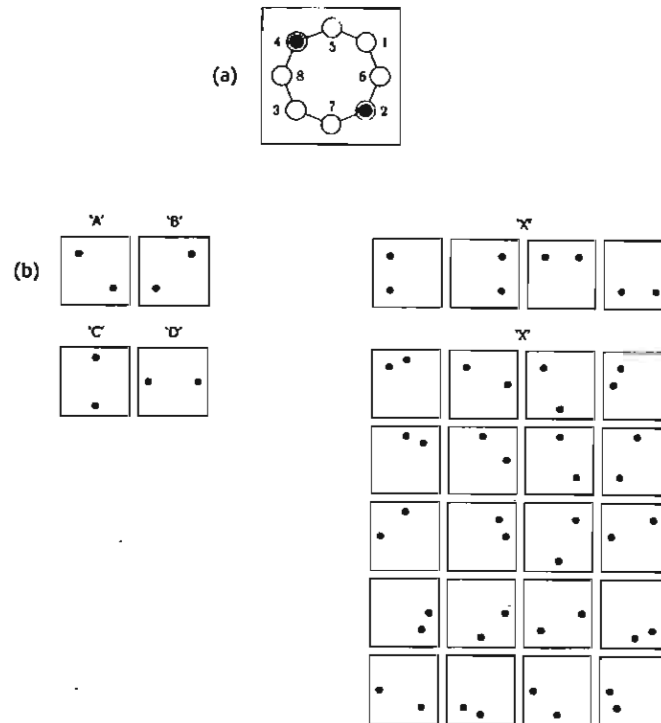


Figure 2 The layout of the eight-dot EQCA cell with two electrons (a) and the corresponding possible configurations for two electrons in a cell (b). (From Iztok Lebar Bajec et. al. [3])

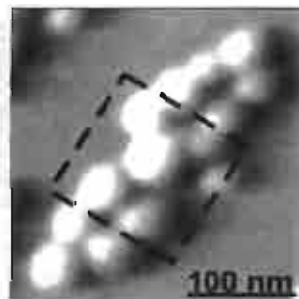


Figure 3 Quantum dot molecules with 4-5 dots formed in a square shape is an ideal basic QCA cell. (S. Suraprapich et.al. [4])

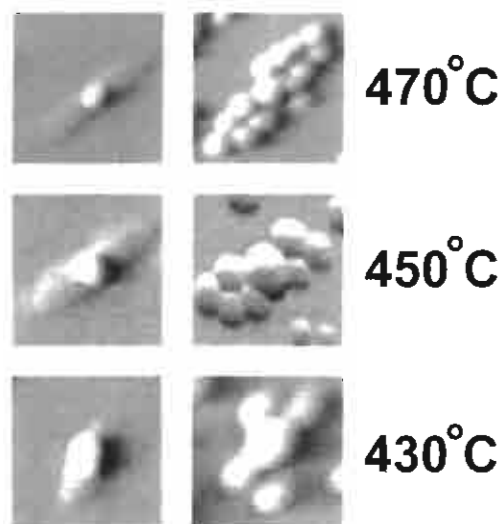


Figure 4 Manipulating of dot number per QDM by capping temperature. (S. Suraprapich et.al. [6])

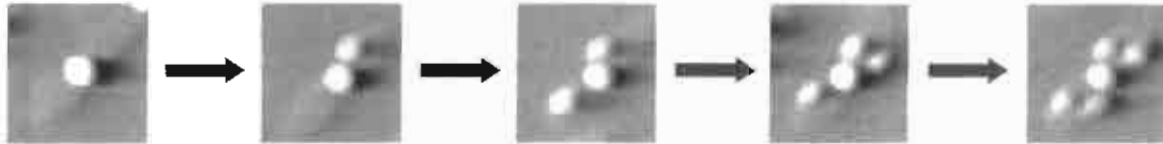


Figure 5 Forming of 4 satellite dots of a QDM. (S. Suraprapapich et.al. [6])

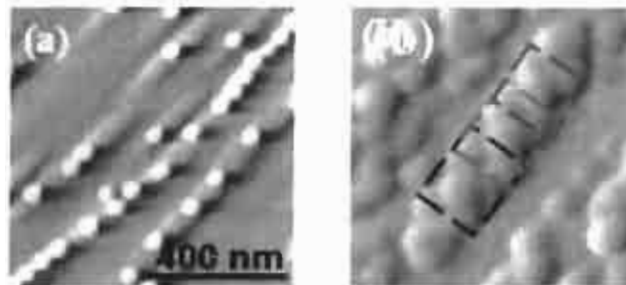


Figure 6 Aligned dots (a) forming chain of QDMs (b) by thin capping and regrowth for several cycles. (S. Suraprapapich et.al. [6])

Acknowledgements

This research project is financially supported by Asian Office of Aerospace Research and Development (AOARD), U.S. Air Force and Thailand Research Fund (TRF). Thanks to Center of Excellence in electrical Power Technology for supporting "Sitkonkuti" scholarship.

Reference

- [1] Gordon E. Moore, Electronics, April 19, 1965.
- [2] C.S. Lent, P.D. Tougaw, and W. Porod, Applied Physics Letter., vol.62, pp.714-716, 1993.
- [3] Iztok Lebar Bajec, Nikolaj Zimic, Miha Mraz, Proceeding of MNE 2005 (31st International Conference on Micro-and Nano-Engineering 2005, 19-22 September 2005, Vienna, Austria).
- [4] S. Suraprapapich, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow, J. Vac. Sci. Technol. B 23, 1217, 2005.
- [5] Alexander Högele, a! Martin Kroner, Stefan Seidl, and Khaled Karrai, Mete Atatüre, Jan Dreiser, and Atac Imamoglu, Richard J. Warburton, Antonio Badolato, Brian D. Gerardot, and Pierre M. Petroff, Applied Physics Letter., vol.86, 221905, 2005.
- [6] S. Suraprapapich , S. Kanjanachuchai, S. Thainoi and S. Panyakeow, North America MBE, 2005.

Multi-Stacked High Density Quantum Dot Molecules as PV Active Layer

S. Suraprapich, S. Ruangdet, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow

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

Phone 66-2218-6524, Fax. 66-2218-6523, E-mail: s_panyakeow@yahoo.com

Quantum Dots (QDs) are zero-dimensional structure grown by standard Molecular Beam Epitaxy (MBE) process using S-K growth mode. Self-assembled QDs are random in position. (see Fig. 1) Their dot uniformity and density are controlled by several growth parameters, i.e. growth temperature, growth rate and As_4 pressure.⁽¹⁾ We have modified MBE process using thin-capping-and-regrowth technique which provides self-assembled quantum dot molecules (QDMs), closely spaced quantum dot sets having specific pattern and dot alignment along $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction. (see Fig. 2)

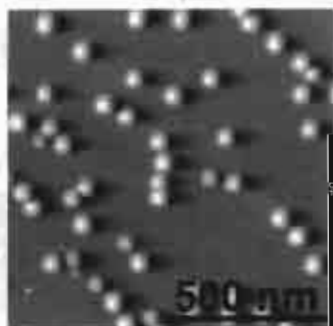


Fig. 1 Conventional QDs by standard MBE process

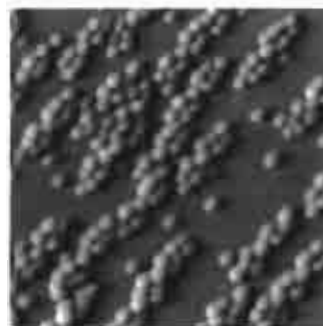


Fig. 2 QDMs by thin-capping-and-regrowth MBE process

QDMs have several unique features, i.e. high dot density (one order of magnitude higher than normal QDs), repeated pattern of aligned dot sets and good dot uniformity.⁽²⁾ QDMs give strong photoluminescence (PL) at room temperature with narrow PL spectrum. (see Fig. 3) PL emissions are polarization dependence due to their anisotropic structure. (see Fig. 4)

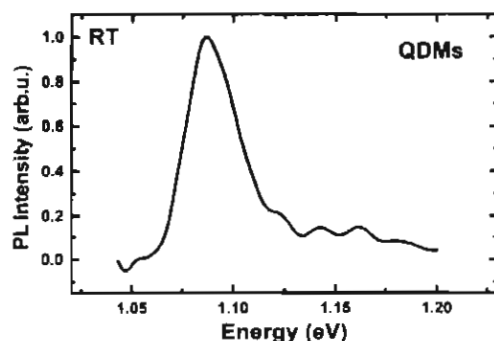


Fig. 3 PL spectrum of QDMs

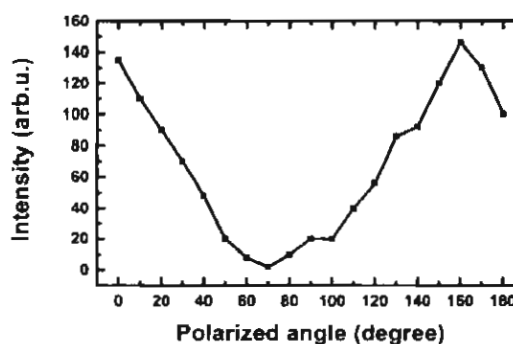


Fig. 4 Polarization dependence of PL emission reflecting their dot alignment feature

QDMs are potential structures for several photonic devices applications including photovoltaic cells.⁽³⁾ However, higher dot density is preferable for better photon absorption in solar cell structure. Therefore, we repeat our modified MBE process to several cycles in order to grow high density QDMs. (see Fig. 5) High density QDMs provide even stronger and broader PL spectrum due to relaxed dot uniformity. (see Fig. 6) We do not observe any polarization dependence of their PL spectrum due to loosen anisotropic structure.

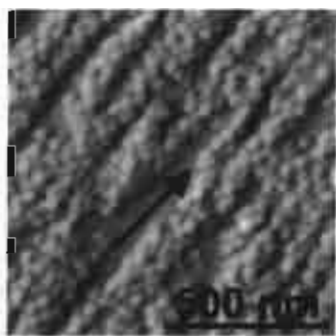


Fig. 5 High density QDMs by repeating modified MBE process

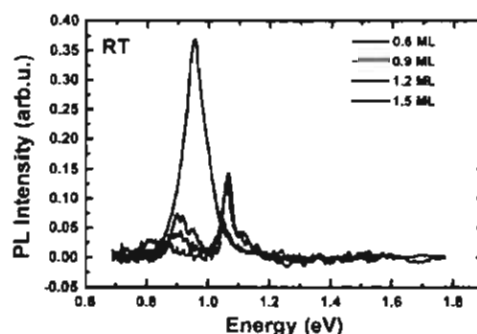


Fig. 6 Broader PL Spectrum of high density QDMs

In this presentation, we fabricate multi-stacked high density QDMs by modified MBE growth technique (see Fig. 7) for a Schottky structure. I-V characteristics at dark and illuminated conditions are measured and compared to previous results reported elsewhere.

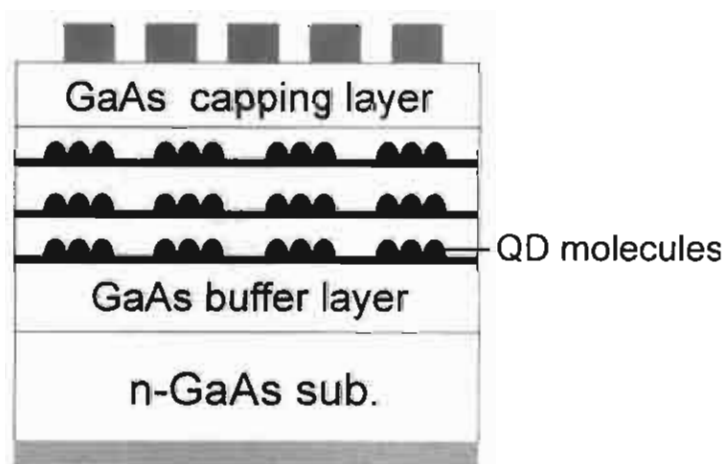


Fig. 7 Schematic diagram of multi-stacked high density QDMs' structure for photovoltaic application

References

- (1) R. Songmuang, S. Kiravittaya, M. Sawadsaringkarn, S. Panyakeow and O. G. Schmidt, J. Cryst. Growth 251, pp. 166, 2003.
- (2) S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow, JVSTB 23(3), 2005.
- (3) S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow, IEEE Proc. of 31st Photovoltaic Specialists Conference, Florida, USA 2005.

Polarized Luminescence of Quantum Dots and the Related Nanostructures

Nan Thidar Chit Swe

Advisor: Chanin Wissawinthanon

Co-advisors: Prof. S. Panyakeow and Prof. Y. Arakawa

Semiconductor Device Research Laboratory

Department of Electrical Engineering

Faculty of Engineering, Chulalongkorn University

Bangkok 10330, Thailand

During the past few years, self-assembled quantum dot (QD) structures have become a main interest in the field of nanotechnology. Properties of the QDs have been widely studied for physical aspects and for device applications. Some optical properties of self-assembled InAs/GaAs QDs and the related nanostructures were investigated in this work. The QD samples are fabricated using a molecular-beam epitaxial (MBE) technique. In order to confirm the structure of our QDs, we observed the surface morphology of the QD samples under an atomic-force microscope (AFM). Optical measurements were done for low-temperature photoluminescence (PL) and polarization-dependent photoluminescence. All the PL measurements were carried out with the standard PL setup, and the results are shown as follows.

1. Randomly distributed QDs



Fig.1(a): AFM image of randomly distributed QDs

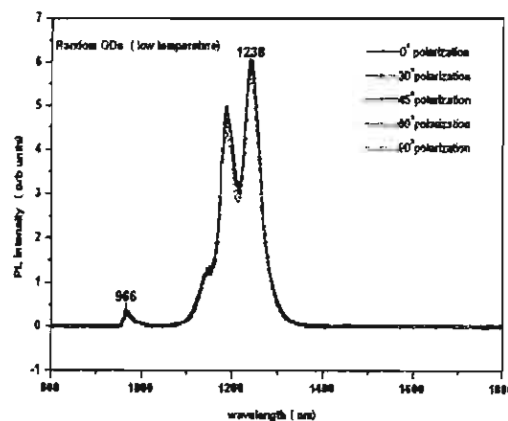


Fig.1(b): Polarized spectra of randomly distributed QDs

The peak energies of randomly distributed quantum dots are 1.0016 eV (1238 nm). The PL intensity from the randomly distributed QDs does not show any polarization dependence.

2. Elongated nanostructure



Fig.2(a): AFM image of elongated nanostructure

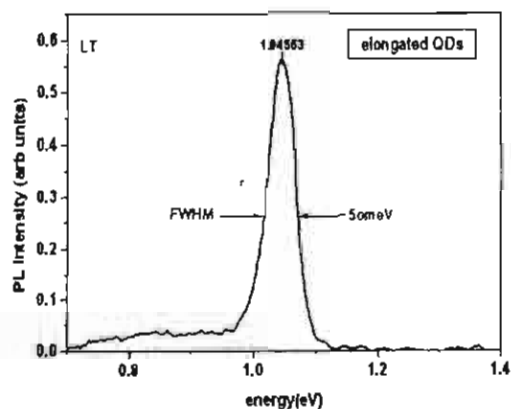


Fig.2(b): PL spectrum of elongated nanostructure

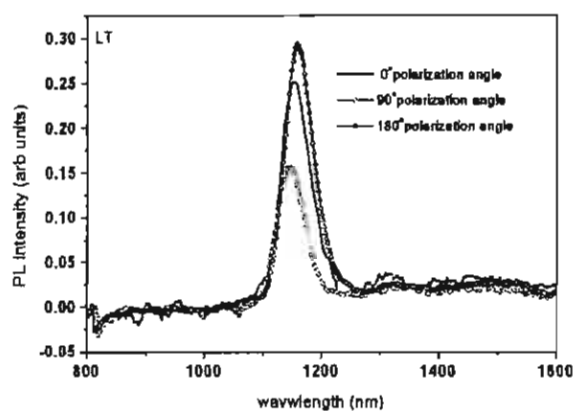


Fig. 2(c): Polarized PL spectrum of elongated nanostructure

The AFM image clearly shows the shape anisotropy. The PL spectra observed from the elongated QDs show a polarized property, with the degree of polarization of about 33%.

3. Linearly aligned QDs



Fig.3(a): AFM image of linearly aligned QDs

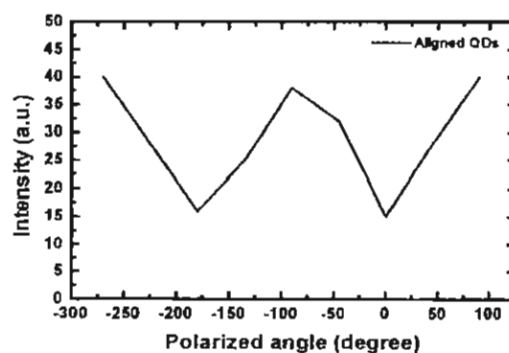


Fig.3(b): Plot of PL intensity from linearly aligned QDs versus polarization angle

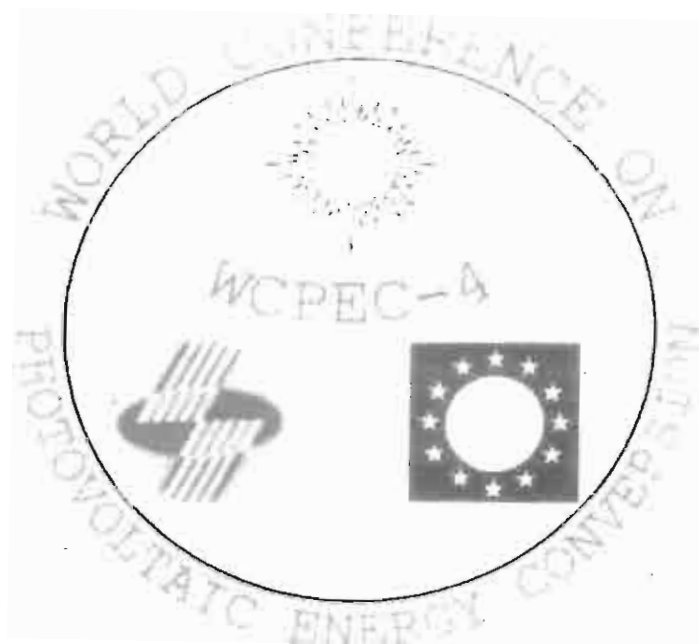
Fig.3(b) reveals that the light photoluminescent from linearly aligned QDs is polarized, with the degree of polarization of about 45%. The direction of polarization is along the direction of alignment of the dots.

Acknowledgement

- The authors would like to acknowledge Ms. Suwaree Suraprapapich, Mr. Supachok Thainoi, and Mr. Pornchai Changmoang for the sample preparation and for the help with the measurements.
- Thailand Research Fund (TRF) and AUN-SEED/Net for their financial support on this project.

References

- [1] P. Jayavel, H. Tanaka, T. Kita, O. Wada, H.Ebe, M. Sugawara, J. Tatebayashi, Y. Arakawa, Y.Nakata and T.Akiyama , *Control of optical polarization anisotropy in edge emitting luminescence of InAs/GaAs self-assembled quantumdots*, Appl.Phys. Lett,84,1820(2004)
- [2] Y.M.Manz, A.Christ, O.G. Schmidt, T.Riedl, A.Hangleiter, *Optical and Structural anisotropy of InP/GaInP quantum dots for laser applications*, Appl.Phys.Lett, 83 (2003)
- [3]G.Cantele, G.Piacente, D.Ninno and G.Ladonisi, *Optical anisotropy of ellipsoidal quantum dots*, Phys. Rev. B 66, 113308(2002)
- [4] H.Gotoh, H. Kamada, T . Saitoh, H.Ando and J. Temmyo, *Electric-field-induced anisotropy of excitonic optical properties in semiconductor dots*, J. Appl. Phys ,94, 342 (2003)
- [5] S. Suraprapapich, S. Thainoi, C. Liliew , S. Kanjanachuchi and S. Panyakeow, *Self- assembled indium –arsenide elongated nanostructure grown by molecular beam epitaxy*, Inter. Jour Nanosci, April(2004)
- [6] S. Suraprapapich , S. Kanjanachuchi and S. Panyakeow, *Quantum-dot molecules for quantum computing* (EECON-27)



CONFERENCE RECORD OF THE 2006 IEEE 4th WORLD CONFERENCE ON PHOTOVOLTAIC ENERGY CONVERSION

**Hilton Waikoloa Village
Waikoloa, Hawaii
May 7-12, 2006**



Sponsored by the IEEE Electron Devices Society (USA)



Improvement of PV Performance by Using Multi-Stacked High Density InAs Quantum Dot Molecules

S. Ruangdet, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow
Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering,
Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand
Tel: 662-218-6524, E-mail: s_panyakeow@yahoo.com

ABSTRACT

InAs quantum dot molecules (QDMs) are prepared by thin-capping-and-regrowth MBE process. The dot density can be varied between 10^{10} cm^{-2} , for as-grown quantum dots (QDs), to 10^{12} cm^{-2} , for multi-stack QDMs. Photocurrent measurements on 1- and 5-stack high-density QDM layers show that these InAs QDMs when embedded inside a GaAs bulk structure extend photon absorption beyond the 850-nm bandedge limited by GaAs. The results also indicate that the higher the number of stacks the higher the resulting current. The presence of high-density QDMs in solar cells thus extends the absorption region and at the same time increase the output current. Electrical characterisations on homojunction (p-n) solar cells with 1- and 5-stack high-density QDMs embedded between the junction show that the 5-stack sample provides a higher short-circuit current density of $J_{sc} = 14.4 \text{ mA/cm}^2$ compared to 9.6 mA/cm^2 provided by the 1-stack sample. The increase is due entirely to the difference in absorptive dot volume accounted for by the difference in the number of stacks of high-density InAs QDMs. The efficiency of homo-structure 5-stack high-density QDM solar cell is 5.1 %.

INTRODUCTION

Solar cells made from semiconductor materials can absorb a limited portion of the solar spectrum determined by the energy gaps of the materials. This leads to the limitation of conversion efficiency when solar cells are made from single bandgap semiconductors. In order to utilize multiple bandgaps of different semiconductors, tandem solar cells can be useful because they can absorb different photon energies from a wider solar spectrum compared to their single bandgap counterparts.⁽¹⁻³⁾ However, tandem solar cells face many technical difficulties. For example, lattice-matched semiconductors are needed in order to obtain defects-free crystals, essential for tunnel junctions which are required to connect the upper and lower cells of the tandem structure. Therefore, only two- or three-junction cells are used in most tandem structures because having more junctions would make it considerably more difficult to have defects-free structure throughout. In addition, a wide bandgap semiconductor usually forms the uppermost layer in order to avoid surface recombination and provide better short wavelength absorption. But Ohmic contacts to wide bandgap semiconductors generally have high contact resistivities. Although high efficiency can be achieved, it comes at the expense of complicated design and fabrication.

GaAs, a direct semiconductor with a bandgap of 1.42 eV, is a promising high-efficiency material. It has an absorption edge at 850 nm. We propose that by

introducing InAs quantum dots (QDs) into the GaAs bulk structure, it is possible to extend the absorption edge and, hence, to improve the efficiency of GaAs-based solar cells.

Self-assembled InAs QDs could be formed on GaAs substrates by Stranski-Krastanov growth mode due to the 7% lattice-mismatch between InAs and GaAs. The growth of self-assembled InAs QDs on a GaAs substrate in a standard molecular beam epitaxial (MBE) process results in dot density in the range of 10^9 - 10^{10} cm^{-2} as shown in the atomic force microscopy (AFM) image in Fig. 1. The density depends mainly on the growth temperature which controls the growth rates.⁽⁴⁾ These as-grown QDs have low dot density and the expected benefits of photon absorption at long wavelengths are minimal. Consequently, our previous QD solar cells did not show noticeable improvements (extended spectrum response and increased conversion efficiency) comparing to typical bulk GaAs solar cells.⁽⁵⁾

It has been proposed that having a high density of ordered, uniform QDs could provide an intermediate energy band in the bandgap of host semiconductor which leads to improved conversion efficiency.⁽⁶⁾ In order to increase the density of the InAs QDs, we have developed a modified MBE technique using a thin-capping-and-regrowth process in order to create lateral quantum dot molecules (QDMs). A typical dot density of the QDMs is 10^{10} - 10^{11} cm^{-2} as shown in Fig. 2. The QDMs exhibit a specific pattern: the dots are aligned along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction and they have good uniformity.⁽⁷⁾ Even higher density QDMs are then obtained by repeating the thin-capping-and-regrowth process for several cycles.⁽⁸⁾ An AFM image of a sample which underwent five cycles of thin-capping-and-regrowth process with regrowth InAs thickness of 0.6 ML in the first four cycles and 1.5 ML in the last cycle is shown in Fig. 3. The dot density is estimated at 10^{11} - 10^{12} cm^{-2} .

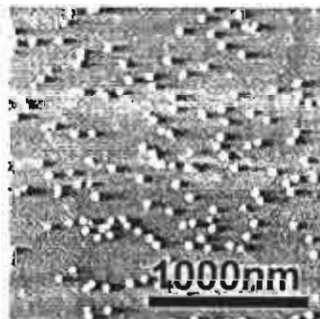


Fig. 1 AFM image of as-grown InAs QDs on GaAs substrate.



Fig. 2 AFM image of InAs QDMs grown by thin-capping-and-regrowth MBE process.

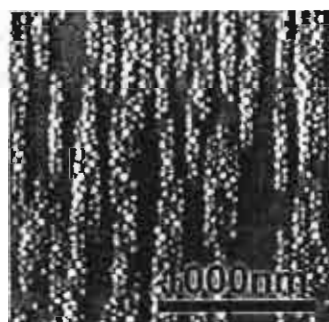


Fig. 3 AFM image of high-density QDMs grown by repeating the thin-capping-and-regrowth MBE process for five cycles.

We have previously proposed a QD solar cell design, which takes advantage of QD absorption of the solar spectrum outside the normal bulk range, using a Schottky structure. This is followed by similar designs with single stack and multi-stack QDMs as the absorption layer.⁽⁹⁾ However, little improvements are found. This is due to an insignificant presence of the QDs as compared to the total absorptive volume. But when the high-density QDM layer, as shown in Fig. 3, is inserted into the Schottky solar cell structure, a significant improvement can be observed, particularly when the QDM layers are stacked on top of one another.⁽¹⁰⁾

In this paper, we show the first electrical results of QDM solar cell p-n structure, as opposed to the Schottky structure in our previous work. The results are compared between having one- and five stacks of QDM layers. Previous results from Schottky solar cells are also given for comparison purposes. The organisation of the paper is as follows. Next, the properties of the material—multi-stack high-density QDMs—will be explained. Then, the electrical properties of the devices—QDM solar cells—will be given, followed by the conclusion.

MULTI-STACK HIGH-DENSITY QDMs

The AFM images shown in figures 1 and 2 clearly show that the density of QDMs is at least one order of magnitude higher than those of as-grown QDs.

Therefore, one layer of QDMs is equivalent to multiple layers of QDs, in terms of effective dot volume. By the same argument, one layer of high-density QDMs (Fig. 3) is equivalent to multiple layers of QDMs (Fig. 2). Therefore, multi-stack high-density QDMs provide the highest dot volume among other QD and QDM structures, i.e. higher than 10^{12} cm^{-3} .

In addition to the density and morphological information of the QDMs above, we have also characterized the QDMs' optical property by room temperature photoluminescence (PL) measurements using Ar⁺-laser excitation. The PL results of the 1-stack and 5-stack InAs QDM (embedded in GaAs) samples are shown in Fig. 4. The 5-stack QDM sample provides a higher PL intensity with a broader FWHM comparing to that of the 1-stack sample (80 meV vs. 75 meV). A small blue shift of PL peak (1.053 eV from 1.075 eV) was also observed. These results are due to the higher dot density and a greater degree of size distribution of the 5-stack sample.

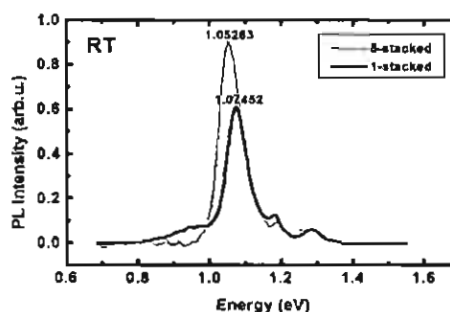


Fig. 4 Room temperature PL spectra of the 1- and 5-stack high-density QDM samples.

MULTI-STACK HIGH-DENSITY QDM HOMOJUNCTION SOLAR CELLS

In our previous work, Schottky junction solar cells with embedded layers of multi-stack QDMs and multi-stack high-density QDMs were fabricated and their I-V characteristics reported, as summarized in Table 1. It is typical for a multi-stack high-density QDM solar cell with a Schottky structure to give a higher short-circuit current (J_{sc}) than multi-stack QD and QDM solar cells, see Table 1.

In this work, homo-junction high-density QDM solar cells are fabricated and their I-V characteristics measured. The structure of the 1-stack and 5-stack high-density QDM homojunction solar cells are shown in Figs. 5(a) and 5(b), respectively. p-GaAs substrates are used as the starting material. After the growth of GaAs buffer layer, InAs QDMs are grown by the thin-capping-and-regrowth MBE process. This process is repeated for five cycles in the sample shown in Fig. 5(b). Then, the structures are capped with n-GaAs to form a p-n junction. Au:Ge/Ni and AuZn are used as Ohmic contacts to the front n-GaAs surface and the back p-GaAs substrate, respectively. The current-voltage (I-V) measurements of the solar cells are then carried out in the dark and under illumination.

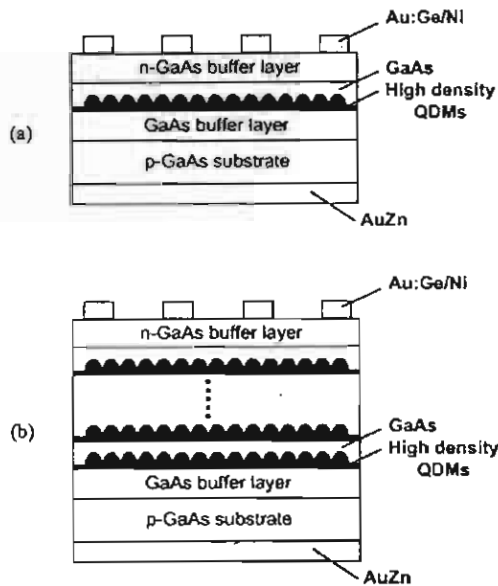


Fig. 5 Schematic of the cross-section of our proposed homo-junction GaAs solar cells with (a) one and (b) 5-stack high-density InAs QDMs as active layers.

Table 1. Summary of electrical performances of QD and QDM solar cells under 100 mW/cm² AM1 solar simulator.

Embedded structures*	Device type	number of QD or QDM stacks	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{oc} (V)	F.F.	Ref.
QDs	Schottky	3	0.60	0.24	0.59	[5]
QDMs	Schottky	1	0.68	0.25	0.34	[8]
QDMs	Schottky	5	0.64	0.30	0.37	[8]
High density QDMs	Schottky	1	1.50	0.30	0.50	[10]
High density QDMs	Schottky	5	2.10	0.30	0.50	[10]
High density QDMs	Homojunction	1	9.60	0.50	0.52	This work
High density QDMs	Homojunction	5	14.40	0.50	0.55	This work

In all of the following I-V measurements, the input light is generated from a solar simulator with AM1 solar spectrum and 100 mW/cm² input power. The cell area of all samples in this experiment is 1.25 x 5 mm². The PV output from the 1-stacked QDM solar cell sample exhibits an open-circuit voltage of $V_{oc} = 0.5$ V and a short-circuit current density of $J_{sc} = 9.6$ mA/cm² as shown in Fig. 6(a). The fill factor of the 1-stack QDM solar cell is F.F. = 0.52. For the 5-stack sample, V_{oc} remains constant at 0.5 V but J_{sc} increases to 14.4 mA/cm², and the F.F. improves to 0.55 as shown in Fig. 6(b). We attribute the increase in short-circuit current density solely to the higher absorptive dot volume associated with the extra four layers of high-density stacked QDMs. The high-density QDMs also provide a low sheet resistance layer which is a factor in the improvement of the fill factor of the solar cells.

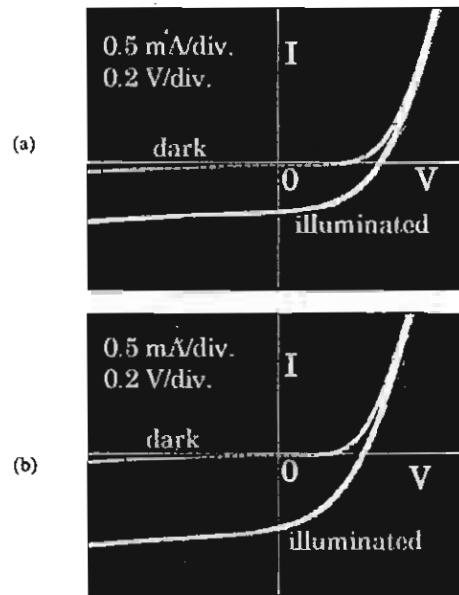


Fig. 6 I-V characteristics of QDM homojunction solar cells measured in the dark and under illumination. Embedded between the junction is a (a) 1-stack or (b) 5-stack QDM layer.

From the same batch of homo-structure solar cells having 5 stacks of high-density QDMs as active layers, we carefully select a better cell with F.F. = 0.67 and $J_{sc} = 15.2$ mA/cm² as shown in Fig. 7. The cell efficiency for this cell is measured to be 5.1%.

The solar cells are also characterized by spectral response measurements. A tungsten lamp is used as a light source passing through a monochromator having a grating with a resulting sensitivity in the range of 330-1000 nm. The photocurrents generated as a function of incident light with varying wavelengths are recorded. The results for the 1- and 5-stack high-density QDM solar cells are plotted in Fig. 8. The spectral response of GaAlAs/GaAs solar cell without QD integration is also given for comparison. While the wide bandgap of GaAlAs has good response at short

wavelengths, it is found that the high-density InAs QDM solar cells respond to long wavelengths beyond the band edge wavelength of GaAs, 850 nm.

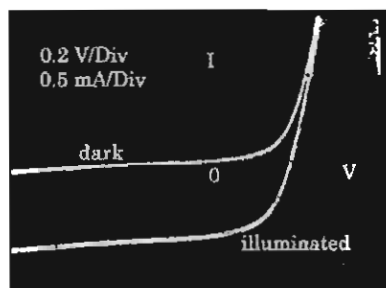


Fig. 7 I-V curves of 5 stack high density QDM solar cell having better F.F. and higher short circuit current density leading to an efficiency of 5.1 %.

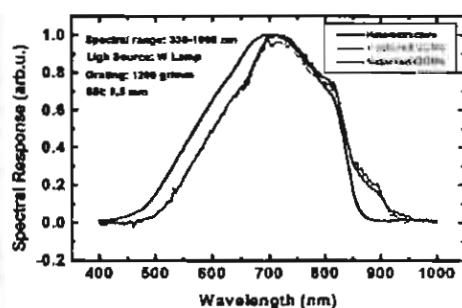


Fig. 8 Photocurrent (PC) spectral responses of 1- and 5-stack high-density InAs QDM solar cells comparing to GaAlAs/GaAs heterostructure solar cell without QD integration.

With the above encouraging results, we are designing multi-stack high-density QDM hetero-structure solar cells. Band offsets resulting from heterostructures can provide higher built-in electric fields. We expect to achieve even higher V_{oc} and J_{sc} as compared to the homo-junction devices in this work.

CONCLUSION

Multi-stack high-density QDMs have been grown by the thin-capping-and-regrowth MBE process. 1- and 5-stack layers of QDMs have been incorporated into homojunction (p-n) solar cells. Spectral response of the QDM solar cells exhibit absorption beyond the GaAs band edge (850 nm). The increased absorption allow high-density multi-stack QDM solar cells to outperform their multi-stack QD and QDM equivalents, both in terms of fill factor and short-circuit current. The non-optimized efficiency of our homostructure QDM solar cell is 5.1 %.

ACKNOWLEDGEMENT

Financial supports from Chulalongkorn University, the Asian Office of Aerospace Research and Development, and Thailand Research Fund for Senior Research Scholar (S.P.) and Royal Golden Jubilee Ph.D. Program Scholarship are acknowledged.

REFERENCE

- [1] K. Nishimura, H. S. Lee, H. Suzuki, I. Gono, T. Imai, T. Kawahigashi, K. Kojima, Y. Ohshita and M. Yamaguchi, "(In)GaAsN Solar Cells Grown by Chemical Beam Epitaxy (CBE) for Multijunction Applications", 15th International Photovoltaic Science and Engineering Conference, Shanghai, China, 10-15 October, 2005.
- [2] Xianbi Xiang, Xianbo Liao, "Effect of Simulator Spectrum on Measured I-V Characteristics of Multi-junction Cells", 15th International Photovoltaic Science and Engineering Conference, Shanghai, China, 10-15 October, 2005.
- [3] H. L. Cotal, R. J. Walters, G. P. Summers, S. R. Messenger, "Electron irradiation of two-terminal, monolithic InP/Ga_{0.47}In_{0.53}As tandem solar cells", J. Appl. Phys. 77(5), 1 March, 1995.
- [4] Suwit Kiravittaya, "Homogeneity Improvement of InAs/GaAs Self-Assembled Quantum Dots grown by Molecular Beam Epitaxy", Ph.D Dissertation at Chulalongkorn University, 2002.
- [5] S. Kamprachum, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, S. Panyakeow, "Multi-Stacked InAs/GaAs Quantum Dot Structures and their Photovoltaic Characteristics", 3rd WCPEC, Osaka, Japan, 12-16 May, 2003.
- [6] L. Cadra, A. Marti and A. Luque, "Present Status of Intermediate Band Solar Cell Research", Thin Solid Film 451-452, pp.593-595, 2004.
- [7] S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, S. Panyakeow, "Self-Assembled Quantum Dot Molecules by Molecular Beam Epitaxy", Journal of Vacuum Science and Technology B, 23(3), 2005.
- [8] S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, S. Panyakeow, "Quantum Dot Molecules for Photovoltaic Cell application", 31st IEEE Photovoltaic Specialist Conference, Orlando, Florida, U.S.A., 3-7 January, 2005.
- [9] S. Suraprapich, S. Ruangdet, T. Panyawanichkul, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, S. Panyakeow, "Multi-Stacked Lateral Quantum Dot Molecules for Photovoltaic Application", 20th European Photovoltaic solar Energy Conference and Exhibition, Barcelona, Spain, 6-10 June, 2005.
- [10] S. Suraprapich, S. Ruangdet, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, S. Panyakeow, "Multi-Stacked High Density Quantum Dot Molecules as PV Active Layer", 15th International Photovoltaic Science and Engineering Conference, Shanghai, China, 10-15 October, 2005.

**TMS 2006 ELECTRONIC
MATERIALS
CONFERENCE**
and Exhibition

June 28-30, 2006
Pennsylvania State University
University Park, PA

FINAL PROGRAM

TMS

Sponsored by the
Electronic, Magnetic & Photonic
Materials Division

www.tms.org/EMC.html

2006 Electronic Materials Conference Late News and Addendum

Late News Papers

Session G: Quantum Dot Growth

Wednesday PM
June 28, 2006

Room: Presidents Hall III
Location: Pennsylvania State University

Page 36, 4:50 PM Student

G5. The Effects of Rapid Thermal Annealing on Lateral Bi-Quantum-Dot Molecules Grown by Gas-Source Molecular Beam Epitaxy: *Suvaree Siraprapapichit*¹; Yaoming Shen²; Yeshaiahu Fainman³; Somsak Panyakeow¹; Charles Tu³; ¹Chulalongkorn University; ²University of California, San Diego

Laterally coupled quantum dots (QDs) are a candidate for qubits in quantum computing. They can be realized by lithographic technique or a combination of etching and molecular beam epitaxy (MBE) growth technique. Recently, we have demonstrated self-assembly of clusters of several QDs each with thin-capping-and-regrowth by solid-source MBE. Here, we show self-assembly of lateral InAs bi-quantum-dot molecules (BQDMs) on a GaAs (001) substrate by gas-source MBE. With the thin-capping (at 500°C)-and-regrowth (at 470°C) MBE process, BQDMs are formed with an average height of 3.3 nm and are aligned along the [1-10] crystallographic direction. They are separated with an average center-to-center spacing of 22 nm, which is wide enough that the resultant photoluminescence (PL) peaks originate from individual QDs. Because BQDMs are grown at relatively low temperature, we expect lower material quality. Therefore, we investigate post-growth rapid thermal annealing (RTA) which is a promising way to reduce the number of point defects. Rapid thermal annealing is performed in nitrogen ambient at temperatures between 650 and 850°C for 30 s. Temperature-dependent PL data are measured from 9 to 290 K with 50 mW incident excitation of a diode-pumped solid-state laser at 532 nm. The peak emission energy of as-grown BQDMs is fitted by the Varshni equation, and the fitting parameters match those of InAs. For samples annealed at 750 and 850°C, the values are in the range between those of InAs and GaAs due to inter-diffusion of Ga and In during the annealing process. When the measurement temperature is below 140 K, the PL full width at half maximum (FWHM) for RTA samples annealed at 750 and 850°C are 42 and 30 meV, respectively. They are smaller than that of as-grown BQDMs (60 meV), indicating better material quality and size homogeneity by the annealing process. Polarized PL measurement is investigated at 9 K along [1-10] and [110] crystallographic directions to determine the linear polarization degree (PD), which is attributed mainly to dot shape anisotropy. The PD of PL emission of as-grown BQDMs is 8% and those of annealed samples are 2% smaller, indicating not much change in dot shape anisotropy. Further work is underway to decrease the interdot spacing to observe coupling of QDs.

Session O: Semiconductors: Processing and Oxidation

Wednesday PM
June 28, 2006

Room: Conference Room 108
Location: Pennsylvania State University

Page 53, 4:50 PM

O5. Growth of Thin InAlP Native Oxides for GaAs Metal-Oxide-Semiconductor Devices: Ying Cao¹; Jing Zhang¹; Thomas H. Kosel¹; Xuebing Zhang²; Russell D. Dupuis³; Patrick Fay¹; Douglas C. Hall¹; ¹University of

Notre Dame; ²Georgia Institute of Technology

In an earlier reported study¹ on the scaling of $\text{In}_{0.485}\text{Al}_{0.515}\text{P}$ wet thermal native oxides towards thicknesses suitable for use in GaAs metal-oxide-semiconductor (MOS) devices, we observed that thin 7 nm oxide films showed Schottky-diode-like behavior with relatively large leakage current densities for capacitors of $J_L \approx 4 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ at a field of 1 MV/cm. Attributing this to thin spots in the oxide, we here report a 400,000 $\times$ reduction in the leakage (to $J_L \approx 1 \times 10^{-7} \text{ A/cm}^2$ at 1 MV/cm) for similar MOS capacitors fabricated with improved processing from the same MOCVD-grown heterostructure. This leakage now compares favorably to the $9 \times 10^{-4} \text{ A/cm}^2$ value at 1 MV/cm achieved for an 8-nm-thick Al_2O_3 film grown by atomic layer deposition for a GaAs MOSFET device.² In this work, we present further data from transmission electron microscopy and variable-angle spectroscopic ellipsometry (VASE) measurements on the growth kinetics of device-quality InAlP native oxide films. In particular, a diffusion marker experiment has been used to establish for the first time the inward growth of InAlP native oxide, key to achieving an electrically clean oxide/semiconductor interface. Using e-beam lithography, 177 nm wide, 4 nm thick Cr lines spaced 2 μm apart were deposited on an InAlP surface. Following oxidation, the Cr marker was left on the outer surface, as verified by energy-dispersive x-ray spectroscopy (EDXS), confirming that oxidation must proceed primarily by inward diffusion of O to the oxide/InAlP interface where new oxide is produced (rather than by outward transport of the semiconductor elements In, Al and P to the outer oxide surface). This is unlike the reported oxidation of GaAs or AlGaAs, and allows preexisting surface impurities to remain on the outer oxide surface and thus not contaminate the interface causing interface states. This observation is consistent with demonstrations via capacitance-voltage characteristics that the Fermi level at InAlP oxide/GaAs interfaces is unpinned³, making them suitable for MOS devices. We have recently reported GaAs channel MOSFET devices employing an $\approx 11 \text{ nm}$ InAlP native oxide as the gate dielectric with microwave frequency performance ($f_t=13.7 \text{ GHz}$, $f_{\text{max}}=37.6 \text{ GHz}$).⁴ Using VASE thickness measurements presented here, the growth kinetics for wet oxidation of InAlP at temperatures of 420-500°C are fit to the Deal-Grove linear-parabolic oxide growth law to yield diffusive and reactive growth mechanism activation energies of 1.52 and 1.16 eV/molecule, respectively. However, the oxide growth rate is predominantly reaction-rate limited (linear growth kinetics) for oxide thicknesses up to $\approx 40 \text{ nm}$ with an oxidation rate of 0.21-0.25 nm/min at 440°C. ¹Y. Cao, J. Zhang, X. Li, T. H. Kosel, P. Fay, D. C. Hall, R. E. Cook, X. B. Zhang, and R. D. Dupuis, 46th Electronic Materials Conference (Notre Dame, IN, June 2004). ²P. D. Ye, G. D. Wilk, B. Yang, J. Kwo, S. N. G. Chu, S. Nakahara, H.-J. L. Gossmann, J. P. Mannaerts, M. Hong, K. K. Ng, and J. Bude, Appl. Phys. Lett. 83, 180 (2003). ³Y. Cao, J. Zhang, X. Li, T. H. Kosel, P. Fay, D. C. Hall, X. B. Zhang, R. D. Dupuis, J. B. Jasinski, and Z. Lilliental-Weber, Appl. Phys. Lett. 86, 062105 (2005). ⁴Y. Cao, X. Li, J. Zhang, P. Fay, T. H. Kosel, and D. C. Hall, IEEE Electron Dev. Lett. 27, 317 (2006).

Session Q: III-Nitride MOCVD Growth

Thursday AM
June 29, 2006

Room: Deans Hall II
Location: Pennsylvania State University

Page 57, 9:40 AM Student

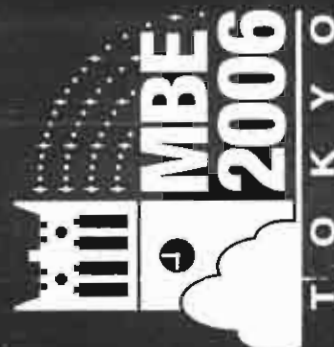
Q5. Structure and Electronic Properties of Oxidized Surfaces of GaN(0001): Y. Dong¹; R. M. Feenstra²; J. E. Northrup³; ¹Carnegie Mellon University; ²Palo Alto Research Center

The electronic properties of oxidized GaN and AlGaIn surfaces are relevant for understanding the operation of heterojunction field-effect transistors (HFETs) with channel layers buried $\approx 50 \text{ nm}$ below the surface.^{1,2} For structures grown either by plasma-assisted molecular beam epitaxy (PAMBE)³ or metal organic chemical vapor deposition^{4,5} it has been argued that the surface possesses electronic states which act as donors, donating charge to

MBE2006

The 14th International Conference on
Molecular Beam Epitaxy

3-8 September 2006
Waseda University
Tokyo Japan



Evolution of Self-Assembled Lateral Quantum Dot Molecules

S. Suraprapich, N. Siripitakchai, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow

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

Phone: 66-2218-6524, Fax: 66-2218-6523, E-mail: s_panyakeow@yahoo.com

Self-assembled lateral InAs quantum dot molecules (QDMs) are grown by thin-capping-and-regrowth MBE process using solid-source molecular beam epitaxy. Thin capping of GaAs on as-grown InAs quantum dots (QDs) at low temperatures, between 430 and 470°C, leads to nanohole templates with different dimensions. Subsequent regrowths of 0.6-ML InAs on the templates result in nano-propeller QDs with different blades' dimensions. The length of the propeller blades is controlled by the capping temperature as shown in Fig. 1. When the regrowth thickness is increased to 1.2 ML, self-assembled lateral QDMs are formed. QDMs having 10-12 dots per molecule are obtained at 470°C. The dot number decreases to 6-7 dots per molecule when the regrowth temperature is 450°C (see Fig. 2).^(1,2)

In order to study the mechanism during the evolution of self-assembled QDMs, we conduct the following experiment: After finishing the thin capping stage at 430°C, the regrowth process is started by ramping up the temperature to 500°C. The process occurs while the In shutter is opened and the As₄ pressure is at 8×10^{-6} torr. The process results in the formation of nano-propeller QDs at the beginning phases whereby satellite QDs are nucleating and growing along the propeller blades. AFM images in Fig. 3 show the evolution of QDMs. We believe that the anisotropic strain at the nano-propeller blades, particularly at the blade's boundary, gives rise to the first nucleation position, and the QDM's rhombus configuration seen in Fig. 3 results from the asymmetrical structure along the $[1\bar{1}0]$ direction (see Fig. 4).

References

- [1] S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow, Self-assembled quantum-dot molecules by molecular-beam epitaxy, *J. Vac. Sci. Technol. B* 23, 1217 (2005).
- [2] S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow, Self-Assembled lateral InAs Quantum Dot Molecules Dot Ensemble Control and Polarization-Dependent Photoluminescence, *Microelectronic Engineering*, In Press, 2006).



Fig. 1. AFM images of 0.6-ML InAs QDs regrown on nanohole templates previously formed at 470, 450 and 430°C, from left to right.

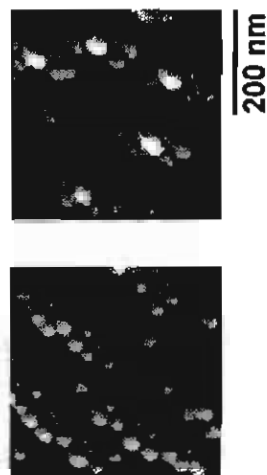


Fig. 2. AFM images of 1.2-ML InAs QDMs regrown on nanohole templates previously formed at 470°C (left) and at 450°C (right).



Fig. 3 AFM images showing the evolution of QDM with 4 satellite dots.

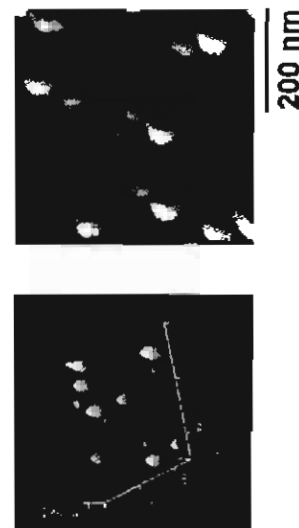
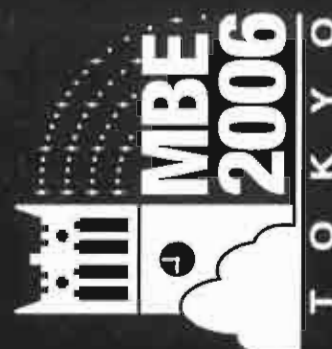


Fig. 4 Plainview (right) and oblique angle (left) AFM images of regrown InAs QDs right after the formation of the first satellite dots of QDMs.

MBE2006

The 14th International Conference on
Molecular Beam Epitaxy

3-8 September 2006
Waseda University
Tokyo Japan



Long Chains of Self-Assembled InAs Quantum Dot Molecules by Modified MBE Growth Technique

S. Ruangdet, N. Budsayapalakom, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow
Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering,
Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand
Phone: 66-2218-6524, Fax: 66-2218-6523, E-mail: s_panyakeow@yahoo.com

Abstract

Long chains of self-assembled lateral InAs quantum dot molecules (QDMs) are grown by thin-capping-and-regrowth MBE process. (1) By capping as-grown InAs quantum dots (QDs) with a thin layer (9 MLs) of GaAs at 470°C, we obtain elongated nanostructure which can be used as a template for subsequent growth. When 1.2 ML of InAs is grown on the template, QDMs having 24-30 dots in each molecule (see Fig. 1) are formed. By repeating the above thin-capping-and-regrowth process for 5 cycles, long chains of InAs QDMs can be obtained. The longest chain of QDMs is found to be longer than 5 microns. An average length of the QDMs is 0.7 ± 0.1 microns (see Fig. 2a) while the width is position dependent. Around the central dots, the equivalent cross-sectional InAs waveguide area is 80×7 nm² (A1-A4 in Fig. 2b). At other positions along the QDM chain, two closely-spaced dots give rise to an approximate area of 150×5 nm² (B1-B4). These long chains of InAs QDMs have central dots linking adjacent QDMs and may perform useful waveguide and electronic switching functions in nano-devices.

Photoluminescence (PL) measurements on QDMs and long chains of QDMs are conducted at room temperature. The PL spectra show that there is a FWHM broadening (45 to 71 meV) due to less dot uniformity of QDMs comparing to the as-grown QDs (see Fig. 3). Further characterisations are being carried out and PL emission and electron transport properties of the long chain QDMs will be reported.

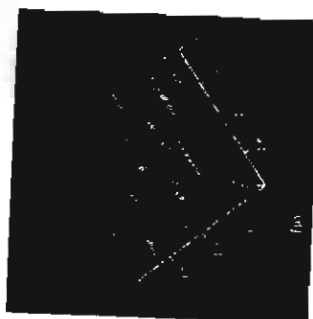


Fig. 1 AFM image of self-assembled QDMs having 24-30 dots in each molecule.

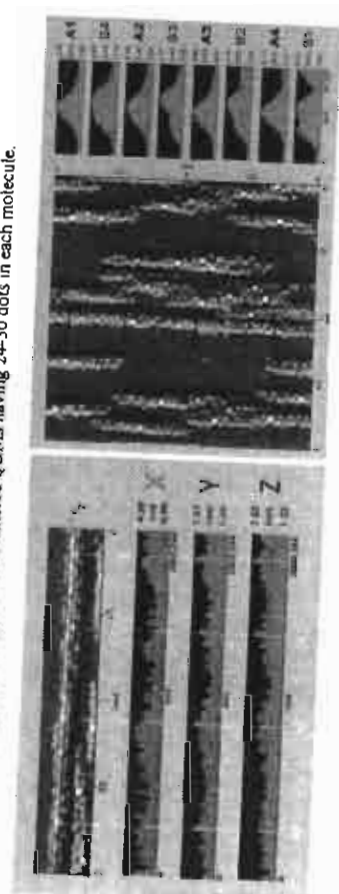


Fig. 2a AFM images and line scans (a) along and (b) perpendicular to the length of a QDM chain.

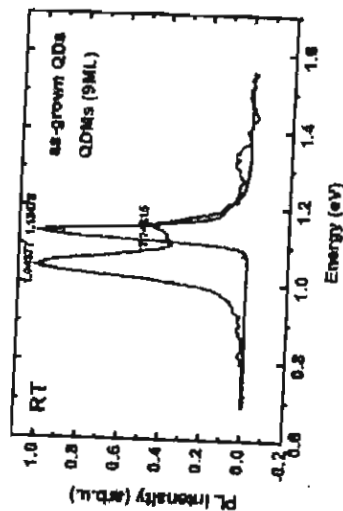


Fig. 3 PL spectra of InAs QDMs and as-grown InAs QDs.

[1] S. Suraprapapich, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow, J. Vac. Sci. Technol. B 23, 1217, 2005.

MBE2006

The 14th International Conference on
Molecular Beam Epitaxy

3-8 September 2006
Waseda University
Tokyo Japan



Self-Assembled Lateral Bi-Quantum-Dot Molecule Formation by Gas-Source Molecular Beam Epitaxy

S. Suraprapich^{1,2}, Y.M. Shen³, V.A. Odnoblyudov⁴, Y. Fainman⁴, S. Panyakeow⁵, and C.W. Tu⁶

¹Department of Electrical and Computer Engineering, University of California San Diego, Jolla, California 92093-0407, U.S.A.
²Department of Electrical Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand.
 e-mail: suraprapich@student.chula.ac.th

Spontaneous semiconductor quantum-dot molecules (QDMs), which are closely spaced groups of quantum dots (QDs) formed in the Stranski-Krastanow (SK) growth mode, have attracted attention as a possible implementation of quantum cellular automata (QCA). In our previous work, lateral QDMs with at least 5 dots per "molecule" have been achieved using solid-source molecular beam epitaxy (MBE) under As_4 overpressure^{1,2}. In the present work, we investigate the growth of bi-QD molecules (BQDM) for possible applications in quantum computing.

All samples are grown on (001) semi-insulating GaAs substrates by gas-source molecular beam epitaxy (GSMBE). Under As_2 overpressure, as-grown InAs QDs with a 1.8 monolayer (ML) wetting layer ("1.8 ML QD") are formed randomly on the surface at a temperature of 500°C, as illustrated in Figure 1(a). The growth rates of GaAs and InAs are 0.6 ML/s and 0.01 ML/s, respectively. Then, the substrate temperature is ramped down to 470°C and InAs QDs are capped partially with a 6 ML-thick GaAs. Each QD is then transformed into a quantum ring³. With deposition of InAs, some BQDMs are obtained, as shown in Figure 2(a). These samples are characterized using atomic force microscopy (AFM) and photoluminescence (PL) measurements. In Figure 2(a), BQDMs are aligned along [110] crystallographic direction. The dot density of as-grown QDs is $6 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$, whereas the total BQDM density is $1.1 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, consisting of 4.7×10^9 bi-QDs cm^{-2} (or 9.4×10^9 QDs cm^{-2}) and 1.9×10^9 QDs cm^{-2} , or 71% and 29%, respectively. Each as-grown QD is transformed into a BQDM after this capping and regrowth of QDs, but the BQDM density is reduced due to merging of some BQDMs into single dots. Figures 1(b) and 2(b) show dot height histograms obtained from AFM images of as-grown QDs and BQDMs, respectively. Note that the BQDM population is largely comprised of smaller dots.

Figure 3 shows PL spectra of as-grown QDs and BQDMs at room temperature with 200 kW/cm^2 excitation power density. The peaks of as-grown QDs and BQDMs spectra are 1.011 and 1.099 eV with full width at half maximum (FWHM) of 32 and 88 meV, respectively. The spectra of the BQDMs can be described by two Gaussian curves composed of a higher peak at 1.103 eV and a smaller peak at 0.979 eV. These results confirm the Gaussian distribution of dot heights. The higher energy peak of the BQDM PL spectrum corresponds to the smaller dot height (3.3 nm) of BQDMs, and the lower energy of the QD PL spectrum is due to the larger QD height (10.9 nm). The power dependence of PL spectra indicates that the two peaks in the BQDM PL spectrum are from the large single QDs and smaller QDs in BQDMs. On the other hand, the two peaks of the QD spectrum are from the ground state and the first excited state transitions in QDs. The temperature dependence will also be reported.

References

- ¹ S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, and S. Panyakeow, *J. Vac. Sci. Technol. B* 23(3), 1217 (2005).
- ² S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, and S. Panyakeow, *Microelectronic Engineering*, *In press* (2006).
- ³ D. Granados and J.M. Garcia, *Appl. Phys. Lett.* 82, 2401 (2003).

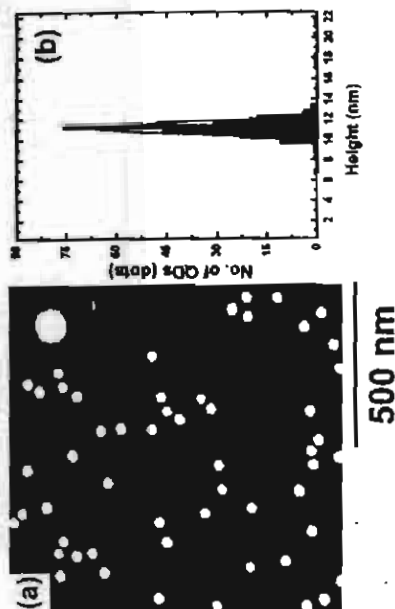


Figure 1 AFM image (a) and dot height histogram with Gaussian fit (b) of as-grown QDs.

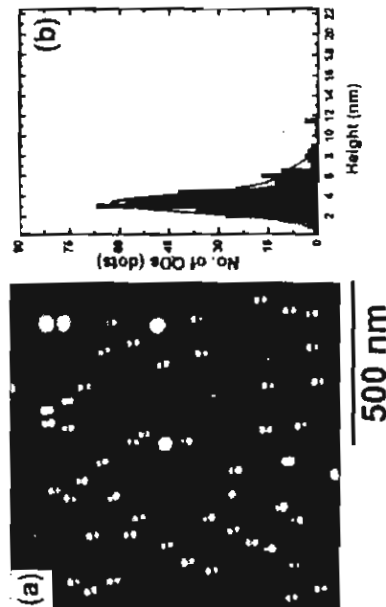


Figure 2 AFM image (a) and dot height histogram with Gaussian fit (b) of BQDMs.

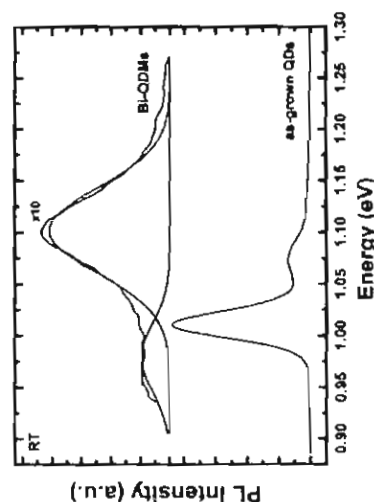
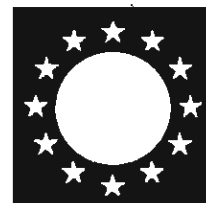


Figure 3 PL spectra of as-grown QDs and BQDMs at room temperature.



Twentyfirst European Photovoltaic Solar Energy Conference

Proceedings of the International Conference
held in Dresden, Germany

4 — 8 September 2006

Edited by:

J. POORTMANS

IMEC

Leuven, Belgium

H. OSSENBRINK

European Commission - DG JRC

Ispira, Italy

E. DUNLOP

European Commission - DG JRC

Ispira, Italy

P. HELM

WIP-Renewable Energies

Munich, Germany

Spectral Response and Performance at Concentrated Sunlight of Multi-Stacked High Density InAs Quantum Dot Molecule Solar Cells

S. Ruangdet, P. Changmuang, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow

Semiconductor Device Research Laboratory, Department of Electrical Engineering,
Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand
E-mail: s_panyakeow@yahoo.com

ABSTRACT

Multi-stacked high density InAs quantum dot molecule (QDM) solar cells were fabricated by multi-cycles of thin-capping-and-regrowth molecular beam epitaxy. One stack of QDMs provides dot density as high as 10^{11} - 10^{12} cm⁻². The high dot density is desirable for effective photon absorption, particularly at long wavelengths of the solar spectrum due to the extended band of quantized energies of InAs quantum dots having good dot size uniformity (better than 70 %). Five-stacked high density InAs QDM solar cells with homojunction of GaAs and with heterojunction of GaAlAs/GaAs were fabricated and tested. It is found that this multi-stacked structure of high density InAs QDMs responds to long wavelengths spectral region beyond 850 nm which is the absorption band edge of GaAs. I-V characteristics of five stacked high density InAs QDM solar cells were measured under 100 mW/cm² AM1 solar simulator. The open-circuit voltages of these homojunction and heterojunction solar cells are 0.5 and 0.7 V while the short-circuit current densities are 15.2 and 62.4 mA/cm² respectively. With fill factors of 0.67 and 0.56, the efficiencies of these preliminary InAs QDM solar cells are 5.1 and 24.5% respectively. Due to the low dimensionality of quantum dot structure which is useful for high performance device, this multi-stacked QDM solar cells are also characterized at concentrated sunlight using a focused solar simulator having different light intensities (1-4 suns). The performance of InAs QDM solar cells at high sun numbers is reported.

1. INTRODUCTION

Solar cell efficiency is limited by the selectivity of photon absorption at specific wavelength region when semiconductor having single band-gap is used as the cell material. In principle, combination of semiconductors having different band-gaps could absorb more photons from wider solar spectrum leading to the improvement of their total conversion efficiency. Technically, the idea could be implemented by fabricating tandem structure having larger band-gap upper cells over small band-gap lower cells, like InGaP/GaAs on Ge, InGaP/InGaAs on Ge, GaAsP on GaAs.⁽¹⁻³⁾ However, these multi-junction cells do not reach their efficiency limit due to matching of material properties as well as their integration using good tunnel junctions.⁽⁴⁾ Other innovations are needed including the utilization of nanostructures in photovoltaic cells. Quantum well solar cell was proposed for good response at long wavelength⁽⁵⁾ due to their quantized energy states similar to the lower zero dimensionality of quantum dots. Ordered and uniform quantum dots can attribute to an intermediate band in host semiconductor leading to an idea of quantum dot utilization in solar cell structure.⁽⁶⁾ Quantum dots could play their roles in photovoltaic effect when the dot density reaches some critical value.⁽⁷⁾ High dot density could be realized by a novel modified MBE process called thin-capping-and-regrowth technique⁽⁸⁾ which provides quantum dot molecules (QDMs) having one more order of dot number. Even higher dot volume is achieved by stacking of QDMs.

Multi-stacks of high density QDMs are proposed as the effective nanostructure for photovoltaic application in this paper. Significant increase in short circuit current density and spectral response at long wavelength are observed in the experimental results leading to an efficiency of 5.1 and 24.5% for the homojunction and heterojunction QDM solar cells respectively.

Zero dimensionality of quantum dots is the origin of low threshold current for efficient QD lasers⁽⁹⁾

as well as their temperature stability. Therefore, quantum dot solar cells are appropriate for high concentrated sunlight application. In this paper, we also report the QDM cells performance at high sun number (1-4 suns).

2. SAMPLE PREPARATION

High density InAs quantum dot molecules (QDMs) are grown by multi-cycles of thin-capping-and-regrowth MBE process. Comparing to the initial QD density of 10^{10} cm⁻², QDMs provide higher dot density of 10^{11} to 10^{12} cm⁻² as shown in AFM images of figures 1(a) and 1(b) respectively.

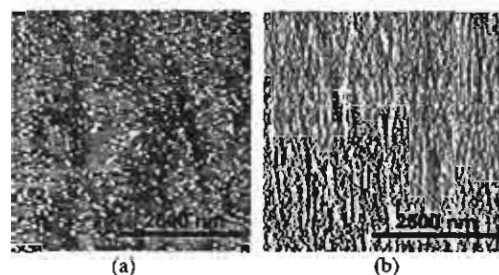


Fig.1 AFM images of (a) as-grown QDs and (b) QDMs.

Multi-stacked high density InAs QDMs are inserted into a p-n homojunction of GaAs and heterojunction of GaAlAs/GaAs as the active part of solar cell structures. Schematic diagrams of both cell structures are shown in figure 2(a) and (b) respectively. P-type GaAs substrates are used as the starting materials in our experiment. After a GaAs buffer layer, intrinsic high density InAs QDMs are grown and repeated for 5 stacks of QDMs, followed by the capping of n-GaAs for p-n homojunction and n-GaAlAs for p-n heterojunction. AuZn and Au:Ge/Ni are used as Ohmic contacts to p-type and n-type GaAs or n-type GaAlAs respectively. The actual QDM solar cells having front grid contacts

with cell areas of 1.25x5, 2.5x5, 5x5 and 5x10 mm² are shown in figure 2(c).

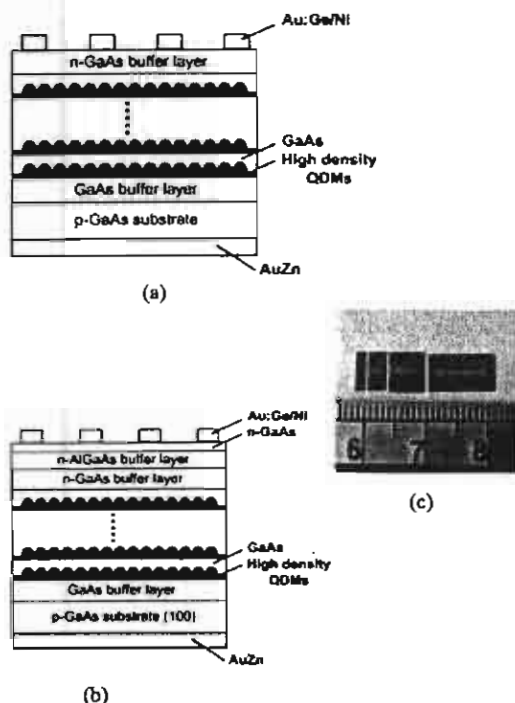


Fig. 2 (a) Schematic structures of multi-stacked high density QDM solar cells with homo-junction and (b) with hetero-junction (c) Fabricated QDM solar cells with different cell areas.

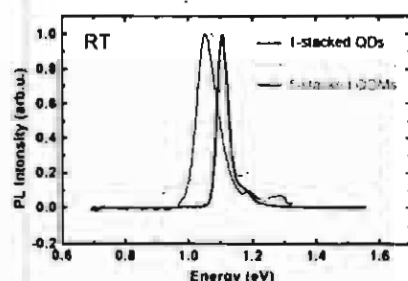


Fig. 3 Normalized PL spectra of 5-stacked QDMs comparing to those of 1 stacked QDMs and as-grown QDs.

3. EVALUATION OF MULTI-STACKED HIGH DENSITY QDM

Good optical properties of multi-stacked high density InAs QDMs are confirmed by photoluminescence (PL) measurement at room temperature by an excitation of Ar⁺ laser. Strong PL emission from 5-stacks of QDMs appears at 1.053 eV having a broad full width at half maximum (FWHM) of 80 meV. The blue shift of PL peak of 5-stacked QDMs from those of 1-stacked QDMs and as-grown QDs indicates that the multi-stacked QDMs are composed of larger dots. Broader PL emission spectrum is also an evident that the dot size of 5-stacked

QDMs is less uniform due to the variation of statistical nature of strain field relaxation during stacking formation of QDMs by the modified MBE process when comparing to those of 1-stacked QDMs and as-grown QDs. Conventional QDs normally provide PL peak at 1.1 eV and FWHM of 47 meV. The normalized PL spectra of 1- and 5-stacked QDMs as well as as-grown QDs are shown in figure 3.

High dot density of 5-stacked QDMs is also another key factor in providing a strong PL intensity at room temperature. Strong PL emission from high density QDMs reflects their good dot quality. This massive volume of stacking QDMs is, therefore, a critical parameter in utilization of quantum dot nanostructure in high efficiency solar cell.

4. CHARACTERISTICS OF QDM SOLAR CELLS

It is found that both 1- and 5-stacked QDM hetero-structure solar cells give better performance at high concentrated sunlight, particularly the linear increase of short circuit current density with light intensity, while J_{sc} of the hetero-structure solar cell without QDM begins to drop at high sun number. This improvement is due to low dimensionality of photo-generated electrons in quantum dot molecule structure. Therefore, it is an approach for cost reduction of next generation solar cell by using small area but high efficiency QDM solar cell at high concentrated sunlight.

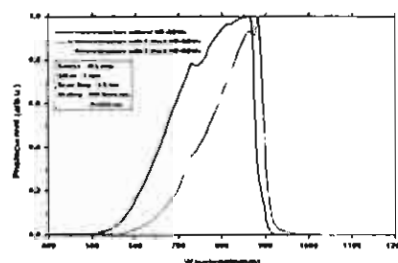


Fig. 4 Spectral response at longer wavelengths is found in InAs QDM solar cells comparing to GaAlAs/GaAs heterojunction without QDs.

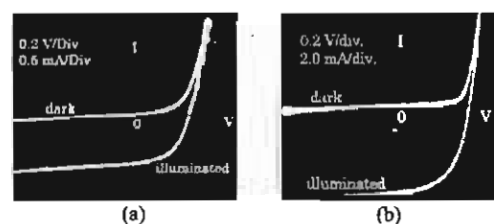


Fig. 5 I-V curves at dark and illuminated conditions of 5-stacked high density InAs QDM (a) homo-structure ⁽¹⁰⁾ and (b) hetero-structure solar cells.

The multi-stacked QDM solar cells having cell area of 2.5x5 mm² were tested for their I-V curves under 100 mW/cm² AM1 solar simulator. PV outputs from both homo-junction and hetero-junction QDM solar cells are shown in figure 5(a) and 5(b). The homo-junction and hetero-junction QDM solar cells give open-circuit voltages (V_{oc}) of 0.5V and 0.7V respectively. Hetero-structure provides better V_{oc} due to the wider

band-gap of GaAlAs. This larger built-in electric field significantly leads to higher short circuited current density (J_{sc}) of hetero-structure QDM solar cell. The short circuit current densities of these QDM solar cells are 15.2 and 62.4 mA/cm² with fill factors (F.F.) of 0.67 and 0.56. These results lead to efficiencies of 5.1%⁽¹⁰⁾ and 24.5% for homo- and hetero-structure QDM solar cells respectively.

5. PERFORMANCE OF QDM SOLAR CELLS AT HIGH CONCENTRATED SUNLIGHT

The 5-stacked high density InAs QDM hetero-structure solar cells having cell area of 1.25x5 mm² were also tested under concentrated sunlight ranging from 1 sun to 4 suns by using focused beam of solar simulator having 100 mW/cm² AM1 for its normal 1-sun illumination as displayed in figure 6 (a). At concentrated illumination, V_{oc} remains unchanged at 0.7V while the J_{sc} increases with light intensity as shown in figure 6(b). The results on intensity dependence of short circuit current density of 1- and 5-stacked QDM solar cells are plotted in J_{sc} -X as shown in figure 6(c) and are compared to that of GaAlAs/GaAs heterojunction solar cell without QDM integration.

It is found that both 1- and 5-stacked QDM hetero-structure solar cells give better performance at high concentrated sunlight, particularly the linear increase of short circuit current density with light intensity, while J_{sc} of the hetero-structure solar cell without QDM begins to drop at high sun number. This improvement is due to low dimensionality of photo-generated electrons in quantum dot molecule structure. Therefore, it is an approach for cost reduction of next generation solar cell by using small area but high efficiency QDM solar cell at high concentrated sunlight.

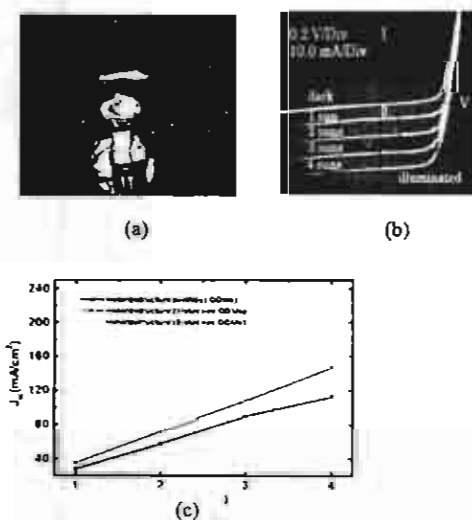


Fig 6 (a) Testing of solar cells under high concentrated sunlight using focused solar simulator (b) I-V curves of 5-stacked high density InAs QDM hetero-structure solar cell at 1-4 suns (c) J_{sc} of 1- and 5- stacked QDM solar cells comparing to that of GaAlAs/GaAs heterojunction solar cell without QDM as a function of sun number (X).

6. CONCLUSION

Multi-stacked high density InAs QDM solar cells were fabricated by a novel modified MBE growth process. QDM solar cells prove that they have a good spectral response at longer wavelength. QDMs have high dot density enough to enhance the short circuit density of solar cell. QDM solar cells with homojunction and heterojunction structures give 5.1 and 24.5% efficiencies respectively. Their performances at high concentrated sunlight are investigated and the results indicate that QDM solar cells have more stability than conventional solar cell due to low dimensionality of the nanostructure quantum dot molecules. This small area but high efficiency solar cell would be an alternative choice for cost reduction when it is used in the concentrator system.

7. ACKNOWLEDGMENT

This research work on self-assembled quantum dots and quantum dot molecules for solar cell application is financially supported by the Asian Office of Aerospace Research and Development (AOARD). The authors also acknowledge the support from Thailand Research Fund (TRF) both Senior Researcher Fellowship and Royal Golden Jubilee Ph.D. Scholarship Program and Chulalongkorn University. Recent support from National Nanotechnology Center of Thailand is also acknowledged.

REFERENCES

- [1] D.J. Aiken, "InGaP/GaAs/Ge Multi-Junction Solar Cell: Efficiency Improvement using Epitaxial Germanium," 28th IEEE-Photovoltaic Specialist Conference (28th IEEE-PVSC), Anchorage, 2000.
- [2] V. Rumyantsev, N. Sadchikov, A. Chalov, E. Ionova, D. Friedman, "Terrestrial Concentrator PV Modules Based on GaInP/GaAs/Ge TJ Cells and Minilens Panels", 4th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (WCPEC-4)/32nd IEEE-Photovoltaic Specialist Conference (32th IEEE-PVSC), Hawaii, 2006.
- [3] M. Yamaguchi, T. Takamoto, and K. Araki, "Super High Efficiency Multi-Junction and Concentrator Solar Cells", 14th International Photovoltaic Science and Engineering Conference (PVSEC-4), Bangkok, 2004.
- [4] G. Fitzgerald, et. al., "Lattice-Engineering for III-V Heterostructure Mismatched to Conventional Substrates", 4th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (WCPEC-4)/32nd IEEE-Photovoltaic Specialist Conference (32th IEEE-PVSC), Hawaii, 2006.
- [5] A. Ionnides, T.N.D. Tibbitts, J.P. Connolly, D.B. Bushnell, K.W.J. Barnham, C. Calder, G. Hill, J.S. Roberts, G. Smekens, "Strian Balanced Multi-Quantum Well Dual Junction Monolithic Tandem Solar Cell", 4th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (WCPEC-4)/32nd IEEE-Photovoltaic Specialist Conference (32th IEEE-PVSC), Hawaii, 2006.
- [6] L. Cuadra, A. Marti, and A. Luque, "Present status of intermediate band solar cell research", Thin Solid Films, 451-452, pp. 593-595, 2004.
- [7] Y. Okada, N. Shiotsuka, H. Komiyama, K. Akahane, N. Ohtani, "Multi-Stacking of Highly Uniform Self-Organized Quantum Dots for Solar Cell Applications", 20th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Barcelona, 2005.
- [8] S. Surapapich, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow, "Self-assembled quantum-dot molecular by

molecules-beam epitaxy", *Journal of Vacuum Science and Technology B* 23, 1217, 2005.

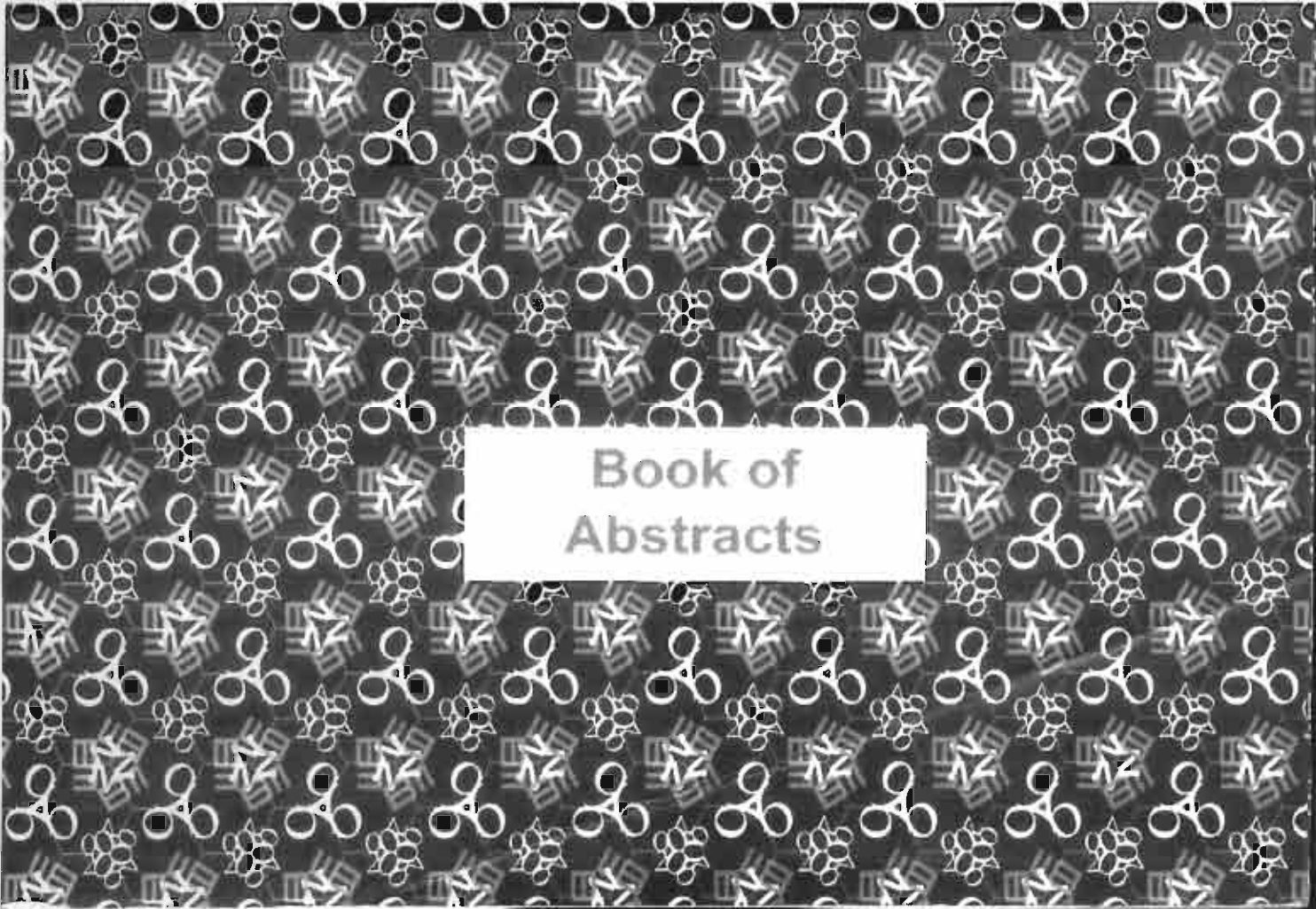
[9] D. Bimberg, M. Grundmann, and N. Ledentsov, *Quantum Dot Heterostructure*, Wiley, New York, 1999.

[10] S. Ruangdet, S.Thainoi, S. Karnjanachuchai, and S.Panyakeow, "Improvement of PV Performance by Using Multi-Stacked High Density InAs Quantum Dot Molecules", 4th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (WCPEC-4)/32nd IEEE-Photovoltaic Specialist Conference (32nd IEEE-PVSC), Hawaii, 2006.

MINE 2006

Micro- and Nano-Engineering 2006
32nd International Conference

17-20 September 2006
Barcelona, Spain



Book of
Abstracts

Self-Assembled Quantum Dot Molecules for Practical Nanostructure Devices: Bottom-Up Approach

S. Suraprapich, N. Siripitakchai, S. Ruangdet, N. Budsayaplakorn, W. Jevasuwan,
P. Changmuang, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, S. Ratanathamphan, M. Sawadsaringkam
and S. Panyakeow

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

Tel: 662-218-6524, E-mail: s_panyakeow@yahoo.com

Abstract

Self-assembled quantum dots (QDs) are normally grown from strained semiconductors, such as Si/Ge, InAs/GaAs, InP/GaAs having appropriate lattice mismatch values, by conventional Molecular Beam Epitaxy (MBE) technique. This bottom-up approach of nanostructure fabrication leads to defect-free of self-assembled quantum dot semiconductors. They provide good electrical and optical properties and are useful for several practical nanoelectronic and photonic devices, for example, QD laser operating at low threshold current density, single electron devices.

We have modified the MBE growth so called thin-capping-and-regrowth process which is our key technology to create self-assembled InAs quantum dot molecules (QDMs).⁽¹⁾ This type of QDMs is laterally close-packed InAs QDs modified from initial QDs which are deformed to nano-propeller QDs during thin capping of GaAs and at regrowth of InAs QDs with appropriate thickness (see figure 1). The self-assembled QDMs have several unique features, i.e. elongated dot sets along [1-10] crystallographic direction, controllable dot number per QDM, high dot density with reasonable good dot uniformity.

During thin capping of GaAs on InAs QDs followed by annealing process, elongated nanostructures⁽²⁾ are obtained and are used for templates for dot alignment (see figure 2). From aligned QDs, QDM chains are grown. QDM chains are considered as overlapping QD sets (see figure 3) which are applicable for quantum computing based on Quantum Dot Cellular Automata (QCA).

When we repeat the thin-capping-and-regrowth MBE process for several cycles, either high density QDMs (see figure 4) or long chain QDMs (see figure 5) are obtained. Stacking of high density InAs QDMs gives a massive QD volume which is useful in photovoltaic (PV) device structure. A demonstration of QDM solar cells having high energy conversion efficiency of 25.9% is reported.⁽³⁾ QDM solar cells are believed to have high performance at high concentration sunlight due to their zero dimensionality nanostructure (see figure 6).

Long chain InAs QDMs from repeated cycles of MBE process, provide long nanostructure of micron scale which is preferable and more practical in forming electrical contacts for electron injection into QDM chains. Long chains of QDMs are, therefore, possible for electron waveguides. There are QDs locating at the initial positions of as-grown QDs which can work as the cross-links between two QD-waveguides. Therefore, these long chain InAs QDMs are also applicable for nano-switching devices.

Comparing to InAs/GaAs QD system having 7% lattice mismatch, InP/GaAs QD system using $\text{In}_{0.48}\text{Ga}_{0.52}\text{P}$ as buffer and capping layers has less lattice mismatch of 3.8%. Elongated structure of InAs QDMs is originated from anisotropic strain field, but InP QDMs are created isotropically due to smaller lattice mismatch and droplet epitaxy technique. As result, InP QDMs have ring-shape (see figure 7). These InP QD-rings have potentials in controlling single electron transport clock-wise and anti-clock-wise along these nanostructure rings under applied magnetic field. Several practical nano-devices could be realized from this unique self-assembled QDMs based on bottom-up approach.

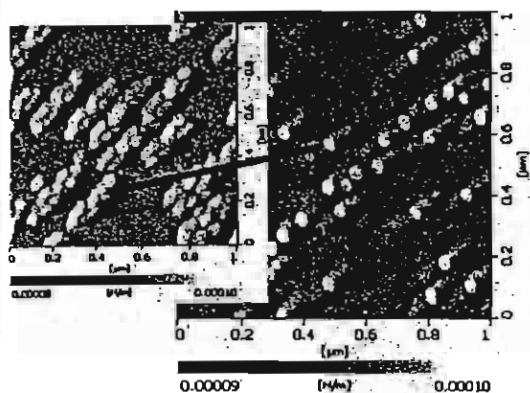


Fig.1 Self-assembled InAs QDMs having elongated dot set along $[1\bar{1}0]$.
(1) S. Surapapich, et. al., JVST-B, 23, (2005)

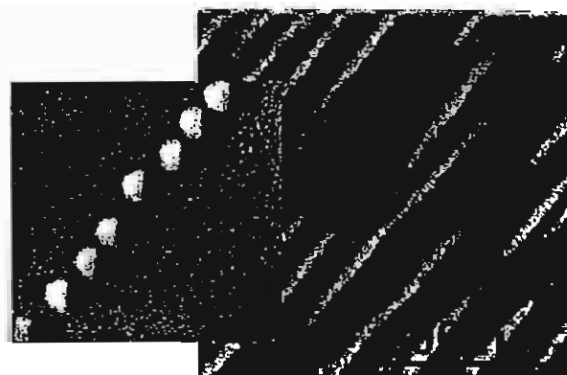


Fig.2 Elongated nanostructure (a) is used for templates in growing aligned QD (b)
(2) S. Surapapich, et. al., Int. J. Nanoscience, 4, (2005)

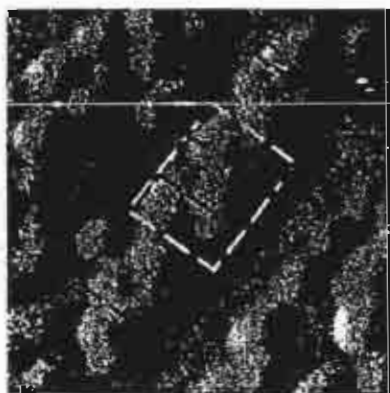


Fig.3 QDM chains grown from aligned QDs, having overlapping QD sets for QCA application

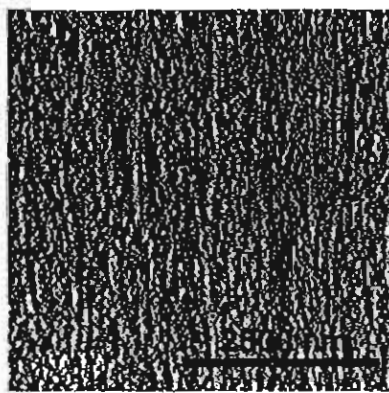


Fig.4 High density QDM grown by multi-cycles of thin-capping-and-regrowth MBE process

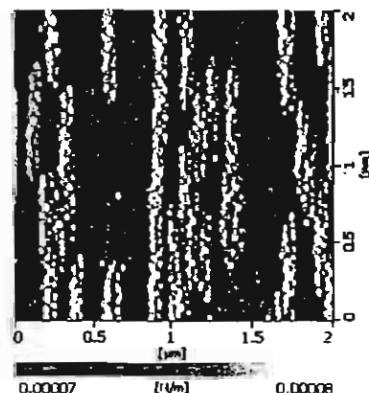


Fig.5 Long chains of QDMs grown by multi-cycles of thin-capping-and-regrowth MBE process

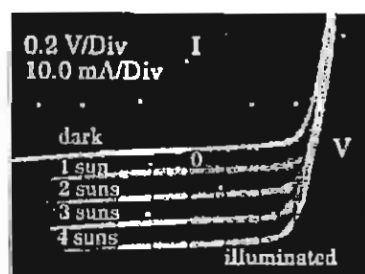


Fig.6 Performance of QDM solar cells at high concentration sunlight
(3) S.Ruangdet, et. al., EU-PVSC, (2006)

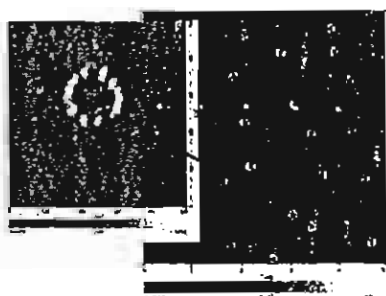


Fig.7 InP QD-rings grown by In droplet epitaxy and annealing under P pressure

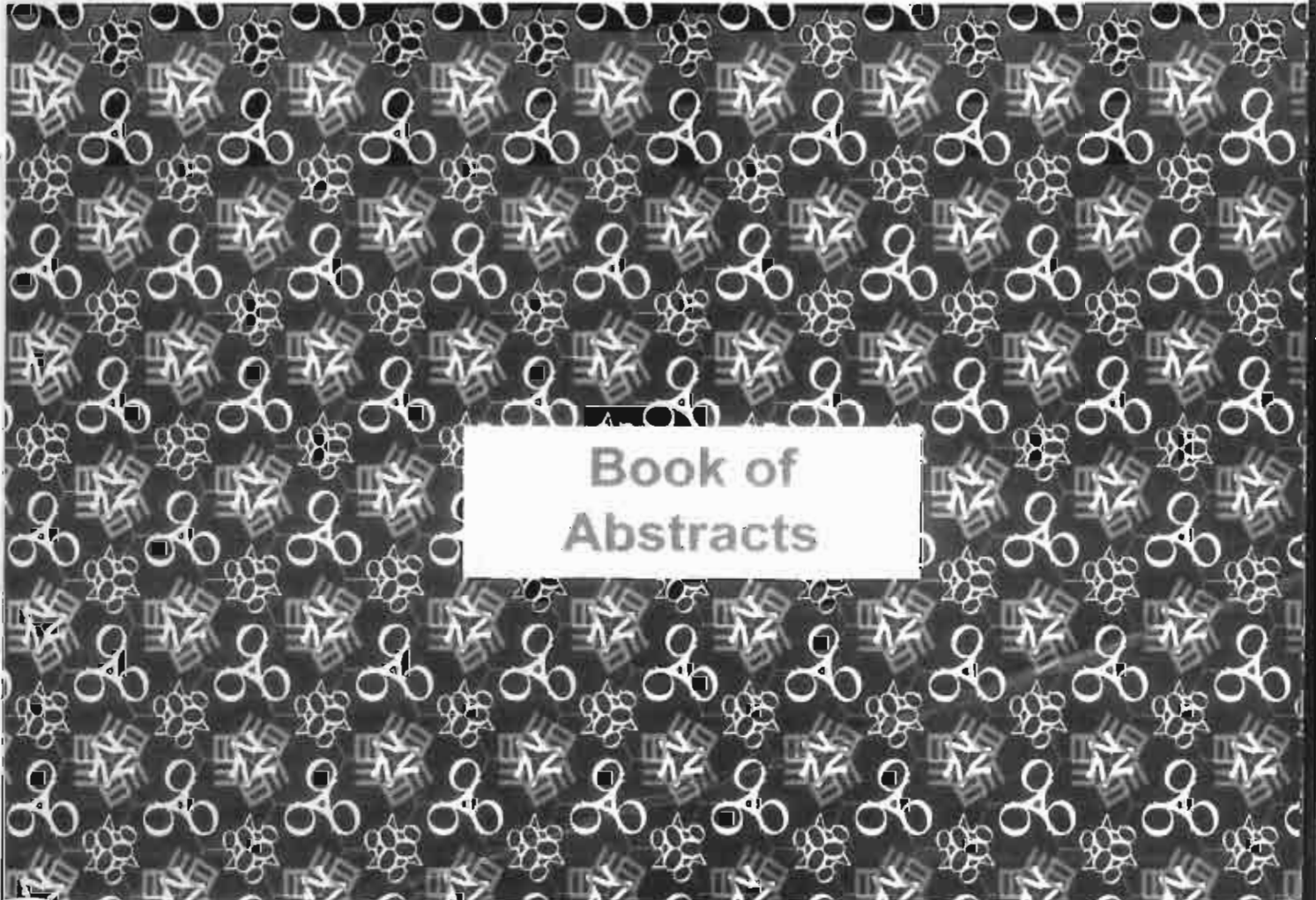
QDM Structures	Nano-Device Applications
Aligned QDMs	Quantum Cellular Automata
High Density QDMs	Solar Cells
Long Chain QDMs	Waveguides
QD-Rings	Electro-Magnetic Devices

Table.1 Proposed applications of SA-QDMs for nanoelectronic and nanophotonic devices

MINE 2006

Micro- and Nano-Engineering 2006
32nd International Conference

17-20 September 2006
Barcelona, Spain



Book of
Abstracts

In-droplet-induced formation of InP nanostructures by solid-source molecular-beam epitaxy

Wipakorn JEVASUWAN, Somsak PANYAKEOW, and Somchai RATANATHAMMAPHAN
Department of Electrical Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand
phone : 662-218-6522, FAX : 662-251-8991, e-mail : rsomchai@chula.ac.th

Keywords : Nanostructures, molecular-beam epitaxy, droplet-epitaxy, InP, GaAs

Atomic force microscope (AFM) measurements were carried out to investigate the formation of InP nanostructures grown on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ by solid-source molecular-beam epitaxy using droplet-epitaxy. The growth sequence was initiated by indium deposition which was intended to form indium droplets and followed by irradiating P_2 beam to crystallize the indium droplets to InP. The dependence of InP nanostructural properties on the indium thickness and indium deposition rate was investigated. Furthermore, a clearly formation details are presented.

Semiconductor nanostructures such as quantum dots, quantum wires, and quantum rings are the subject of increasing interest, both theoretically and experimentally, based on their potential for novel applications such as lasers, detectors [1-2] with improved functionalities. Most groups have used the Stranski-Krastanov (SK) growth mode by growing the dots on mismatched substrates like InAs on GaAs or InP. An alternative approach for the growth of nanostructure, the droplet-epitaxy, has recently emerged [3]. The droplet-epitaxy technique consists of 2 steps: the formation of group III nanodroplets on substrate and subsequently the expose of these droplets to the group V elements beam. InP nanostructures are most interesting as a potential platform for optoelectronics in the red light region. However, InP nanostructural forming by droplet-epitaxy have not been yet investigated.

In this work, we report the formation of InP nanostructures on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ by solid-source molecular-beam epitaxy using droplet-epitaxy. Atomic force microscopy (AFM) measurements were performed to characterize the nanostructure properties of the InP layers grown on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$.

All samples were grown by solid-source molecular beam epitaxy. GaP decomposition cell was used as a phosphorus source. A typical sample consisted of a 300 nm GaAs undoped buffer layer grown at 600°C on the (100) GaAs substrate, followed by the 200 nm $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ layer grown at 470°C and indium droplet deposited at 150-250°C. Finally, the crystallization processing was done under 4×10^{-6} torr of P_2 beam at 200°C. The effect of indium deposition temperature, indium deposition rate and amount of indium were investigated.

An example of the results as, in Fig. 1 shows the dependence of the surface morphology of InP on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ on the indium deposition rate at 250°C.

References

1. Y. Arakawa and H. Sakaki, Appl. Phys. Lett, 40, 939 (1982).
2. A. Fuhrer, M. Sigrist, L. Meier, T. Ihn, K. Ensslin, W. Wegscheider and M. Bichler, Physica E, 25, 303 (2004).
3. K. Watanabe, N. Koguchi and Y. Gotoh, Jpn. Appl. Phys., 39, L79 (2000).

In-droplet-induced formation of InP nanostructures by solid-source molecular-beam epitaxy

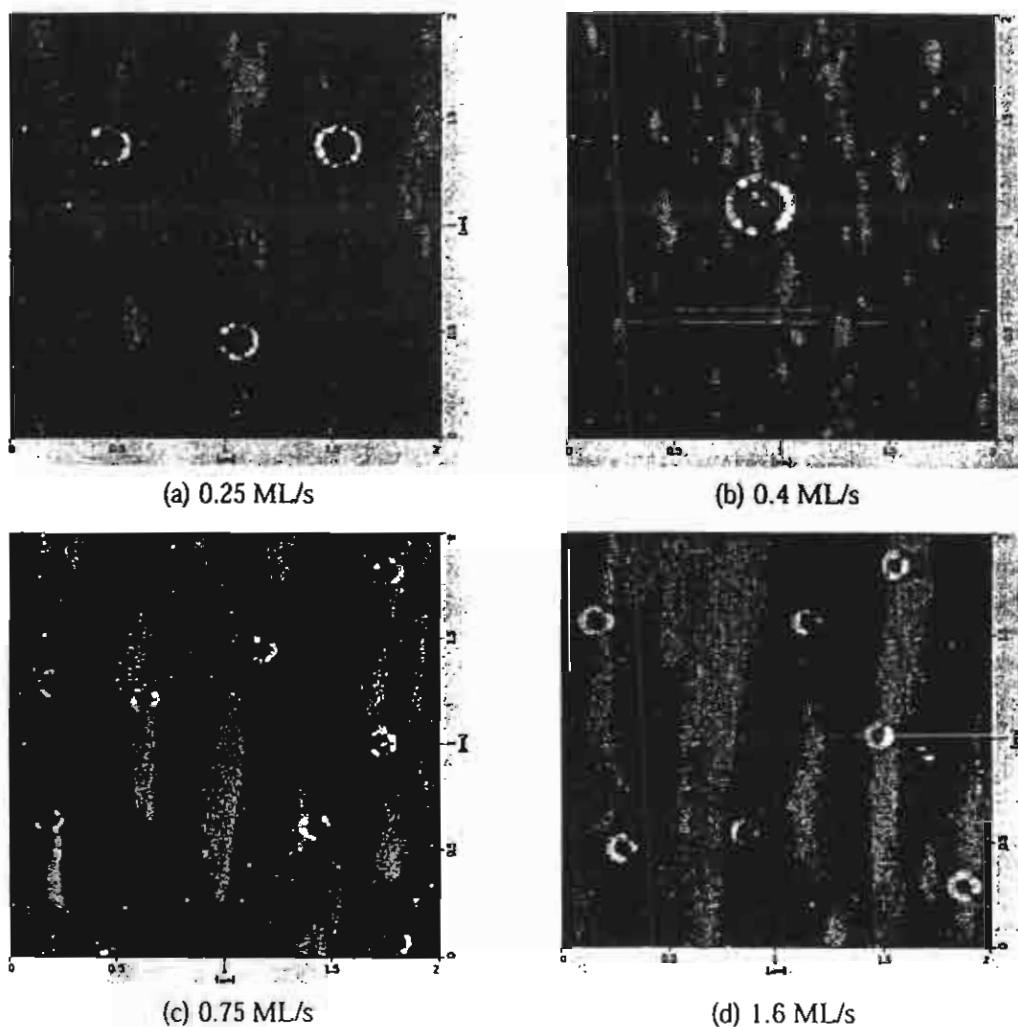
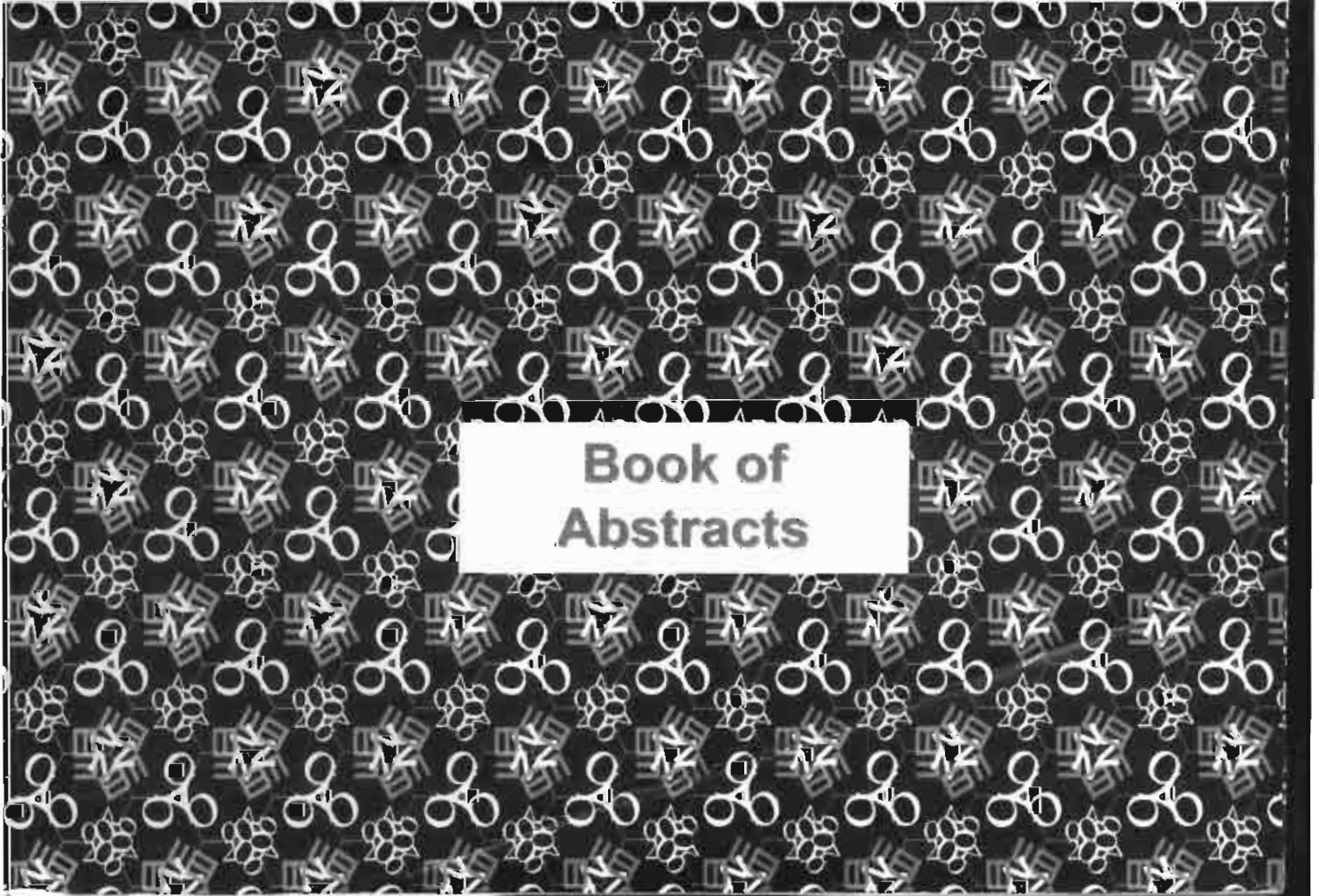


Figure. 1 ($2\ \mu\text{m} \times 2\ \mu\text{m}$) AFM images of InP nanostructures after indium deposition at 250°C and crystallization at 200°C with indium deposition rate of (a) 0.24 ML/s, (b) 0.4 ML/s, (c) 0.75 ML/s and (d) 1.6 ML/s. The coverage of indium droplet was 1.6 ML (approximately).

MINE 2006

Micro- and Nano-Engineering 2006
32nd International Conference

17-20 September 2006
Barcelona, Spain



**Book of
Abstracts**

Growth of Long-Range, Ordered InAs Quantum Dots on InGaAs/GaAs Cross-Hatch Virtual Substrate

C.C. Thet, S. Kanjanachuchai, S. Panyakeow

Semiconductor Device Research Laboratory, Department of Electrical Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand
phone: +66-2-2186522 e-mail: s_panyakeow@yahoo.com

Keywords: Cross-hatch pattern, Ordered InAs quantum dots, Virtual substrate

The growth of self-assembled quantum dots (SAQDs) formed in Stranski-Krastanov (SK) growth mode is useful for electronic devices because of their defects-free characteristics and uniform size. Although the benefits of SAQDs are many, their random distributions result in poor qualities of electronic and optical devices. So far, ordered QDs have been achieved by several techniques, including the use of high-index substrate [1] and In-interruption growth technique [2]. At present, no one best technique has been claimed to be the most suitable for ordered-QDs growth but the development of cross-hatch morphology is a powerful technique [3]. Cross hatches are developed from the relaxation of misfit strains in semiconductor heterostructures. For a small lattice-mismatched system (<2%), the growth occurs layer-by-layer via a step flow mechanism. After a certain thickness has been reached, 60° dislocations are formed at the heterointerface and propagate into the epitaxial layer and results in surface undulation or cross hatches. These serve as virtual substrate (VS) for subsequent InAs QD growth.

In this work, 1.2 and 1.5 ML of InAs QDs are grown on cross-hatch virtual substrates of 50- and 150-nm $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ layers on GaAs (001) prepared by molecular beam epitaxy (MBE). The AFM image of the surface morphology of a typical virtual substrate is shown in Fig. 1. It is clear from the figure that the cross hatches occur along the $[110]$ and $[1\bar{1}0]$ directions. These cross hatches originate from the threading dislocations from the heterointerface, as evident from the transmission electron microscopy (TEM) image in Fig. 2. On top of this undulating surface, InAs QDs with varying thicknesses are formed via the SK growth mode. It was found that with just 1.2 ML of InAs growth, QDs are formed between surface peaks where nucleation of QDs is energetically favourable. This can be seen in the densely-packed QDs AFM image in Fig. 3. When the InAs thickness increases to 1.5 ML, a blanket coverage of the VS can be seen in the AFM image in Fig. 4. Both figures indicate that the quantum dots are highly uniform and have long-range orderliness. As a consequence of these promising results, we plan to optimize growth conditions in order to achieve medium- to low-density QDs which are connected into long chains in a criss-cross fashion on the virtual substrate. It is expected that lines of connected, uniform QDs as long as 10 μm or greater can be achieved. This structure may set a limit to the cross-sectional area of interconnection achievable between active devices via MBE technology. In addition, we plan to apply the thin-capping and regrowth technique [4] to this structure in order to obtain aligned, ordered QDs in both horizontal and vertical directions. This latter structure is a potential candidate in 3D interconnection architecture as mentioned in [5].

[1] R. Nötzel, J. Menniger, M. Ramsteiner, A. Ruiz, H.P. Schönherr, K.H. Ploog, *Appl. Phys. Lett.* 68 (1996) 1132-1134.

[2] S.U. Hong, J.S. Kim, J.H. Lee, H-S. Kwack, W-S. Han, D.K. Oh, *J. Cryst. Growth.* 286 (2006) 18-22.

[3] A.M. Andrews, A.E. Romanov, J.S. Speck, M. Bobeth, W. Pompe, *Appl. Phys. Lett.* 77 (2000) 3740-3742.

[4] S. Suraprapich, S. Kanjanachuchai, S. Thainoi, S. Panyakeow, *Microelec. Eng.* 78-79 (2005) 349-352.

[5] International Technology Roadmap for Semiconductors 2005. Available from <http://public.itrs.net>.

Fig
we

Fi
di

Fi
gi

Growth of Long-Range, Ordered InAs Quantum Dots on InGaAs/GaAs Cross-Hatch Virtual Substrate

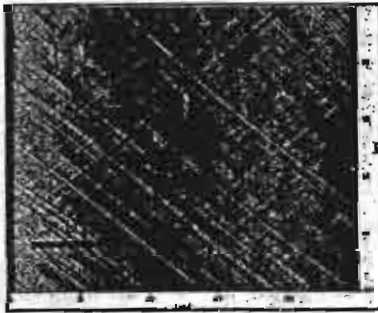


Figure 1 AFM image of the surface of 50-nm $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ layer on GaAs (001) substrate showing a well-defined cross-hatch pattern

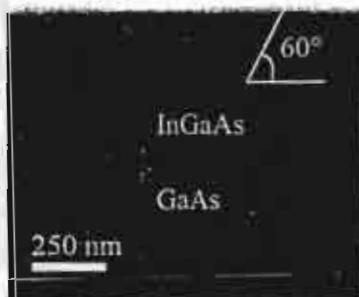


Figure 2 TEM image of the InGaAs layer on GaAs (001) substrate showing network of misfit dislocations

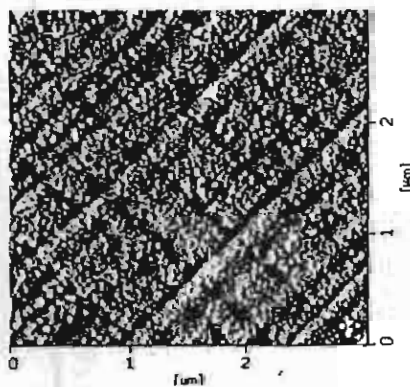


Figure 3 AFM image of 1.2 ML of InAs QDs grown on 150-nm $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ (001) VS

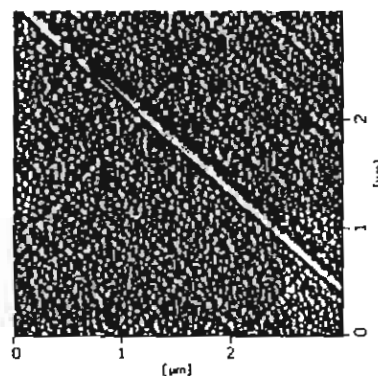


Figure 4 AFM image of 1.5 ML of InAs QDs grown on 50-nm $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ (001) VS

BOSTON, MA

2006

MRS

FALL MEETING

mrsfall2006.
abstractcentral.com/
planner.jsp

for access to the latest
symposium schedules
& abstracts

PROGRAM AND EXHIBIT GUIDE

November 27 - December 1

Hynes Convention Center & Sheraton Boston Hotel
Boston, MA

Explore future MRS meeting activities on our Web site:

www.mrs.org/meetings

InAs and InP Quantum Dot Molecules and their Potentials for Photovoltaic Applications

W. Jevasuwan, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, S. Ratanathammaphan, and S. Panyakeow

Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering,
Chulalongkorn University, Phayathai Road, Bangkok 10330, Thailand
Tel: 662-218-6524, Fax: 662-218-6523, E-mail: s_panyakeow@yahoo.com

ABSTRACT

Self-assembled InAs and InP quantum dot molecules (QDMs) are grown on GaAs substrates using different molecular beam epitaxial (MBE) growth techniques. The structural and optical properties of the two types of QDMs are then compared and reported. Multi-stack high-density (10^{12} cm^{-2}) InAs QDMs are grown and when inserted into GaAlAs/GaAs heterostructure results in high-efficiency solar cells. As an alternative to InAs, InP QDMs are grown by droplet epitaxy of In and annealing under P_2 pressure. While the number of quantum dots per QDM in the case of InP is in the range of 10 to 12 dots, those in the case of InAs can be smaller or much larger depending on exact growth parameters prior to QD growth. Photoluminescence (PL) measurements show that while InAs QDMs provide room-temperature optical output that peaks at 1.1 eV, InP QDMs have no PL output, possibly due to crystal defects created by low-temperature processing associated with droplet epitaxy. Discussion on the practicality of our QDMs as material for intermediate band solar cells is also provided.

Keywords: quantum dot molecules, molecular beam epitaxy, photovoltaic, droplet epitaxy

INTRODUCTION

III-V compound semiconductors are useful for high-efficiency solar cells, especially at high concentrated sunlight because the bandgaps, temperature coefficients and various structural and optical properties can be controlled by varying the alloy compositions in binary, ternary and quaternary compounds.⁽¹⁻³⁾ As an example, conversion efficiency on the order of 35-40% under concentrated sunlights (200-600 suns) can be realized by III-V multi-junction tandem cells.⁽⁴⁻⁶⁾ III-V semiconductor based concentrator systems is now commercially available, with a potential for cost reduction of photovoltaic (PV) systems in the long run.⁽⁷⁾ The success of such systems stems from the fact that they use small area, high efficiency cells. One 4-inch wafer yields a few hundred pieces of high efficiency tandem cells for a concentrator system. Cheaper substrates such as Ge can also be used to grow GaAs-based tandem solar cells for space and concentrator system applications.⁽⁸⁾

Among III-V compound semiconductors, GaAs-based solar cells such as GaAlAs/GaAs, InGaP/GaAs and InP/GaAs are mostly utilized.⁽⁹⁻¹⁰⁾ InP/GaAs in particular is the most promising semiconductor materials for high-efficiency solar cells because of suitable bandgaps and associated optical/electrical properties.⁽¹¹⁾

Bandgap engineering is important and a basis for multi-junction cells that can absorb a wide solar spectrum for higher PV output. Multi-junction tandem solar cells based on III-V compound semiconductors are a topic that receives a great deal of attention.⁽¹²⁻¹⁴⁾ However, these structures are complicated in terms of design and fabrication because of stringent growth requirements (lattice matching) and the needs to achieve good electrical contacts to both the upper wide bandgap cells and the lower narrow bandgap cells.

Our approach for high-efficiency solar cells is to make use of quantum dot (QD) nanostructures in single-junction III-V compound semiconductor. Comparing to the tandem cells, our approach is simpler in terms of cell design and fabrication. In our approach, self-assembled QDs are grown via Stranski-Kratanow (SK) mode which is based on lattice-mismatch, strained semiconductors. SK dots are defects-free and, therefore, are useful for various device applications, such as lasers and nano-photonic devices.⁽¹⁵⁻¹⁶⁾ The density of as-grown SK dots in the range of 10^9 - 10^{10} dots/cm² is, however, too small for effective photon conversion: A much higher value of 10^{12} cm⁻² is needed.⁽¹⁷⁾ With our thin-capping-and-regrowth MBE process,⁽¹⁸⁾ InAs QD ensembles called quantum dot molecules (QDMs) are grown with dot density of 10^{10} - 10^{11} cm⁻². Stacking of QDMs allows the critical dot density of 10^{12} cm⁻² to be reached. Multi-stack high-density InAs QDMs are subsequently inserted into GaAlAs/GaAs heterostructure solar cells in order to achieve high efficiency. We have demonstrated multi-stack high-density InAs/GaAs QDM heterostructure solar cells with a conversion efficiency of 25.9% under 100 mW/cm² AM1 illumination.⁽¹⁹⁾ Improved PV performance at high concentration sunlight has also been demonstrated and believed to result from the zero dimensionality of this quantum dot nanostructures.⁽²⁰⁾

In addition to InAs on GaAs, we also explore an alternative QD material, InP/GaAs, which is believed to be able to provide better photovoltaic efficiency. InAs/GaAs interface has a lattice mismatch of 7%, while InP/GaAs interface has a smaller mismatch of 3.8%. In_{0.49}Ga_{0.51}P (lattice-matched to GaAs) is used as a buffer and a capping layer for InP QDs. In the preparation of InP QDMs, we use droplet epitaxy followed by annealing under P₂ pressure to create InP QDMs with 10-12 QDs per QDM.

In order to utilize InP QDs for photovoltaic cells, high dot density is needed. One of the technical barriers is the growth of 10^{12} InP QDs/cm². The present droplet epitaxy technique we developed yields a low dot density of less than 10^8 dots/cm². Therefore, conventional MBE technique at higher growth temperatures using higher lattice-mismatched materials is under investigation. Nevertheless, by repeating the growth process for several cycles similar to the thin-capped-and-regrowth technique of InAs QDMs, high InP dot density may be achieved.

GROWTH OF InAs AND InP QDMS

(100)-GaAs substrates are used as the starting material for the growths of InAs and InP QDMs in a solid-source MBE machine (32P RIBER). After oxide desorption, 300 nm of GaAs buffer layer is grown at 500°C.

For the growth of InAs QDMs, InAs QDs are grown on the GaAs buffer layer at 500°C. Then, the substrate temperature is reduced to 470°C in order to thin cap the as-grown InAs QDs by GaAs. Thin capping at low temperature is conducted so that anisotropic strain fields cause the change of QD shape, from circular to elongated nanostructures with a nanohole in the middle of each as-grown QD. Without any interruption after the formation of the nanohole template, regrowth of QDs is continued at the same substrate temperature of 470°C. At 1.2-ML regrowth thickness, self-assembled InAs QDMs are formed as shown in the atomic force microscopy (AFM) image in figure 1.⁽¹⁸⁾ By repeating the thin-capping-and-regrowth MBE process for several cycles, high density InAs QDMs are achieved. Multi-stacks of high-density InAs QDMs having dot density of 10^{12} cm⁻² are then overgrown with additional layers to form GaAlAs/GaAs heterostructure and the electrical characteristics will be reported in the next section.

For the growth of InP QDMs, a different MBE growth technique is used. In order to form InP QDs, appropriate lattice mismatch is needed. InP/GaAs interface has a lattice mismatch

of only 3.8% and low dot density can be expected. In order to create energy barrier, $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ which is lattice-matched to the GaAs substrate is used as a buffer and also a capping layer to the underlying InP QDs. The reason that we choose InGaP layer is because it has a wider bandgap comparing to GaAs (1.43 eV) whose bandgap is too close to InP (1.38 eV). Droplet epitaxy of In is conducted as follows: 3.2 ML of In is grown at of 250°C at a growth rate of 1.6 ML/sec. The In droplets are then annealed at 200°C under P_2 pressure of 4×10^{-6} torr. The P_2 beam is produced from a GaP effusion cell. After 10 minutes of annealing, InP quantum rings (Q-rings) are obtained as shown in figure 2. The number of QDs per QD-ring is 10-12 dots. However, the overall dot density of InP QDMs is still too low (less than 10^8 dots/cm²) for PV applications. In order to increase the dot density, different compound composition with higher lattice mismatch would be needed. Therefore, appropriate capping materials for InP QDMs are under investigation using conventional MBE growth process with higher growth temperatures.

EVALUATION OF InAs AND InP QDMS

Strong photoluminescence (PL) at room temperature from high-density InAs QDMs is detected, indicating good dot quality. One stack of high-density InAs QDMs provides a PL peak at 1.075 eV with a full-width-at-half-maximum (FWHM) value of 76 meV as shown in figure 3. Five-stack InAs QDM sample gives stronger photoluminescence with PL peak at 1.053 eV and the same FWHM value of 76 meV. Redshift of PL peak implies that the 5-stack QDM sample has, on the average, larger dots. The FWHM values indicate that both QDM samples have equally uniform dots.

No room-temperature PL signal from InP QDM sample is observed. We believe that the absence of the PL signal is caused by crystal defects associated with low temperature processes and low dot density associated with the formation of QDs on small lattice-mismatched systems.

Form a theoretical point of view, the integration of QDs in a solar cell structure gives rise to an intermediate band as show in the schematic diagram in figure 4. For effective two-photon absorption process, the position of the intermediate band should be at the middle of the bandgap. Meeting this requirement will result in a high efficiency solar cell.

InAs has a small bandgap of 0.34 eV. When InAs QDs are inserted in a GaAs matrix, the quantized energy states would lead to spectral response at long wavelengths beyond the absorption edge of GaAs bandgap (1.43 eV). On the otherhand, InP has a large bandgap of 1.34 eV. Therefore, we can expect a good response at shorter wavelengths which make up a major portion of the solar spectrum. However, a wide bandgap material ($E_g > 3$ eV) is necessary to cap the InP QDMs so that their quantized energy states would function as an intermediate band in the overall solar cell structure.

The quantized energy state of InAs QDMs in the GaAs matrix is approximately 1.1 eV, as indicated from the PL result in figure 3. This value is too close to 1.43 eV, the bandgap of GaAs. A wider bandgap close to 2 eV is required to realize high-efficiency cells. This can be achieved using GaAlAs buffer and capping layers.

In the case of InP with a bulk 1.34-eV bandgap, the quantized energy state of InP QDMs is, therefore, located at a higher energy level. This provides an intermediate band for short wavelength absorption, matching the visible region of the solar spectrum. Based on published PL results,^(21, 22) InP QDs have a PL peak at 1.6 eV at room temperature. Therefore, a wide bandgap (~3 eV) capping material is needed.

To confirm the practicalities of these proposed ideas, multi-stack high-density InAs QDM solar cells are fabricated and their electrical performance measured under different sunlight

conditions. Typical InAs QDM solar cell provides conversion efficiency as high as 25.9% under AM1 100 mW/cm² solar illumination. The spectral response beyond the GaAs band edge of 850 nm, extending to long wavelength regions, has been observed in InAs QDM solar cells.⁽¹⁹⁾ At high sun number, InAs QDM solar cells have stable performance with super-linear increase of their short-circuit current density as shown in figure 5.

CONCLUSIONS

InAs and InP QDMs are grown by modified MBE techniques. Their structural, electrical and optical properties are then evaluated. InAs QDMs, when inserted into GaAlAs/GaAs heterostructure, show good response at long wavelengths beyond 850 nm, the absorption edge of GaAs. Current-voltage characteristics indicate that InAs QDM solar cells have high efficiency and good, stable performance at concentrated sunlight conditions. InP QDMs with their prominent QD-rings feature, on the other hand, do not show photoluminescence at room temperature. This is possibly due to crystal defects created by low-temperature processing of droplet epitaxy. Improvements of InP QDM quality and density are required if this new nanostructure material is to be used as efficient PV cells. In addition, suitable capping materials with wide bandgaps are needed for both InAs and InP QDM-based intermediate band solar cells.

ACKNOWLEDGEMENTS

This research is financially supported by the Asian Office of Aerospace Research and Development (AOARD), U.S. Air Force, and Thailand Research Fund. The authors also acknowledge Chulalongkorn University for the matching fund and the recent support from National Nanotechnology Center of Thailand.

REFERENCES

1. M.Y. Feteiha, G.M. Eldallal, *Renewable Energy* 28, 1097 (2003).
2. M. Mazzer, K.W.J. Bamham, I.M. Ballard, A. Bessiere, A. Ioannindes, D.C. Johnson, M.C. Lynch, T.N.D. Tibbits, J.S. Roberts, G. Hill, C. Calder, *Thin solid films* 511-512, 76 (2006).
3. A.W. Bett, R. Adelhelm, C. Agert, R. Beckert, F. Dimroth, U. Schubert, *Solar Energy Materials & Solar cells* 66, 541 (2001).
4. G.S. Kinsey, R. A. Sherif, H. L. Cotal, P. Pien, R. R. King, E. L. Labios, K. F. Wan, M. Haddad, J. M. Lacey, C. M. Fetzer, N. H. Karam, P. Verlinden, J. Lasich, presented at the 4th WCPEC, Hawaii, 2006.
5. F. Dimroth, G. Pehavz, U. Wittstadt, B. Hacker, A. Bett, presented at the 4th WCPEC, Hawaii, 2006.
6. R. A. Sherif, R. R. King, G. S. Kinsey, H. L. Cotal, C. M. Fetzer, P. Pien, P. Hebert, J. Lacey, A. Paredes, G. Glem, R. Brandt, T. Cavicchi, J. Peacock, N. Karam, presented at the 21st European PVSEC, Dresden, Germany, 2006.
7. C. Algora, I. Rey-Stolle, B. Galiana, J. R. Goonzalez, M. Baudrit, I. Garcia, *III-Vs Review* 18, 40 (2005).
8. T. Markvart, *Solar Electricity*, 2nd ed. (John Willy & Sons Publishers, Chichester, 2000) p.187.
9. T. Takamoto, M. Yamaguchi, S. J. Taylor, M. Yang, E. Ikeda, H. Kurita, *Solar Energy Material & Solar cells* 58, 265 (1999).
10. A. Cheknane, H.S. Hilal, J.P. Charles, B. Benyoucef, G. Campet, *Solid State Sciences* 8, 556 (2006).
11. J. Nelson, *The Physics of Solar Cells*, 1st ed. (Imperial College Press Publishers, London, 2003) p.179.
12. M. Yamakuchi, *Physica E* 14, 84 (2002).
13. M. Yamakuchi, T. Takamoto, K. Araki, *Solar Energy Materials & Solar cells* 90, 3068 (2006).
14. M. Yamaguchi, T. Takamoto, K. Araki, N. Ekins-Daukes, *Solar Energy* 79, 78 (2005).
15. K. Eberl, M.O. Lipinski, Y.M. Manz, W. Winter, N.Y. Jin-Phillipp, O.G. Schmidt, *Physica E* 9, 164 (2001).
16. E. Finkman, S. Maimon, V. Immer, G. Bahir, S.E. Schacham, O. Gauthier-Lafaye, S. Herriote, F.H. Julien, M. Gendry, J. Brault, *Physica E* 7, 139 (2000).
17. Y. Okada, N. Shiotsuka, H. Komiyama, K. Akahane, N. Ohtani, presented at the 20th European PVSEC, Barcelona, Spain, 2005.
18. S. Suraprapapich, S. Kanjanachuchai, S. Thainoi, S. Panyakeow, *J. Microlith., Microfab., Microsyst.* 5, 011008 (2006).
19. S. Ruangdet, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, S. Panyakeow, presented at the 4th WCPEC, Hawaii, 2006.
20. S. Ruangdet, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, S. Panyakeow, presented at the 21st European PVSEC, Dresden, Germany, 2006.
21. A. Kurtenbach, K. Eberl, T. Shitara, *Appl. Phys. Lett.* 66, 361 (1995).
22. A. Moritz, R. Wirth, A. Hangleiter, A. Kurtenbach, K. Eberl, *Appl. Phys. Lett.* 69, 212 (1996).

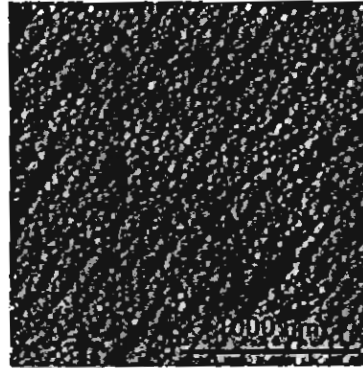


Fig. 1 An AFM image of high-density InAs QDMs grown by multi-cycle thin-capping-and-regrowth MBE process.



Fig. 2 An AFM image of InP QDMs having QD-ring feature.

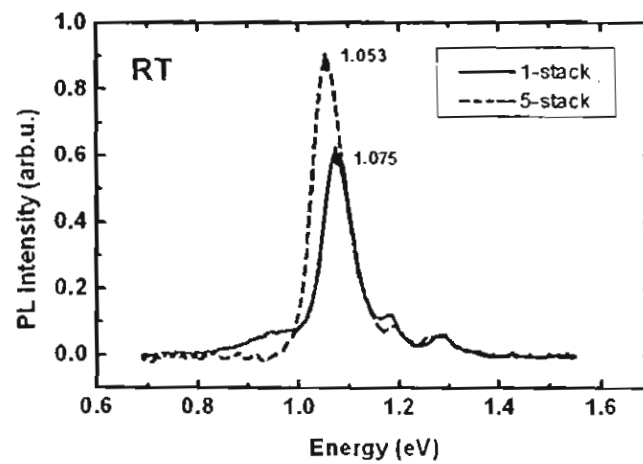


Fig. 3 PL spectra of 1- and 5-stack high-density InAs QDMs

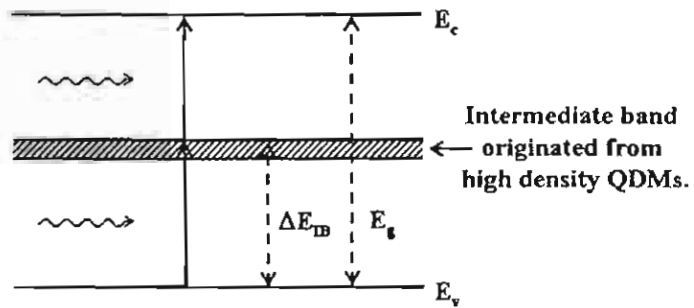


Fig. 4 A schematic energy diagram showing the two-photon absorption process.
 ΔE_{IB} : Intermediate band energy of QDMs.
 E_g : Bandgap of capping semiconductor material.

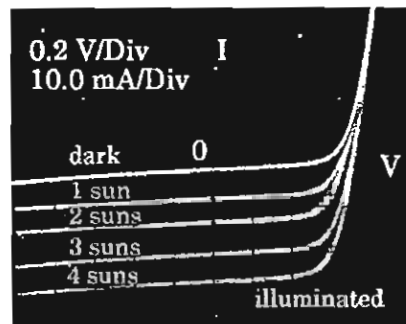


Fig. 5 I-V curves of InAs QDM solar cells at various sun intensities (1~4 suns).

InP Ring-like Nanostructures on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ Grown by Droplet Epitaxy

Wipakorn JEWASUWAN, Somsak PANYAKEOW, and Somchai RATANATHAMMAPHAN

Abstract—We have successfully to fabricate self-assembled InP ring-like nanostructures on lattice-matched $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ on GaAs substrates by solid-source molecular-beam epitaxy using droplet epitaxy technique. The growth sequence is initiated by indium deposition which was intended to form indium droplets and followed by exposure P_2 beam to crystallize the indium droplets to InP. Dependence of the surface morphology on the indium thickness and substrate temperature was investigated. It is observed that the ring-shape nanostructure is formed when indium thickness is 1.6 ML and the ring shape and the ring-like quantum-dot molecule is formed when the indium thickness is thicker than 1.6 ML. The ring-like nanostructure is formed when indium deposition at 120°C and the ring shape and the ring-like quantum-dot molecule is formed when indium deposition at 150°C or higher. The density, height and number of dot per molecule of ring-shape nanostructure also depended on the indium thickness and on the substrate temperature while indium deposition.

Index Terms—Indium compounds, Gallium compounds, Semiconductor growth, Nanotechnology

I. INTRODUCTION

Low-dimension nanostructures have triggered much interest in the theoretical and experimental investigation of their electronic, optical and magnetic properties. Of particular interest are ring-like nanometer-scale structures that have the potential use in the study of the interference of partial waves as a function of magnetic field, i.e., the Aharonov-Bohm (AB) effect [1]. Such measurements yield information about electron decoherent e.g. as a function of temperature. Mesoscopic systems are of interest for experimental to realize detectors of single charges, controlled interference and entanglement in semiconductor nanostructures [2]. Recently, InGaAs, GaSb and SiGe/Si ring structures have been realized by capping self-assembled quantum dots grown by Stranski-Krastanow with a layer thinner than the dot height [3-5]. In these systems, however, the real structures are complex due to the heavy intermixing of the materials [6]. Several groups have made attempts to overcome these problems using droplet epitaxy technique [7]. In this method, the group III nanodroplets are formed on the substrate and the subsequent supply of group V beam transforms the droplets into crystal via reaction with the droplets. This method has some advantages such as the option of low temperature growth, the fabrication of both

lattice-matched and lattice-mismatched systems, and shape of nanostructures well defined by adjusting the group V flux intensity [7]. InP nanostructures are most interesting as a potential platform for optoelectronics in the red light region. However, InP nanostructure forming by droplet epitaxy have not yet investigated. In this work, we present the formation of InP ring-like nanostructures on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ by solid-source molecular-beam epitaxy using droplet epitaxy. Atomic force microscope (AFM) is performed to characterize the nanostructure properties of the InP layers grown on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$. The effect of indium thickness and substrate temperature while indium deposition on InP nanostructures are investigated.

II. EXPERIMENTAL PROCEDURE

All samples were grown in RIBER 32P conventional solid-source molecular-beam epitaxy system. A GaP decomposition source was used as a phosphorus beam source for InP [8] and $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ [9] growth. The InP nanostructure samples were grown on GaAs (100) substrates prepared using standard GaAs prepared conditions. Prior to growth, surface oxide desorption was carried out under As_4 flux at a beam equivalent pressure of 6×10^{-6} torr. The surface oxide was desorbed by slowly ramping substrate temperature until the reflection high energy diffraction (RHEED) pattern showed a clear and abrupt transformation to a (2×4) surface reconstruction. A $\sim 300\text{-nm}$ -thick GaAs buffer layer was first grown at substrate temperature of 600°C with a growth rate of 500 nm/hour . This was followed by the growth of $\sim 200\text{ nm}$ $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ layer, lattice-matched to GaAs, at substrate temperature of 470°C with a growth rate of 500 nm/hour and V/III ratio of 10. During the growth of $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ layer, RHEED showed a (2×1) surface reconstruction. Then, the substrate temperature was reduced to the desired temperature without P_2 beam to minimize the excess P on the surface. Before depositing the indium, we reduced the background pressure of the growth chamber to less than 10^{-9} torr by decreasing the GaP decomposition cell temperature to minimize the initial interaction between indium and phosphorus during the indium deposition. To investigate the effect of indium thickness and substrate temperature while indium deposition, 2 sample series were fabricated. For the first series, a different amount of indium, 1.6, 3.2, 4.8, and 6.4 monolayers (MLs), was deposited on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ layer with a constant indium deposition rate of 1.6 ML/second at 250°C . For the second series, an indium amount of 3.2 ML was deposited with a different of substrate temperature

All authors are with the Department of Electrical Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand.

* Contacting Author : Somchai RATANATHAMMAPHAN (phone: 662-218-6522; fax: 662-251-8991; e-mail: rsomchai@chula.ac.th).

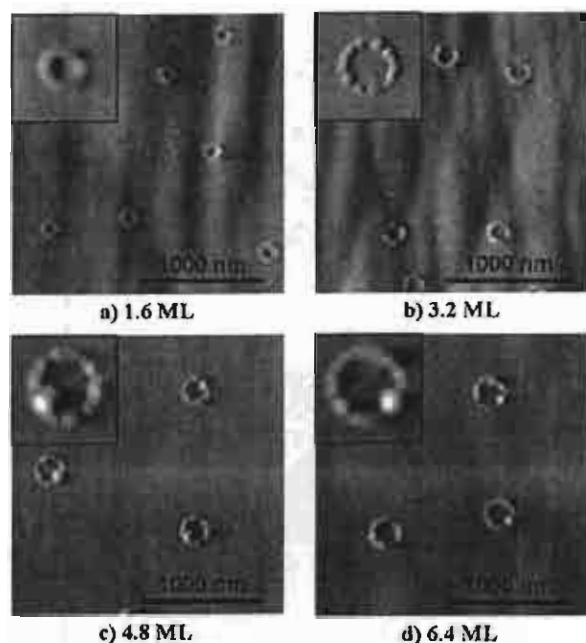


Fig. 1 AFM images of InP nanostructures after indium deposition at 250°C with a constant indium deposition rate of 1.6 ML/s and crystallization at 200°C under 4×10^{-6} torr P_2 flux for 5 minutes with indium thickness of (a) 1.6 ML, (b) 3.2 ML, (c) 4.8 ML and (d) 6.4 ML, respectively.

of 120, 150, 180, and 210°C, respectively, and a constant of indium deposition rate of 1.6 ML/second. Finally, the crystallization processing was carried out under P_2 beam of 4×10^{-6} torr at 200°C for 5 minutes. The surface morphology of nanostructures was examined by a non-contact mode atomic force microscope (AFM) in air.

III. RESULTS AND DISCUSSIONS

A. Effect of indium thickness

Figure 1 shows the surface morphologies of four InP ring-like nanostructure samples grown by varying the indium thickness with a constant 1.6 ML/second indium deposition rate and a constant substrate temperature of 250°C. The indium thicknesses are 1.6, 3.2, 4.8, and 6.4 MLs, respectively. Fig 1 (a) is AFM image of the nano-ring formed by depositing 1.6 ML indium thickness. The outer

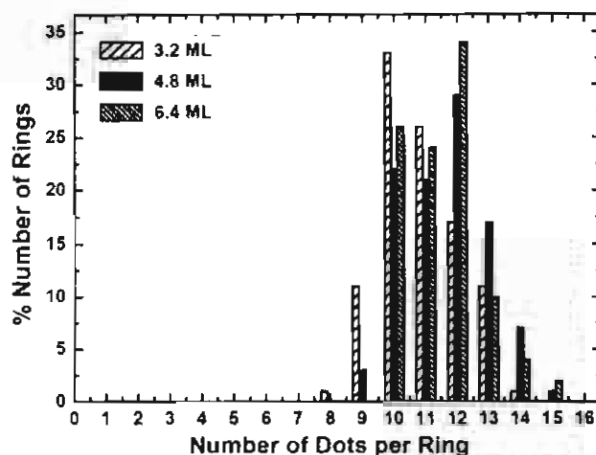


Fig. 2 Distribution of number of dots per molecule of InP ring-shape quantum-dot molecules on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$, collected from 3 samples of various indium thickness with a constant indium deposition rate of 1.6 ML/s.

diameter of the ring is about 144 nm while the inner diameter is about 32 nm, the average height is 2.2 nm and the density is $9.5 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$. It shows a striking contrast to ring-shape quantum-dot molecule formed in the Fig. 1 (b)-(d). Fig. 1(b)-(d) show a similar dependent of ring-shape quantum-dot molecules formed at different indium thickness of 3.2, 4.8, and 6.4 MLs, respectively. The density of quantum-dot molecules is in the range of 1.6×10^7 - $1.1 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$. The density and average number of dots per molecule are increased while increasing the indium thickness. The average diameter of quantum-dots in a molecule is between 40-62 nm depending on the indium thickness. Statistics on the average ring diameter, height and number of dots in the molecule were summarized in the table 1. The distribution of number of quantum-dot per molecule is shown in the Fig. 2. The average number of quantum-dot in a molecule is increased while increasing the indium thickness. The distribution of number of quantum-dot in a molecule is much broader with a increase in the indium thickness. A movement of the distribution center to the right is clearly seen in the figure.

B. Effect of substrate temperature

Fig. 3, observed by atomic force microscope (AFM) shows the dependence of surface morphology on the substrate

Table 1 Summarized results of InP ring-shape nanostructure samples at various indium thickness with a constant indium deposition rate of 1.6 ML/s.

In Thickness (ML)	Morphology	Average Height (nm)	Density (cm^{-2})	Number of Dots per ring	Average outer diameter (nm)	Average inner diameter (nm)
1.6	Quantum Rings	2.2	9.5×10^7	-	144.4	31.9
3.2	Quantum-Dot Rings	4.3	1.6×10^7	8-12	186.1	107.0
4.8	Quantum-Dot Rings	7.0	6.3×10^7	10-12	242.7	119.2
6.4	Quantum-Dot Rings	5.2	1.1×10^7	11-14	231.5	117.8

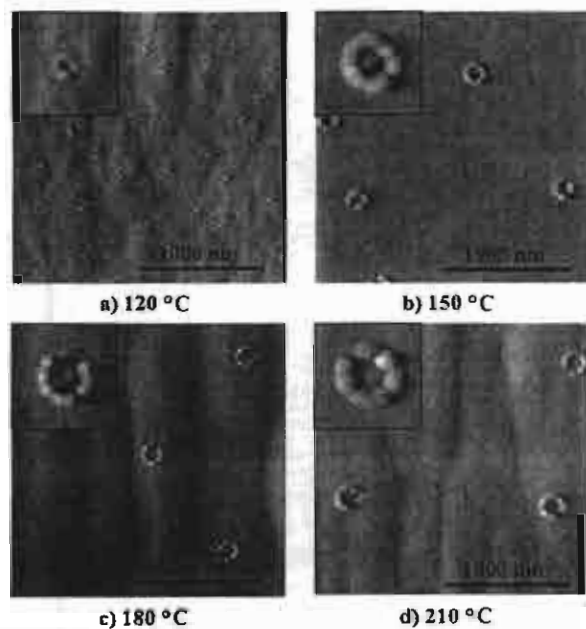


Fig. 3 AFM images of InP nanostructures after indium deposition with a constant indium deposition rate of 0.8 ML/s and crystallization at 200°C under 4×10^{-6} torr P_2 flux for 5 minutes with substrate temperature of (a) 120, (b) 150, (c) 180 and (d) 210°C, respectively. The coverage of indium droplet was approximately 3.2 ML.

temperature while indium deposition with a constant of 0.8 ML/second indium deposition rate. The indium thickness was fixed at 3.2 ML. Fig. 3 (a) is AFM image of nano-crater formed at 120°C. The outer diameter of the crater is about 84 nm while the inner diameter is about 23 nm, the average height is 1.3 nm and the density is $7.4 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$. It also shows a contrast to ring-shape quantum-dot molecule formed in Fig. 3 (b)-(d). Fig. 3 (b)-(d) show a similar dependent of ring-shape quantum-dot molecules have been formed at 150, 180, and 210°C, respectively. The density of ring-shape quantum-dot molecule is varying between 8.4×10^7 - $1.1 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$. Increasing the substrate temperature causes a drastic change in density, size, and the number of dots in a molecule. The density and average number of dots per molecule depend on the substrate temperature. The average diameter and height of quantum-dot in a molecule also depend on the substrate temperature. Statistics of the average ring diameter,

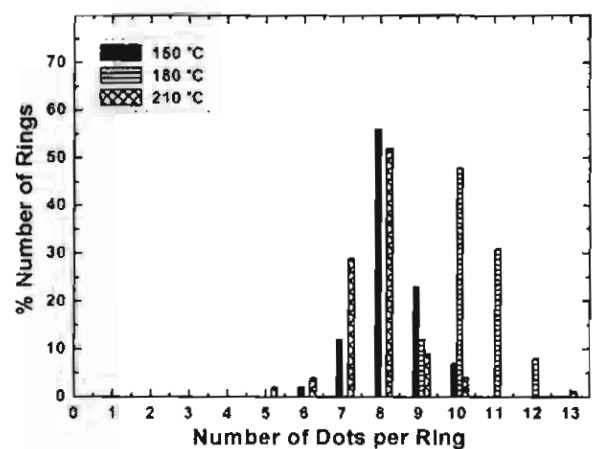


Fig. 4 Distribution of number of dots per molecule of InP ring-shape quantum-dot molecules on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ layers, collected from 3 samples of various substrate temperature with a constant indium thickness of 3.2 ML and indium deposition rate of 0.8 ML/s.

height, and number of dots in a molecule were summarized in the table 2. The distribution of number of quantum-dots in a molecule is showed in the Fig. 4.

The InP ring-shape nanostructures are made by the formation and spread of indium droplets. These droplets were deposited on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ surface. The formation of ring-shape quantum-dot molecules depends on the substrate temperature while indium deposition, amount of indium, and spreading behavior of indium on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ surface. The deviations are due to the wetting nature of $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ surface, interracial energy of the deposit at indium droplets and $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ interface, and temperature. Further studies on this observation are under progress.

IV. CONCLUSIONS

In conclusion, we have presented a simple technique of preparing ring-shape InP nanostructures on lattice-matched $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ on GaAs substrate using solid-source molecular-beam epitaxy by droplet epitaxy method. The effects of indium thickness and substrate temperature on the surface morphology, density, and size of self-assembled InP nanostructures were investigated. The surface morphology depends strongly on the thickness. The ring-shape

Table 2 Summarized results of InP ring-shape quantum-dot molecule samples at various substrate with a constant indium deposition rate of 0.8 ML/s and indium thickness of 3.2 ML.

Substrate Temperature (°C)	Morphology	Average Height (nm)	Density (cm^{-2})	Number of Dots per ring	Average outer diameter (nm)	Average inner diameter (nm)
120	Crater	1.3	7.4×10^8	-	84.1	23.5
150	Quantum-Dot Rings	1.5	1.1×10^8	6-10	174.0	79.5
180	Quantum-Dot Rings	1.9	9.5×10^7	9-13	167.8	84.9
210	Quantum-Dot Rings	3.5	8.4×10^7	5-10	175.3	91.8

nanostructure is formed by deposition of 1.6 ML indium thickness. The ring-shape quantum-dot molecule is formed by deposition of 3.2 ML indium thickness and thickness than 3.2 ML. The density, height and average number of dots per molecule is formed to be dependent upon the indium thickness and on the substrate temperature. The ring-shape nanostructure is also formed at substrate temperature of 120°C. The ring-shape quantum-dot molecule is formed at substrate temperature of 150°C or higher for a constant of indium thickness of 3.2 ML.

ACKNOWLEDGMENT

This work is supported by Thailand Research Fund (TRF), National Nanotechnology Center (Nanotec), Ministry of Education through the commission of Higher Education (CHE), and Chulalongkorn University. The authors also would like to thank Mr. Boonchuay Supmonchai for his fruitful discussion, Mr. Supachok THAINOI, Mr. Pornchai CHANGMAUNG, and Mr. Poonyasiri BOONPENG for their technical assistance.

REFERENCES

- [1] Y. Aharonov, D. Bohm, "Significance of Electromagnetic Potential in the quantum theory", *Phys. Rev.*, Vol.115, pp.485-491, 1959.
- [2] A.E. Hansen, A. Kristensen, S. Pedersen, C.B. Sorensen, P.E. Lindelof, "Mesoscopic decoherence in Aharonov-Bohm rings", *Phys. Rev. B*, vol. 64, pp.045327(1)-045327(5), 2001.
- [3] D. Granados, J.M. Garcia, "In(Ga)As self-assembled quantum ring formation by molecular beam epitaxy", *Appl. Phys. Lett.*, vol. 82, pp. 2401-2403, 2003.
- [4] S. Kobayashi, C. Jiang, T. Kawazu, H. Sakaki, "Self-Assembled growth of GaSb Type II Quantum Ring Structures", *Jpn. Appl. Phys.*, vol. 43, L662-664, 2004.
- [5] J. Cui, Q. He, X.M. Jiang, Y.L. Fan, X.J. Yang, F. Xue, and Z.M. Jiang, "Self-assembled SiGe quantum rings grown on Si(001) by molecular beam epitaxy", *Appl. Phys. Lett.*, vol.83, pp.2907-2909, 2003.
- [6] J.M. Garcia, G. Medeiros-Ribeiro, K. Schmidt, T. Ngo, J.L. Feng, A. Lorke, J. Kotthaus, P.M. Petroff, "Intermixing and shape changes during the formation of InAs self-assembled quantum dots", *Appl. Phys. Lett.*, vol.71, pp.2014-2016, 1997.
- [7] T. Mano, N. Koguchi, "Nanometer-scale GaAs ring structure grown by droplet epitaxy", *Journal of Crystal Growth*, vol. 278, pp. 108-112, 2005.
- [8] Somchai R., Supachok T., Pornchai C., Suwat Sopitpan, and Choompol A., "Molecular beam epitaxy growth of InP layers on GaAs substrates using GaP decomposition source", *Journal of Crystal Growth*, vol. 227-228, pp. 260-265, 2001.
- [9] Tomoya S. and Karl Eberl, "Electronic properties of InGaP grown by solid-source molecular-beam epitaxy with a GaP decomposition source", *Appl. Phys. Lett.*, vol.65, pp.356-358, 1994.

Wipakorn Jevasuwan recieved the B. Eng. degrees in electrical engineering from Kasetsart University, Thailand in 2001 and M. Eng. degrees in electrical engineering from Chulalongkorn University, Thailand in 2004. Now she is a Ph.D. student at the electrical engineering department, faculty of engineering, Chulalongkorn University.

Somsak Panyakeow recieved the B. Eng., M. Eng. and D. Eng. degrees, all in electrical engineering from Osaka University, Japan in 1969, 1971 and 1974 respectively. In 1974, he began to work at the Electrical Engineering Department, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University as a lecturer. He was a pioneer to set up the Semiconductor Device Research Laboratory (SDRL) at Chulalongkorn University in 1975. He was an Assistant Professor and an Associate Professor in 1977 and 1980 respectively. He was appointed to be a Full Professor of the department in 1982. He has been engaged in research on photovoltaic devices and systems since 1975. His long research experience on laser engineering since 1970 is another his contribution. His recent research work is in the area of Molecular Beam Epitaxy for quantum devices and nanoelectronics.

Somchai RATANATHAMAPHAN received the B.Eng, M.Eng and D.Eng. degrees in electrical Engineering from Chulalongkorn University, Thailand in 1984, 1988 , and 1993, respectively. From 1986 to 1987, he was with Waseda university as a research student. From 1989 to 1990, he was with Tokyo Institute of Technology as a research student. During his doctoral work, he developed the combined technique of supersaturation and two-phase solution LPE growth of GaAs-GaAlAs single quantum well lasers by using a horizontal sliding boat with lateral sliding mechanism. In 1993, he joined the Department of Electrical Engineering, Chulalongkorn University as a lecturer. He became an assistant Professor and an Associate Professor in 2000 and 2003 respectively. Recently, he also has been engage in the research of fabrication technologies of ultrafine structure for nanoelectronics and photonics by molecular-beam epitaxy.

Effect of the electric field on the linear polarization property of binary quantum dots

Nan Thidar Chit Swe, Suwaree Suraprapich, Chanin Wissawinthanon, and Somsak Panyakeow

*Semiconductor Device Research Laboratory
Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering,
Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand
Phone: 0-2218-6500, Fax: 0-2251-8991, E-mail: Chanin.W@chula.ac.th*

Abstract—The splitting and shifting of eigen-energy levels of coupled binary quantum dots was theoretically studied. The amount of splitting as a function of applied electric field strength, in particular, was investigated. The eigen-energy of the system was calculated from the time-independent Schrödinger equation using a finite-difference method. It was found that a larger electric field leads to a larger amount of eigen-energy splitting. Since the degree of linear polarization is related to the amount of splitting of the eigen-energies, we can expect that the binary quantum dots should exhibit a stronger degree of linear polarization with increasing applied electric field.

Keywords: binary quantum dots, eigen-energy splitting, linear polarization

I. INTRODUCTION

During these recent years the improvement of epitaxial crystal growth techniques such as MBE and MOCVD have become mature and have been used to fabricate various kinds of high-quality quantum-dot-based nanostructures [1-3]. These structures have been attractive because their electronic and optical properties are, in many circumstances, superior to the conventional ones. Our novel InAs binary quantum dots (artificial diatomic molecules) with various dot sizes and separations were successfully grown on (001) GaAs substrates by MBE [4]. An AFM image reveals that the shape of individual dots is almost circular on the substrate plane, as shown in the insets of Fig. 1, and the photoluminescence (PL) from these individual dots do not show a linear optical polarization property [5]. A preliminary experimental investigation on binary dots, however, shows that the PL exhibits a degree of linear polarization—defined as the ratio $(I_{\max} - I_{\min}) / (I_{\max} + I_{\min})$, where $I_{\max}$ and $I_{\min}$ are the maximum and the minimum PL intensity of the detected signal, respectively—of approximately 8%. The manifestation of this amount of linear polarization degree is thus attributed to the effect of coupling between the dots in the binary system. In order to better understand this optical property, which was not found in isolated quantum dots, we took a quantum mechanical approach.

Eigen-energies and eigen-functions of a carrier in quantum nanostructure can, in general, be obtained by solving the

Schrödinger equation. When the potential is constant in the binary quantum dot system, the Schrödinger equation can be solved easily using a direct analytical method. But when the system is subject to an externally applied electric field, the change in shape of the potential barrier depends on the strength of the electric field, and thus it is not easy to solve the Schrödinger equation by an analytical technique such as the perturbation method. In such a case, the Schrödinger equation with electric-field potential in the Hamiltonian must be solved by a numerical method. Since our purpose is to investigate the behavior of the eigen-states of the binary quantum dot system under various externally applied electric field strengths, a well-established finite-difference method is an appropriate choice [6]. In doing so, we first constructed a mathematical model of our binary quantum dot system and proceeded with the numerical calculation to obtain the results. A more detailed discussion is as follows.

II. MATHEMATICAL MODEL AND APPROACH

The optical polarization anisotropy of the photoluminescence from InAs/GaAs binary quantum dots grown in-house by a molecular-beam epitaxial technique was experimentally measured and the result was published elsewhere [4]. The origin of this property was theoretically calculated from the quantum mechanical point of view. Optical properties of the photoluminescence from a semiconductor structure may be well understood by knowing the eigen-energy states of the carriers (electrons and holes) in the structure, which, in turn, may be obtained by solving the Schrödinger equation with an appropriate Hamiltonian relevant to the quantum-dot system. In this work, the binary quantum well structure is used as a model of the binary quantum dots are embedded in the GaAs surrounding matrix. Each embedded quantum dot is modeled as a quantum well and the surrounding GaAs region as the barrier because of their different energy bandgaps, as shown in Fig.1, in which the bandgaps of InAs dots and bulk GaAs are 1.1 eV and 1.43 eV, respectively.

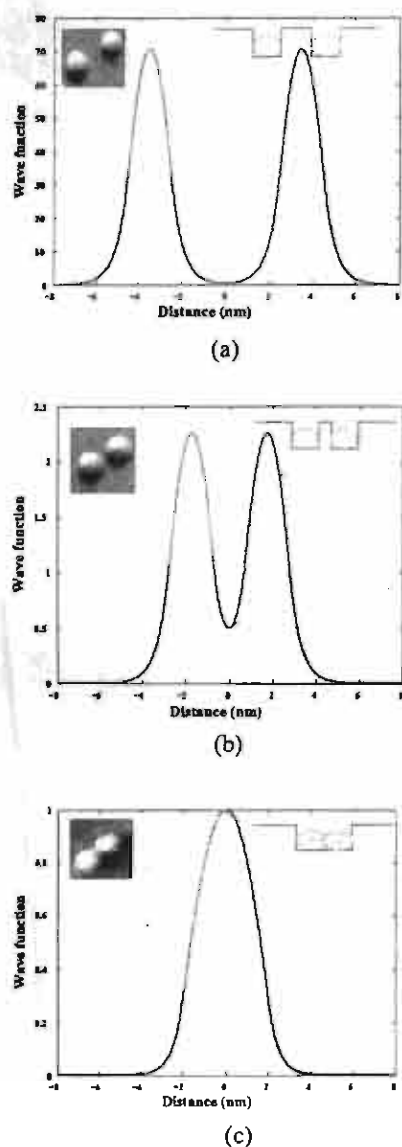


Fig. 1 The ground-state wavefunction of a double quantum well for the case of (a) no coupling, (b) moderate coupling, and (c) maximum coupling

The Schrödinger equation for the binary quantum-dot system in the x -direction can be expressed as

$$-\frac{\hbar^2}{2m} \frac{d^2\Psi}{dx^2} + V(x)\Psi(x) = E\Psi(x)$$

For this equation, $\hbar$ is the Planck's constant, m is the effective mass of the electron, and for the simplicity we assumed that the effective mass of the InAs region and GaAs region were the same. $\Psi(x)$ and E are the eigen-function and the eigen-

energy of the particle, respectively. In our model, the height of the potential barrier is virtually the difference between the bandgap energies of InAs dots and the GaAs (bulk) surrounding matrix which is 0.33 eV. For simplicity we assumed that two quantum dots have the same size. The system of the equation can be calculated easily using the normalized unit $\hbar^2/2m=1$ and the ratio of the energy values is still unchanged. The Schrödinger equation can be solved numerically by the matrix diagonalization scheme in the finite-difference method. Solving the equation by matrix digitalization method, we obtained the eigen-energies and eigen-functions of the system. The Matlab® programming language has efficiently diagonalizable tri-diagonal matrix and can solve for the eigen-values and eigen-functions. Since almost all the optical transitions occurs between the ground-state energy levels, we focused on the behavior of the ground-state energy level as the size and the separation of the quantum dots in the binary system changes, and also under various externally applied electric field strengths. When the electric field is applied to the double quantum dot system, the electric field affects the symmetry of the barrier and consequently affects the coupling of the quantum dots. For the calculation, the Hamiltonian of the system is changed to $H = H_0 + eFd$ where H_0 is the ordinary zero-field quantum well Hamiltonian, e and d are the electronic charge and the dot separation, respectively, and F here is the externally applied electric field.

III. NUMERICAL RESULTS AND DISCUSSION

First of all we analyzed the coupling characteristic of the binary quantum dots without the applied electric field. As shown in Fig.2 (c), for fixed values of the well width and the barrier height, the ground-state energy levels begin to split when the potential wells interact with each other so that the quantum mechanical coupling occurs between the binary quantum dots. The amount of energy splitting depends on the dot separation. The magnitude of the splitting energy is the highest when two coupled quantum dots fuse together. When this happens the top-most and the bottom-most of the splitting energy levels are identical to the first excited-state and ground-state energy levels of a single, isolated double-sized potential well, respectively. Higher energy levels obtained from our calculations also show a similar behavior. After that we considered the system under an applied electric field F along the positive direction of well x . The wave functions tilt in the quantum wells and the barrier height is significantly lowered by electric field. When we apply a stronger electric field to the system, the wave functions change rapidly and they are not confined in the quantum wells anymore. We wish to know 'bound-state' energy splitting caused by the electric field, we therefore apply a weak electric field to the system to maintain the wave function in the wells.

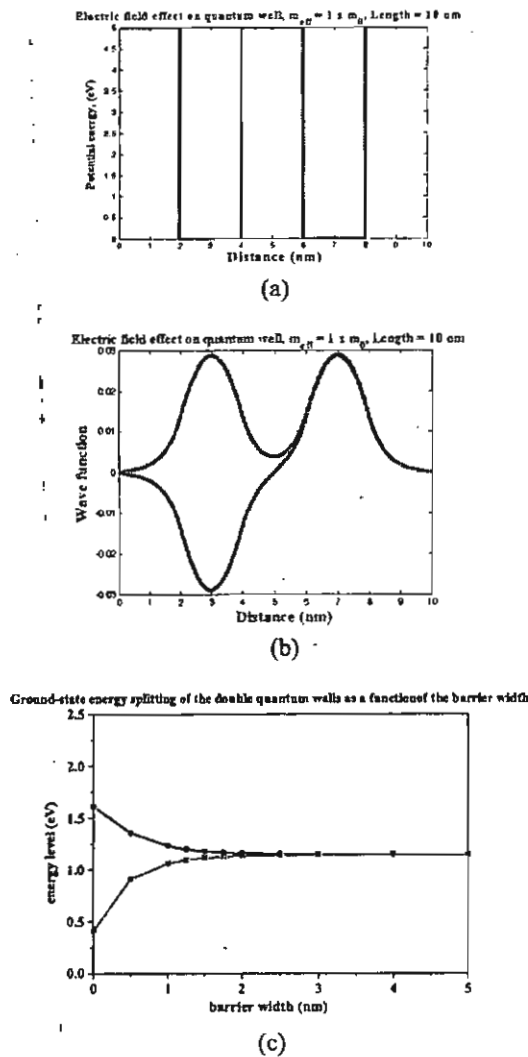


Fig. 2 (a) potential function, (b) lowest-order even and odd wavefunctions, and (c) splitting of energy levels with no applied electric field

In Fig.3 (a) and (b), when a small amount of electric field was applied to the binary quantum wells, the shape of the quantum wells distorts slightly. The amplitude of the wave function in the second well decreases while that in the first well increases. The drop in intensity in the second well allows one to roughly estimate the strength of the lateral field. After that we increased the separation of the quantum dots while keeping the strength of the applied electric field constant. Comparing with Fig. 2(c), we can see the larger energy splitting caused by the external electric field. When the dot separation is small enough, the energy level splitting produced by the electric field is similar to the case of no applied electric field. But when the separation of the dot is larger than a certain value, the amount of energy splitting becomes more pronounced.

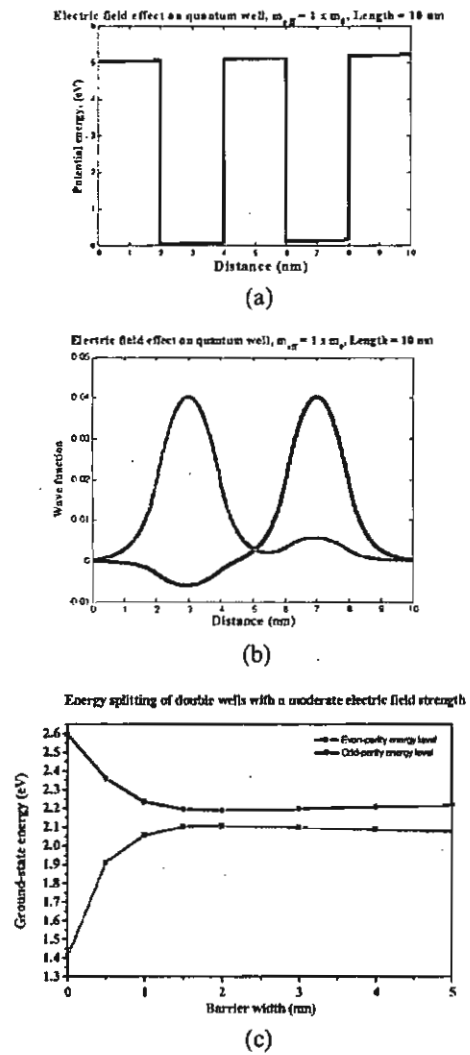


Fig. 3 (a) potential function, (b) lowest-order even and odd wavefunctions, and (c) splitting of energy levels with an applied electric field

Fig. 4 shows the plot of the amount of energy splitting (normalized to the difference in energy of the first-excited state and the ground state) as the function of electric field strength. It is clearly seen that the degree of energy splitting monotonically increases with the electric field strength. Firstly, the amount of energy splitting increases as the separation of the binary quantum dots is reduced, and the binary quantum dots shows an even larger energy splitting when the electric field is applied to the system. As an example, we have a binary quantum dot system modeled as binary quantum wells, each of size 2 nm and having an inter-dot separation of 2 nm. For the case of $F = 0.0001$, the ratio of ground-state energy splitting is 0.37435 and the ratio increases when the strength of the applied electric field is increased, as shown in Fig. 4.

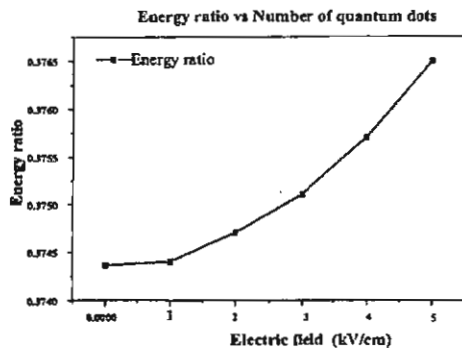


Fig. 4 Degree of energy level splitting as a function of electric field strength

Since the degree of linear polarization is related to the amount of splitting of the eigen-energies [7], we can expect that the binary quantum dots should exhibit a stronger degree of linear polarization with increasing electric field.

It was found that the photoluminescence from quantum dots exhibits a certain degree of linear polarization when the individual dots have shape anisotropy [8]. In the case of binary quantum dots, when the dots fuse together, the shape of the fused quantum dot becomes more anisotropic and we can get the polarization because of shape anisotropy. But the polarization from this situation is small compared with that of conventional (long) quantum wires [9]. However, for a specific system of binary quantum dots the applied electric field helps to get a larger amount of energy splitting, and hence a larger degree of linear optical polarization.

IV. CONCLUSION

The degree of linear optical polarization anisotropy of photoluminescence from InAs/GaAs binary quantum dots was theoretically investigated using a quantum mechanical approach. The binary quantum-dot system was modeled as one-dimensional coupled double quantum wells, with the well and the barrier regions corresponding to the InAs quantum dot and the GaAs capping layer, respectively. A finite-difference method implemented with a Matlab® programming language was developed to numerically solve the Schrödinger equation for the eigen-energies of our quantum-dot system. The amount of splitting of the ground-state energy levels of the system was calculated as a function of the potential well width, the barrier width, and the barrier height, with and without the applied electric field. The amount of splitting was found to be increasing with decreasing separation between binary quantum dots. When an electric field is applied, the potential function of the system is tilted and the wavefunctions for the ground state and the next higher state are modified. In this case the splitting of the energy levels is larger than the former case with the same set of parameters (dot size, dot separation, and barrier height). It is found that the splitting is increased when the strength of the electric field is increased. Since the degree

of linear polarization is related to the amount of splitting of the eigen-energies, we can expect that the binary quantum dots should exhibit a stronger degree of linear polarization with increasing applied electric field.

ACKNOWLEDGEMENT

The authors would like to acknowledge National Nanotechnology Center (NANOTEC) of Thailand, Thailand Research Fund (TRF), and Japan International Cooperation Agency (JICA)'s Project on the ASEAN University Network/Southeast Asian Engineering Development Network (AUN/SEED-Net) for the financial supports on this project.

REFERENCES

- [1] T. Fukui, S. Ando, and Y. Tokura "GaAs tetrahedral quantum dot structures fabricated using selective area metal organic chemical vapor deposition", *Appl. Phys. Lett.*, 58(18), pp. 2018-2020, 1991.
- [2] Z. M. Wang, K. Holmes, Yu. I. Mazur, and G. J. Salamo, "Fabrication of InGaAs quantum-dot chains on GaAs (100)", *Appl. Phys. Lett.*, 84(11), pp. 1931-1933, 2004
- [3] G. Cantele, G. Piacente, D. Ninno, and G. Iadonisi "Optical anisotropy of ellipsoidal quantum dots", *Physical Review B* 66, pp. 113308-113311, 2002
- [4] S. Suraprapich, Y. M. Shen, Y. Fainman, S. Panyakeow, and C.W. Tu, "Growth of self-assembled quantum dots, quantum rings, and lateral bi-quantum-dot molecules by gas-source molecular beam epitaxy", presented at the 210th Electrochemical (ECS) Meeting, Cancun, Mexico, October 30, 2006
- [5] N. Chit Swe, S. Suraprapich, S. Thainoi, P. Changmoang, C. Wissawinthanon, and S. Panyakeow, "Polarized photoluminescence of InAs/GaAs linearly aligned quantum dots", the 28th Thailand's National Electrical Engineering Conference Proceedings, Vol. II, pp. 1133-1136, 2005
- [6] J. Lee, W. Chou, C. Yang and G. J. Jan "Eigen-Energies and Eigen-Functions of Symmetroidal Quantum Dots", *Chinese Journal of Physics*, Vol. 42, No. 1, pp. 102-116, 2004
- [7] N. Chit Swe, C. Wissawinthanon, and S. Panyakeow, "Theoretical Investigation on the Optical Polarization Anisotropy of the Photoluminescence from InAs/GaAs Linearly Aligned Quantum Dots", the 29th Thailand's National Electrical Engineering Conference Proceedings, Vol. II, pp. 733-736, 2006
- [8] A. F. J. Levi, "Applied Quantum Mechanics" (Cambridge University Press, 2003)
- [9] J. Hu, L. Li, W. Yang, "Linearly Polarized Emission from Colloidal Semiconductor Quantum Rods", *J. Atmos. Sci.* 54, 606 (1997)

The Effects of Substrate Mounds and Pits on the Periodicity of Cross-Hatch Surface and Subsequent Formation of Quantum Dots

Cho Cho Thet, Songphol Kanjanachuchai, and Somsak Panyakow,

Semiconductor Device Research Laboratory, Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok, 10330

Abstract—Self assembled InAs QDs on cross-hatch virtual substrate (VS) consisting of 50-nm-thick $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}(001)$ are grown. The periodicity of cross-hatch patterns are collapsed due to the formation of substrate mounds and pits during pre-heat GaAs substrate. The subsequent growth of QDs on the deformed cross-hatch surface is studied by atomic force microscopy (AFM).

Index Terms—InAs Quantum Dots, Cross-hatch Virtual Substrate, Substrate Pits, Atomic Force Microscopy

I. INTRODUCTION

The growth of ordered quantum dots on cross-hatch surfaces has gained much interest for single electron transistors [1,2] and quantum computing architectures [3,4]. Cross hatches are developed from the relaxation of misfit strains in semiconductor heterostructures. For a small lattice-mismatched system ($<2\%$), the growth occurs layer-by-layer via a step flow mechanism. After a certain thickness has been reached, 60° dislocations are formed at the heterointerface and propagate into the epitaxial layer and results in surface undulation or cross hatches. The development of cross-hatch patterns has been demonstrated in various material systems such as $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ [5], $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{InP}$ [6] and $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}$ [7], all are attributed to misfit dislocations and glides. Periodicity of cross-hatch surface serves as subsequent ordered quantum dots (QDs) growth for various lattice mismatched systems such as $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ [8,9] and $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}$ [7]. However thermal oxide desorption at high temperature (580°C) can degrade the quality of GaAs substrate surface and gives rise to the formation of pits across the substrate surface [10-12]. Recently, Ga-triggered oxide desorption has been able to achieve to suppress the formation of surface pits during the conventional thermal oxide desorption [13].

C.C. Thet is in the Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand, phone: 662-218-6522, Fax: 662-218-6523, e-mail: c_chothet@yahoo.com

In this paper, the formations of substrate mounds and pits which distort the periodicity of cross hatches are reported. The

effects of substrate pits and humps or mounds on the periodicity of cross-hatch patterns are discussed. Finally, a major difference

in the formation patterns of InAs QDs on the substrate with humps, pits and without pits is presented.

II. EXPERIMENTAL DETAILS

All samples are grown on semi-insulating (001) GaAs wafers by RIBER 32P solid-source MBE system. In order to control the surface reconstruction in real time, *in situ* reflection high-energy electron diffraction (RHEED) is used throughout the growth. A schematic diagram of grown structure for the experiment is shown in Fig. 1. After oxide desorption of the substrate, a 300-nm-GaAs buffer layer is grown at 580°C . The substrate temperature is then reduced to 500°C and 50-nm- $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($x=0.13$ and 0.15) layers are grown. The growth rates of the GaAs and InGaAs layers are 0.34 and 0.4 ML/s. The substrate temperature is then reduced to 470°C prior to the growth of 0.8 ML of InAs QDs with a low growth rate of 0.01 ML/s. After the QD formation, the growth interruption times 30 second is introduced to improve the uniformity of QDs size [14] before the substrate temperature is ramped down to 100°C . The surface morphology of the sample can be observed by *ex-situ* AFM. The As/Ga flux ratio is kept at 25 throughout the growth where the background As_4 pressure is 3.5×10^{-6} Torr.

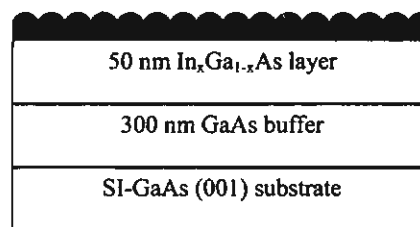


Fig. 1. Schematic diagram of the grown structure.

III. RESULTS AND DISCUSSION

The AFM images of the surface morphology of QDs on the cross-hatch VS are shown in Fig. 2. It is clear from the figures that the cross hatches occur along the $[110]$ and $[1\bar{1}0]$ directions since 50 nm of $\text{In}_{0.13}\text{Ga}_{0.87}\text{As}$ and $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ layer are significantly larger than the critical thickness (h_c) required for misfit dislocations ($\sim 10h_c$) according to Matthews and Blakslee's force-balance model [15]. However, in sample with some humps and mounds in Fig. 2(b) and with pits Fig. 2(c), some threading dislocations are blocked by surface mounds and pits. Therefore, they cannot propagate until to reach the epitaxial layer as shown the AFM image in Fig. 2(a). This means that the periodicity of cross-hatch pattern is collapsed by mounds and pits. The density of cross hatches without surface pits and mounds is $8.48 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}$ and with substrate mounds and pits are 7.04×10^6 and $6.56 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}$ for these samples respectively.

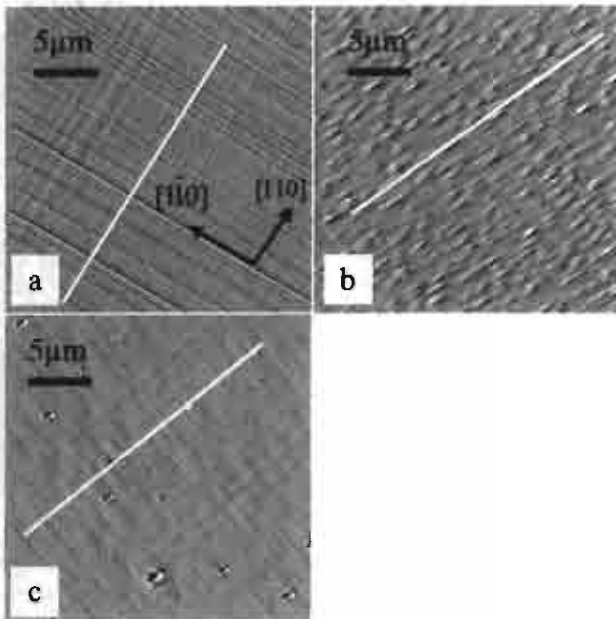


Fig. 2. AFM images of 0.8 ML of InAs QDs grown on 50-nm $\text{In}_{x}\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ (001) cross-hatch VS (a) smooth surface ($x=0.15$) (b) with humps and mounds ($x=0.13$) and (c) with pits ($x=0.85$).

A cross-sectional profile along the corresponding white lines drawn on surface of AFM images in Fig. 2 is shown in Fig. 3. We can clearly see from the Fig. 3 that that surface mounds are rounded crests and always show upward steps. The net number of upward steps along the white line $[110]$ direction is 9 and an average width to height aspect ratio for Fig. 3(b) is 412:1. On the other hand, pits are deep holes and have downward steps. The net number of downward steps along the white line $[110]$ diagonal direction in Fig. 3(c) is 4 and average width to height aspect ratio is 63:1. Peak-to-valley amplitudes from the line profiles are 2.74, 11.01 and 25.59 nm respectively. Therefore, line profiles of the surface undulating topography in sample with mounds and pits are larger peak-to-valley amplitude

values than a smooth surface without having any these surface structures. Correspondingly, the root mean-square (rms) roughness increases in sample with mounds and pits. The rms roughnesses for these three samples are 0.6866, 1.661 and 2.014 nm respectively. The surface roughness is attributed to inhomogeneous GaAs consumption resulting in pit formation after oxide desorption [16,17]. This roughening increases with thicker oxide desorption at higher oxide desorption temperature [16]. In our experiments, samples are always pre-heated for three hours—from 30°C to 450°C (1hr) and hold for 1 hr at 450°C and then from 450°C to 30°C (1hr)—in order to remove the contaminations mainly water from the GaAs substrate surface before doing oxide desorption step. In our case, substrate surface roughnesses are attributed to improper way of pre-heat the sample at the beginning stage of sample preparation before doing any growth process.

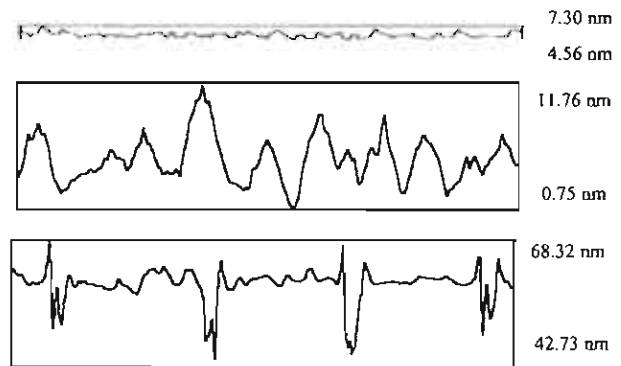


Fig. 3. Typical line profiles along the corresponding white lines drawn on surface of AFM images shown in Fig. 2. Note that, increasing peak-to-valley amplitude for each line profile depends on surface roughness due to humps, mounds and pits. The horizontal scan spans $25\mu\text{m}$.

When the subsequent growth of InAs QDs is nucleated on the top of collapsed cross hatches, as a consequence, the following growth of QDs is also deformed in shape. The $3 \times 3 \mu\text{m}^2$ AFM in Fig. 4 shows the clear nucleation of different formation of QDs grown on between the smooth and rough surface substrates. From this Fig. 4, the number of QDs smooth surface are $6.14 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ and on the substrate mounds and pits are, 4.60×10^9 and $3.93 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$, respectively. A high density, uniform size and round-shaped QDs can only be nucleated only on the perfect cross-hatch surfaces which do not have any mounds and pits. On the other hand, low-density QDs on the cross hatch with mounds tend to inhomogeneous in size and with pits are not round shapes (lens-shape) in QDs. Therefore, the unavoidable formation of substrate humps and pits affects the periodicity of cross-hatch surface and also reduces the density of subsequent formation of QDs on this surface. The degradation of the density of cross hatches and QDs on the substrate surface with mounds and pits give the evidence due to the incomplete removing the contaminations from the substrate surface during the pre-heat process of GaAs substrate.

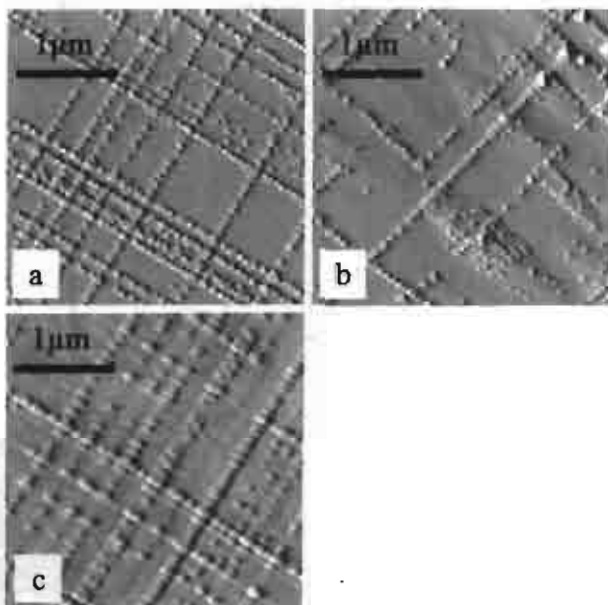


Fig. 4. AFM images of 0.8ML of InAs QDs grown on 50-nm $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ (001) cross-hatch VS (a) smooth surface ($x=0.15$) (b) with humps and mounds ($x=0.13$) and (c) with pits ($x=0.15$).

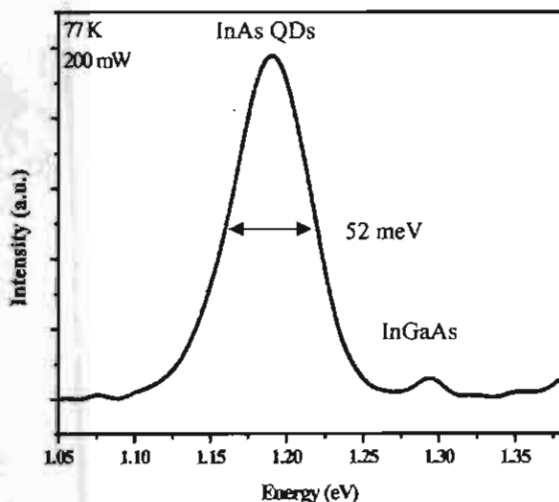


Fig. 5. Low temperature PL spectra of 0.8 ML of InAs QDs on 50 nm of $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ cross-hatch virtual substrate.

To characterize the optical properties of QDs on the cross-hatch VS, low temperature photoluminescence (PL) measurement is carried out. Fig. 5 shows PL spectra of the QDs arrays on the VS for the sample without substrate mounds and pits. There are two distinct peaks in PL spectra. While the main peak at 1.19 eV corresponds to InAs QDs, the sub-peak at 1.30 eV attributes to the InGaAs layer. The full width at half maximum (FWHM) is 52 meV. It should be noted that the luminescence of QDs on the VS is rarely degraded although

QDs are reproduced on the dislocations. We believe that the intensity of QDs on the VS with mounds and pits will be lower and PL linewidth also will be broader due to the lower density of QDs and inhomogeneous broadening of QDs on the collapsed cross-hatch VS as shown in AFM images of Fig. 4(b) and (c).

We do not know the mechanism clearly yet that the different formation of surface roughening between surface mounds and pits during the pre-heat process of samples. However, surface roughening can be suppressed by preheating the samples properly.

IV. CONCLUSION

In conclusion, InAs quantum dots are grown on cross-hatch $\text{InGaAs}/\text{GaAs}$ virtual substrate. QDs are aligned along the $\langle 110 \rangle$ crystallographic directions. We have shown that the periodicity of QDs on the cross hatches are collapsed due to the nucleation of surface mounds and pits during the pre-heat process of substrates improperly.

ACKNOWLEDGMENT

The authors acknowledge financial supports from ASEAN University Network / Southeast Asia Engineering Education Development Network (AUN/SEED-Net), Thailand Research Fund (TRF), Asian Office of Aerospace Research and Development (AOARD), and National Nanotechnology Center (NANOTEC).

REFERENCES

- [1] P.W. Li, W.M. Liao, David M.T. Kuo, and S.W. Lin, P.S. Chen, S.C. Lu, and M.J. Tsai, Fabrication of a germanium quantum-dot single-electron transistor with large Coulomb-blockade oscillations at room temperature, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 85, pp. 1532-1534, (2004).
- [2] K. D. Osborn, Mark W. Keller, R.P. Mirin, Single-electron transistor spectroscopy of InGaAs self-assembled quantum dots, *Physica E* 21, pp. 501-505, (2004).
- [3] O.S. Lent, P.D. Tougaw, and W. Porod, Bistable saturation in coupled quantum dots for quantum cellular automata, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 62, pp. 714-716, (1993).
- [4] J. Timler and C.S. Lent, Power gain and dissipation in quantum-dot cellular automata, *J. Appl. Phys.*, Vol. 91, pp. 823-831, (2002).
- [5] K. Rajan, R. Devine, W. T. Moore, and P. Magine, Dislocation structure in $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ strained-layer superlattices, *J. Appl. Phys.*, 62, pp. 1713-1716, (1987).
- [6] H. Dumort, L. Auvray, J. Dazord, V. Soulier, Y. Monteil, and J. Bouix, Strain-induced surface morphology of slightly mismatched $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ films grown on vicinal (100) InP substrates, *J. Appl. Phys.* 85, pp. 7185-7190, (1999).
- [7] S. Yu. Shiryayev, F. Jensen, J. Lundgaard Hansen, J. W. Petersen, and A. N. Larsen, Nanoscale structuring by misfit dislocations in $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}$ epitaxial systems, *Phys. Rev. Lett.* 78, pp. 503-506, (1997).
- [8] D. Pan, J. Xu, E. Towe, Q. Xu, and J. W. Hsu, Self-organization of $(\text{In,Ga})\text{As}/\text{GaAs}$ quantum dots on relaxed $(\text{In,Ga})\text{As}$ film, *Appl. Phys. Lett.* 73, pp. 2164-2166, (1998).
- [9] R. Leon, S. Chaparro, S. R. Johnson, C. Navarro, X. Jin, Y. H. Zhang, J. Siebert, S. Marcinkevicius, X. Z. Liao, and J. Zou, Dislocation-induced spatial ordering of InAs quantum dots: Effects on optical properties, *J. Appl. Phys.* 91, pp. 5826-5830, (2002).
- [10] A. J. SpringThorpe, S. J. Ingre, B. Emmertorfer, P. Mandeville, and W. T. Moore, Measurement of GaAs surface oxide desorption temperatures, *Appl. Phys. Lett.* 50, 77-79 (1987).
- [11] T. Vao Buuren, M. K. Weimer, I. Athwal, K. M. Colbow, J. A. Mackenzie, T. Tiedje, P. C. Wong and K. A. R. Mitchell, Oxide

thickness effect and surface roughening in the desorption of the oxide from GaAs. *Appl. Phys. Lett.* 59, pp. 464-466 (1991).

- [12] G. W. Smith, A. J. Pidduck, C. R. Whitehouse, J. L. Gasper, A. M. Kier, and C. Pickering. Surface topography changes during the growth of GaAs by molecular beam epitaxy. *Appl. Phys. Lett.* 59, 3282-3284 (1991).
- [13] J. H. Lee, Zh. M. Wang, and G. J. Salamo. Ga-triggered oxide desorption from GaAs (100) and non-(100) substrate. *Appl. Phys. Lett.* 88, pp.252108-1-252108-3 (2006).
- [14] S. Kiravittaya, Y. Nakamura, and O. G. Schmid. Photoluminescence linewidth narrowing of InAs/GaAs self-assembled quantum dots. *Physica E* 13, pp.224-228, (2002).
- [15] J. W. Matthews, and A. E. Blakelock. Defects in epitaxial multilayers I. Misfit dislocations. *J. Cryst. Growth* 27, pp. 118-125 (1974).
- [16] T. Van Buuren, M. K. Weilmeyer, I. Athwal, K. M. Colbow, J. A. Mackenzie, T. Tiedje, P. C. Wong, and K. A. R. Mitchell. Oxide thickness effect and surface roughening in the desorption of the oxide from GaAs. *Appl. Phys. Lett.* 59, pp. 464-466 (1991).
- [17] G. W. Smith, A. J. Pidduck, C. R. Whitehouse, J. L. Gasper, A. M. Keir, and C. Pickering. Surface topography changes during the growth of GaAs by molecular beam epitaxy. *Appl. Phys. Lett.* 59, 3282-3284 (1991).



Cho Cho Thet was received her B.Sc. and M.Sc. degrees in Physics from the University of Dagon, Myanmar, in 1998 and 2001. She is currently a Ph.D. student in Electrical Engineering at Chulalongkorn University. Her research interest is nanotechnology.



Songphol Kanjanachuchai received the M.Eng. Degree with first class honours in Electrical and Electronic Engineering from Imperial College of Science, Technology and Medicine, University of London, in 1995. He later went to the Cavendish Laboratory, Cambridge University, where in 1999 he received Ph.D. degree in Physics for his work in Si/SiGe-based single-electron- and single-hole quantum dot transistors. His interests include nanofabrication techniques, quantum-sized effects in silicon and compound semiconductor transistors, high frequency devices and novel materials for (opto-) electronic applications such as self-assembled quantum dots, carbon nanotubes and molecular wires.



Somsak Panyakeow is a professor rank II, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University. His research interest covers wide range of semiconductor devices and materials including their applications in optoelectronics and nanoelectronics.

JANUARY 16-19, 2007

BANGKOK, THAILAND



IEEE



IEEE-NEMS

TECHNICAL DIGEST

Organized/Sponsored by

IEEE Nanotechnology Council

National Nanotechnology Center (NANOTEC), NSTDA, Thailand

National Metal and Materials Technology Center (MTEC), NSTDA, Thailand

Shun Hing Institute of Advanced Engineering, CUHK, Hong Kong

Center for Micro and Nano Systems, CHKK, Hong Kong

Institute for Cell Mimetic Space Exploration, UCLA, USA

Global Emerging Technology Institute (GETI), Japan/USA

Chinese Society of Micro-Nano Technology, China

High Efficiency Quantum Dot Molecule Solar Cells for High Concentration Sunlight Application

Somsak Panyakeow

Abstract— InAs quantum dot molecule (QDM) solar cells are fabricated by modified molecular beam epitaxy technique. With multi-stacks and high dot density greater than 10^{12} cm^{-2} , a QDM solar cell with hetero-structure provides high conversion efficiency of 25.9 % under 100 mW/cm^2 AM1 solar simulator. The improved efficiency of this novel nanostructure solar cell is due to the extension of solar response to long wavelength region beyond the band edge of GaAs, which is used as the substrate for the hetero-structure of AlGaAs/GaAs having InAs quantum dot molecules as the active part of the solar cells. It is also found that QDM solar cells perform better at high concentration sunlight due to the low dimensionality of quantum dot structure.

Index Terms—InAs Quantum Dot Molecule Solar Cells / High Concentrator Solar Cells

I. INTRODUCTION

The limitation of energy conversion efficiency of conventional solar cells is defined by the band gap of semiconductor which absorbs the solar spectrum. Many research groups try to make use of multi-junction solar cells having tandem structure for better conversion efficiency. However, the tandem structure is complicated in terms of fabrication because of lattice mismatching among different semiconductors and a need for good tunnel junctions between upper and lower cells. The original idea of our work is to make use of the nanostructure in single hetero-junction solar cells which is simple in terms of engineering design and fabrication. Quantum dot is a zero dimensional nanostructure which could be self assembled by a strain relaxation of lattice mismatch between different semiconductors like InAs/GaAs, having 7% lattice mismatch. The electrical and optical properties of quantum dots are superior due to their defects-free crystallographic structure. This leads to the idea of quantum dot solar cells for high-efficiency energy conversion. However, one of the technical barriers is how to fabricate high dot density and large dot volume for significant solar absorption. In this paper, we demonstrate a technique which can be used to achieve those requirements by preparing

quantum dot molecules (QDMs) with have high dot density, good dot uniformity, and dot alignment.

Multi-stack of InAs QDMs are inserted into a AlGaAs/GaAs heterostructure solar cells and characterized by current-voltage spectral response measurement. As predicted, QDM solar cells have higher efficiency than heterostructure solar cells, the latter are without quantum dot integration and serve as controlled samples. The energy conversion efficiency of QDM solar cells is found to be as high as 25.9 % without any optimization of the cell structure. The spectrum response beyond the absorption edge of GaAs greater than 850 nm wavelength is also measured and this is an evidence of output contribution from quantum dot molecules for better solar cell performance.

I-V characteristics of QDM solar cells at high concentration sunlight are also investigated by using focused illumination from solar simulator up to 4 suns. It is interesting result when we found that the output of QDM solar cell and, in particular, the short-circuit current density is linearly increased with light intensity comparing to that of conventional hetero-junction solar cell without QDM integration, which is slightly decreased due to scattering loss of the photo-carriers at high concentration sunlight. We believe that the quantum nature of QDMs is the key improvement of their photovoltaic performance at high solar intensity. This high efficiency QDM solar cell operating at high sun number would lead to an alternative design of photovoltaic concentrator system at lower cost for terrestrial applications in the next decades. Small-area QDM solar cells having high power-to-weight ratio also have potentials for space and military applications.

II. FABRICATION OF QUANTUM DOT MOLECULE SOLAR CELLS

Quantum dot molecules (QDMs) are modified nanostructures grown by thin-capping-and-regrowth molecular beam epitaxial (MBE) process [1]. They are laterally close-packed InAs quantum dots (QDs) having high dot density of 10^{10} - 10^{11} cm^{-2} (see figure 1). With repeated MBE growth process, high density QDMs having dot density up to 10^{12} cm^{-2} are achieved (see figure 2). We insert multi-stack high-density InAs QDMs into the heterostructure of GaAlAs/GaAs solar cells as shown in the schematic structure of figure 3 [2].

The fabrication process of multi-stack high density QDM solar cell begins from using p-GaAs substrate as a starting material. After the growth of a GaAs buffer layer, high-density InAs QDMs are deposited and capped by GaAs. We repeat this MBE growth process for 5 cycles to grow 5 stacks of high density QDMs which are the active part of this novel nanostructure solar cell. Then, a wider band gap of n-AlGaAs is deposited to form a p-n hetero-junction of the solar cell. Thin n-GaAs is grown on the top of solar cell structure for good Ohmic contact using Au:Ge/Ni metallization having grid pattern covering about 10 % of the cell area. AuZn alloy is then used for the back contact to p-GaAs substrate. The test samples are QDM solar cells with exposure areas of 5×10 , 5×5 , 2.5×5 and 1.25×5 mm² for different characterization measurements, e.g. I-V curves of devices at dark and illuminated conditions, spectral response from visible to infrared wavelengths, to confirm the power output contribution of quantum dot molecules at long wavelengths, and photoluminescence intensity and spectrum at room temperature, to confirm the dot quality and dot uniformity of QDMs.

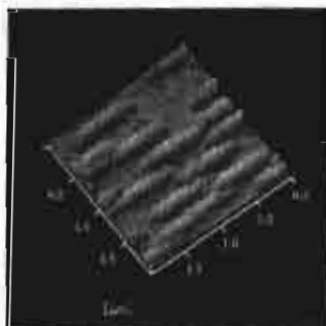


Fig. 1 AFM image of quantum dot molecules (QDMs) grown by modified MBE process.



Fig. 2 High density QDMs having dot density as high as 10^{11} - 10^{12} cm⁻².

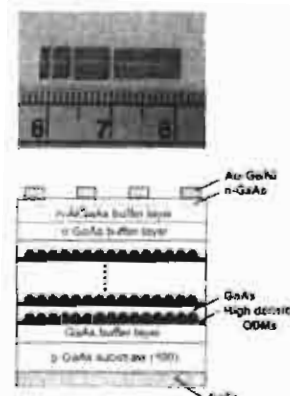


Fig. 3 Actual QDM solar cells and their schematic diagram showing multi-stack high density QDMs as the active part of these high efficiency solar cells

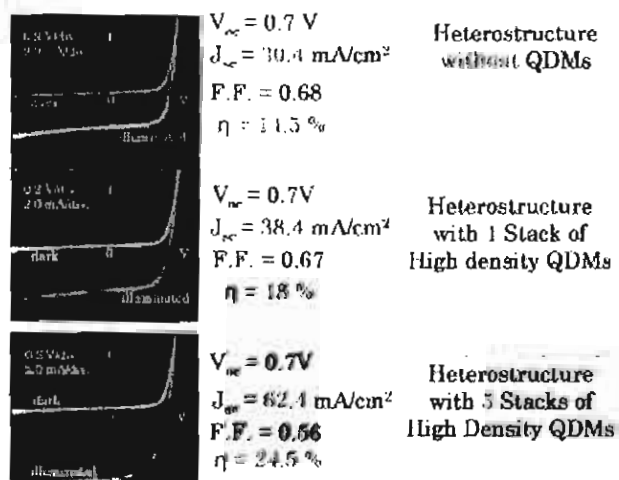


Fig. 4 I-V characteristics of heterostructure solar cells without and with 1- and 5-stack QDMs showing increase of short-circuit current density.

III. CHARACTERIZATIONS OF QUANTUM DOT MOLECULE SOLAR CELLS

It is found that this multi-stack high density InAs/GaAs QDM hetero-structure solar cells provide high solar energy conversion efficiency of 25.9% under 100 mW/cm^2 AM1 solar simulator [3]. Most of high-efficiency solar cells made from III-V compound semiconductors are tandem structure with multi-junctions absorbing more spectral ranges from solar energy [4]. The original idea of this work is to utilize single junction with an integration of nanostructure so that we can utilize effectively the

quantum nature of self-assembled quantum dot molecules. There are two main unique features of quantum properties: 1. the high density of states of quantized energies, leading to higher short-circuit current density of QDM solar cells, and 2. the zero dimensionality of quantum dot structure, leading to super-linear increase of short-circuit current density of QDM solar cells operating at high concentration sunlight as being discussed in the next section.

Figures 4 are our experimental results showing that short-circuit current density of QDM solar cells having multi-stack structure is drastically increased comparing to that of controlled sample without QDMs. The origin of increased short-circuit current is due to the presence of high density QDMs' quantized energy states which can be evident from the extension of spectral response beyond 850 nm, the absorption edge of GaAs (see figure 5).

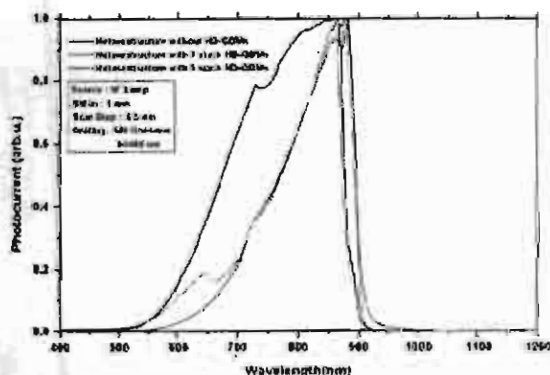


Fig. 5 Spectral response of InAs QDM solar cells are extended beyond 850 nm, the absorption gap of GaAs comparing to that of conventional hetero-structure solar cell without QDMs.

IV. PERFORMANCE AT HIGH CONCENTRATION SUNLIGHT

The most interesting application of QDM solar cells is their excellent performance at high concentration sunlight which is more practical in desert area where direct sunlight is high throughout the year. The engineering concept is making use of small area but high efficiency QDM solar cells for concentrator system which leads to cost reduction of the whole system. Figures 6 are the experimental results demonstrating that 5-stack QDM solar cell performs better at high sun numbers. Super-linear increase of short-circuit current density with sun number indicates that zero dimensionality of quantum dot structure plays a major role in photovoltaic phenomenon. At high concentration sunlight, high-density photo-generated electrons are created in

the high-density quantum dots. They have zero dimensionality which leads to less degree of freedom and less carrier loss. Uniform dots in QDMs are also important and provide an intermediate band [5] for better photovoltaic output. High efficiency at high solar intensity of QDM solar cell is also applicable for space use where high output-to-weight ratio is a requisite.

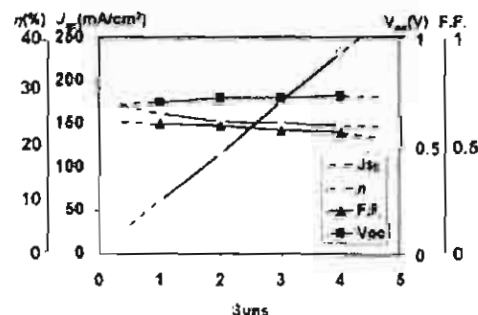


Fig. 6 I-V characteristics of 5-stack QDM solar cell at high sun number showing that short-circuit current density increases super-linearly at high concentration sunlight

V. DISCUSSION

From theoretical point of view, intermediate band created from high density quantum dot molecules should be located at mid-bandgap of capping semiconductor material. Small bandgap of InAs (0.34 eV) leads to long wavelength PL emission with photon energy around 1.1 eV which limits the open circuit voltage of InAs QDM solar cell to 0.7 V, when InAs QDMs are capped by GaAs having bandgap of 1.43 eV. To increase the open-circuit voltage of InAs QDM solar cell, wider bandgap semiconductor than GaAs is needed. GaAlAs capping layer is an alternative for the improvement of InAs QDM solar cell performance. However, good quality capping GaAlAs must be grown at high temperature (>550 °C) which is our technical difficulty in continuous MBE process operating at lower temperature (470 °C). Modification of MBE growth process for InAs/GaAlAs QDMs is under investigation.

The stack number of InAs QDMs in our solar cell structure is only 5 within the total thickness of less than 300 nm in our

experiment. The dot density in a single stack is 10^{12} cm^{-2} . Therefore, the dot volume of 5 stack InAs QDMs is as great as $10^{17}\text{-}10^{18} \text{ cm}^{-3}$ which is dense enough for effective PV performance. We believe that small stack number but high dot density per each single stack is preferable for good dot uniformity which is requisite for intermediate band theory. Too many stacks of QDMs would lead to low dot quality and uniformity as well as too deep junction. The junction depth of this GaAs based solar cell should be kept at 0.5 μm due to high absorption coefficient of this direct gap semiconductor material.

Further improvement of InAs QDM solar cells could be done by additional AR coating and mesa-etching to avoid light reflection and leakage current of solar cells. Finer grid pattern of front contact of InAs QDM solar cells is also important for their operation at high concentrated sunlight.

VI. CONCLUSION

Multi-stack high-density InAs quantum dot molecule solar cells are fabricated and tested. A typical cell gives high energy conversion efficiency of 25.9 % under 100 mW/cm^2 AM1 solar simulator. This nanostructure solar cell has good performance at high concentration sunlight due to the zero dimensionality of quantum dots. Optimum design of QDM solar cell structure such as capping material, number of stacks, depth of active QDM layers, additional anti-reflection coating, fine structure of grid contact, etc., is under investigation in order to achieve for higher efficiency QDM solar cells.

ACKNOWLEDGEMENT

This research is financially supported by Asian Office of Aerospace Research and Development (AOARD), U.S. Air Force, Thailand Research Fund (TRF) and Nanotechnology Center of Thailand. Counterpart fundings are also provided by Chulalongkorn University and the Center of Excellence for Electrical Power Technology, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University.

REFERENCES

- [1] S. Surapapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow, "Thin-Capping-and-Regrowth MBE Technique for Quantum Dots and Quantum Dot Molecules", *Journal of Vacuum Science and Technology B*, Vol. 24, 2006, pp. 1665-1667.
- [2] S. Ruangdet, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow, "Improvement of PV Performance by Using Multi-Stacked High Density InAs Quantum Dot Molecules", *4th WCPEC (32nd IEEE-PVSC)*, Hawaii, 7-12 May 2006.
- [3] S. Ruangdet, P. Changmoang, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow, "Spectral Response and Performance at Concentrated Sunlight of Multi-Stacked High Density InAs Quantum Dot Molecule Solar Cells", submitted to *21st European PVSC*, Dresden, 4-8 September, 2006.
- [4] Martin A. Green, "Recent Developments and Future Prospects for Third Generation and Other Advanced Cells", *4th WCPEC (32nd IEEE-PVSC)*, Hawaii, 7-12 May 2006.
- [5] L. Codra, A. Marti, A. Luque, "Present Status of Intermediate Band Solar Cell Research", *Thin Solid Film* 451-452, pp. 593-595, 2004.



Somsak Panyakeow received the B. Eng., M. Eng. and D. Eng. degrees, all in electrical engineering from Osaka University, Japan in 1969, 1971 and 1974 respectively. In 1974, he began to work at the Electrical Engineering Department, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University as a lecturer. He was a pioneer to set up the Semiconductor Device Research Laboratory (SDRL) at Chulalongkorn University in 1975. He was an Assistant Professor and an Associate Professor in 1977 and 1980 respectively. He was appointed to be a Full Professor of the department in 1982. He has been engaged in research on photovoltaic devices and systems since 1975. His long research experience on laser engineering since 1970 is another his contribution. His recent research work is in the area of Molecular Beam Epitaxy for quantum devices and nanoelectronics.



NRCT-KOSEF



Workshop on Materials for Energy Harvesting

DATE 5-7 FEBRUARY 2007

VENUE CATTLEYA ROOM, RAMA GARDENS HOTEL,
BANGKOK, THAILAND

Organized by



Research Council of Thailand (NRCT)
Ministry of Education, Culture, and Sports (M-EC)
National Science and Technology Development Agency (NSTDA)
The Science and Technology Policy Center (STPC)
The Policy Center for Energy and Environment (PCEE)
The Policy Center for Information and Communication Technology (PCTIC)

Ordered Self-Assembled Quantum Dots / Quantum Dot Molecules and their Potential Applications

Somsak Panyakeow

The Semiconductor Device Research Laboratory (SDRL)

Department of Electrical Engineering,

Faculty of Engineering, Chulalongkorn University

Phone 66-2218-6524, Fax. 66-2218-6523, E-mail: s_panyakeow@yahoo.com

Self-assembled InAs quantum dots (QDs) grown by molecular beam epitaxy are defect-free nanostructures. Their practical features are confirmed by the photoluminescence at room temperature. The PL spectrum is strong and reasonable narrow full-width-at-half-maximum (FWHM) which is very useful for low-threshold laser diodes.⁽¹⁾ The emission wavelength could be tuned to 1.3 and 1.55 μm for fibre telecommunication applications by modified growth technique and changing of dot and capping materials.⁽²⁻⁴⁾ Their zero-dimensionality feature is also useful for single electron transistors (SET) and single photon emitters.⁽⁵⁻⁶⁾

However, self-assembled InAs quantum dots grown by Stranski-Krastanov (S-K) mode are bottom-up created based on statistical phenomena. Therefore, they are random in position and have not uniform dot size leading to the broadening of their PL spectrum, as shown in typical AFM image and PL emission of figure 1.

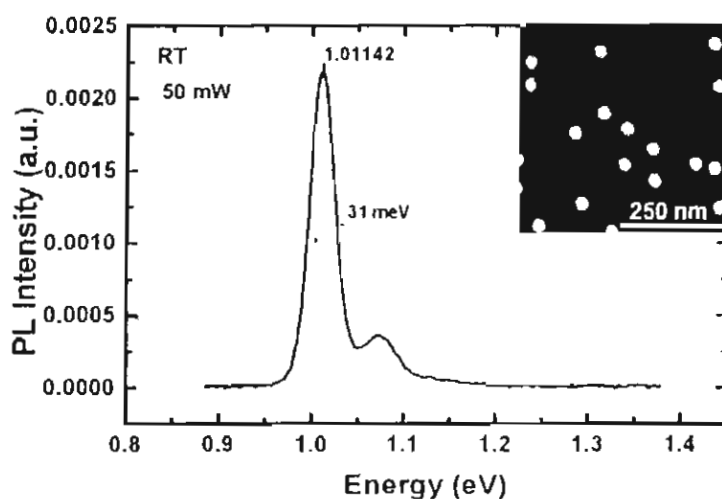


Fig. 1 As-grown QDs and their PL emission at room temperature

Ordering of quantum dots is preferable in many potential applications like quantum computing, quantum information system, polarized quantum photonic devices, etc.^(7, 8) Many research groups are trying to realize ordered quantum dots by top-down

approach using patterning and etching process^(9, 10) as well as by using high index substrates⁽¹¹⁾ during the quantum dot formation.

Our initiative idea is making use of thin capping at rather low capping temperature (450-470° C) to modify the as grown quantum dots into nanopropeller quantum dots during the regrowth process after thin capping. With appropriate annealing condition, linked nanopropeller quantum dots are transformed to elongated nanostructures which are used as templates for ordered quantum dots as shown in figure 2.



Fig. 2 Elongated nanostructures are used as templates for ordered quantum dots

The ordering of quantum dots is limited by the length of elongated nanostructure which is less than 1 μm . We, therefore, extend our effort in making use of cross-hatch pattern created by misfit dislocations at the interface of $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{As}$ and GaAs as the templates for longer aligned quantum dots ($> 25 \mu\text{m}$) as shown in figure 3.

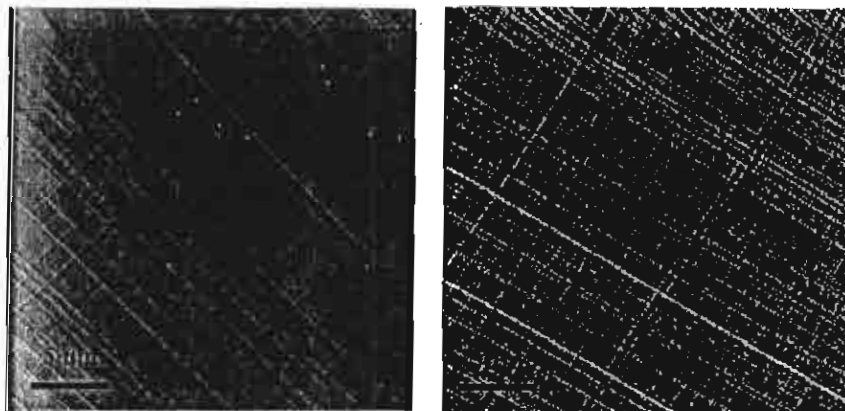


Fig. 3 Cross-hatch pattern on virtual substrate which is used as templates for quantum dot alignment greater than 25 μm

Back to the thin-capping-and-regrowth MBE process, we are able to control the spans of nanopropeller quantum dots by varying the capping thicknesses. This technique gives us a possibility to create laterally close-packed quantum dots called quantum dot molecules (QDMs) having different dot numbers per QDM, as shown in figure 4.

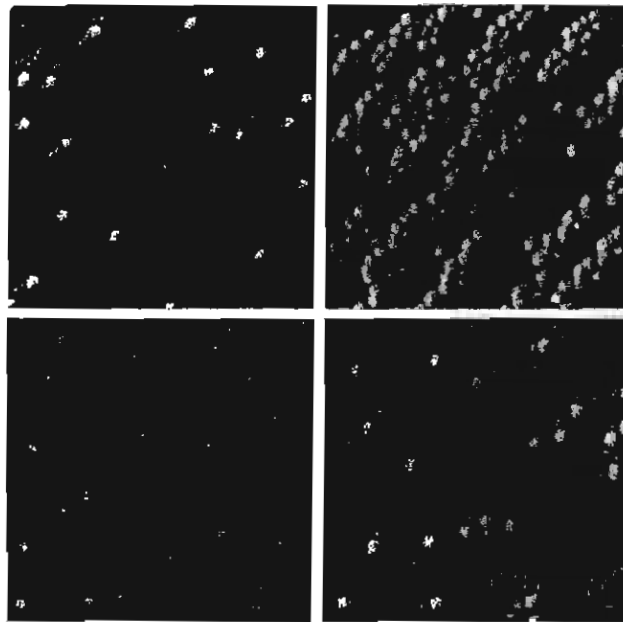


Fig. 4 Short span of nanopropeller QDs gives less dot number per QDM than longer span.

With the combination of quantum dot ordering and controlled dot number of quantum dot molecules, the quantum dot cellular automata (QCA), which is one principle of quantum computation,⁽¹²⁾ could be realized. Quantum information system needs a fundamental nanostructure called quantum dot pairs for qubits. With similar MBE technique, we are successful in growing quantum dot pairs by using gas-source MBE as shown in figure 5.



Fig. 5 Quantum dot pairs grown by gas-source MBE

Multi-cycles of thin-capping-and-regrowth MBE process gives an interesting quantum dot molecule chains which exhibit polarized emission due to their anisotropic properties. This would be applicable for many photonic devices with polarization functions like emitters, detectors and modulators.

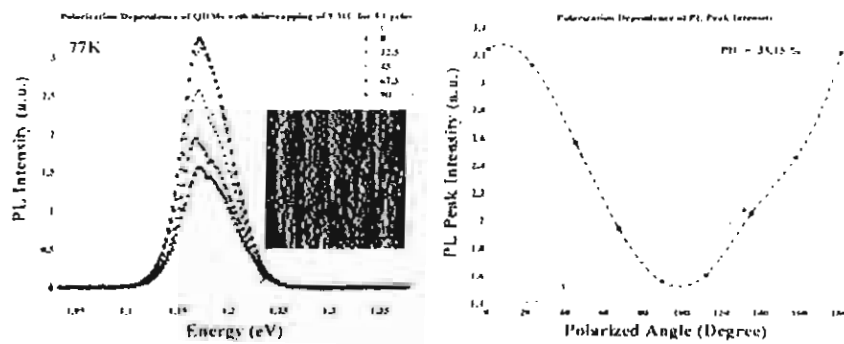


Fig. 6 Quantum dot molecule Chains and their polarization-dependent PL characteristics.

In our recent work on droplet epitaxy of InP quantum dots, we grow InP quantum rings and InP quantum dot rings as shown in figure 7. This unique nanostructure would be interesting for magnetic nano-devices in the future.

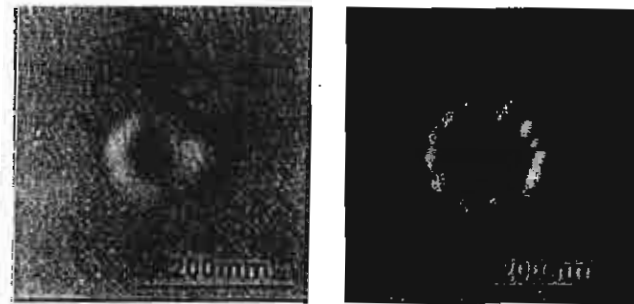


Fig. 7 InP quantum rings and quantum dot rings by droplet epitaxy

Summary

The MBE growth of ordered QDs and QDMs is demonstrated by bottom-up approach. Various potential applications of these nanostructures are discussed in this article.

Acknowledgement

This research is financial supported by Thailand Research Fund (Senior Research Scholar, Asian Office of Aerospace Research and Development (AOARD)),

AUN/SEED-Net, and Chulalongkorn University. The authors also acknowledge recent support from National Nanotechnology Center of Thailand.

References

- (1) N.N. Ledentsov, M. Grundmann, F. Heinrichsdorff, D. Bimberg, and V.M. Ustinov, A.E. Zhukov, M.V. Maximov, Zh.I. Alferov, and J.A. Lott, *IEEE J. Select. Topics. Quant. Electron.* 6, 439 (2000)
- (2) S. Suraprapapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow, *Microelectronic Engineering* 83, 1526 (2006).
- (3) Z. H. Zhang and K. Y. Cheng, *J. Vacuum Sci. Technol. B*, 22, 1508-1511, 2004
- (4) Chang, F.Y.; Wu, C.C.; Lin, H.H., *Applied Physics Letters*; Journal Volume: 82; Journal Issue: 25, 2003
- (5) J. M. Taylor, H.-A. Engel, W. Dür, A. Yacoby, C. M. Marcus, P. Zoller and M. D. Lukin, *Nature Physics* 1, 177 (2005).
- (6) P. Michler, A. Kiraz, C. Becher, W.V. Schoenfeld, P.M. Petroff, L. Zhang, E. Hu, and A. Imamoglu, *Science* 290, 2282 (2000)
- (7) T. Mano, R. Nötzel, G.J. Hamhuis, T.J. Eijkemans, and J.H. Wolter, *Appl. Phys. Lett.* 81, 1705 (2002)
- (8) T. Mano, R. Nötzel, G.J. Hamhuis, T.J. Eijkemans, and J.H. Wolter, *J. Appl. Phys.* 95, 109 (2004)
- (9) S. Jeppesen, M.S. Miller, D. Hessman, B. Kowalski, I. Maximov, and L. Samuleson, *Appl. Phys. Lett.* 68, 228 (1996)
- (10) T. Ishikawa, T. Nishimura, S. Kohmoto, and K. Asakawa, *Appl. Phys. Lett.* 76, 167 (2000).
- (11) R. Nötzel, J. Temmyo, and T. Tamamura, *Nature* 369, 131 (1994).
- (12) C. S. Lent, P. D. Tougaw, and W. Porod, *Appl. Phys. Lett.* 62, 714 (1993).



2007 International Conference on

13.27

Indium Phosphide and Related Materials

Conference Proceedings



19th IPRM

May 14 (Mon.) - May 18 (Fri.), 2007

Kumagata Messe

Matsuyama, Japan

Sponsored by
The Japan Applied Physics Society,
IEEE Laser and Electro-Optics Society,
and IEEE Electron Devices Society



IEEE

IEEE LEOS
LASERS & ELECTRO-OPTICS SOCIETY



ELECTRON
DEVICES
SOCIETY

InGaAs/GaAs RING-LIKE NANOSTRUCTURES GROWN BY DROPLET EPITAXY USING MOLECULAR BEAM EPITAXY

Naraporn PANKAOW, Somsak PANYAKEOW, and Somchai RATANATHAMMAPHAN
Department of Electrical Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand
Phone : 662-218-6522, FAX : 662-251-8991, e-mail : rsomchai@chula.ac.th

Abstract

Self-assembled InGaAs ring-shape nanostructures on GaAs were fabricated by droplet-epitaxy technique. Dependence on the substrate temperature and the amount of indium and gallium of the nanostructural properties was investigated. Photoluminescence results confirmed the high quality of nanocrystal.

I. Introduction

Ring-shape nanostructures are a special class of quantum-confinement structures that have attracted a lot of attention due to the Aharonov-Bohm effect [1], which is specific to the topology of a ring. Particularly interesting are the magnetic properties of such quantum systems, which are related to the possibility of inducing persistent currents. Recently, the fabrication and investigation of self-assembled InAs quantum-rings have been rapidly progressing and led to a large number of theoretical and further experimental studies. Various fabrication technique for quantum-ring have been developed and realized. Among these, Stranski-Krastanow (S-K) growth mode has become extremely attractive in the case of a lattice-mismatched system such as InAs/GaAs and InGaAs/GaAs systems by capping self-assembled quantum dot [2]. The droplet epitaxy, on the other hand, can be widely applied to both the lattice-matched [3] and mismatched systems [4]. However, the fabrication of InAs nanostructures via droplet epitaxy on GaAs substrates still has some problems

such as relative low density and large size [4] due to mainly the long migration length and high segregation effect of the newly supplied adatoms, and worse optical quality. A solution to these problems is growth at low temperature and using optimum crystallization conditions [5]. However, there are a few reports on the growth of InGaAs/GaAs nanostructures by droplet-epitaxy.

In this work, we have demonstrated the fabrication of InGaAs ring-like nanostructures by droplet molecular-beam epitaxy. The effects of substrate temperature and amount of indium and gallium on InGaAs ring-shape nanostructures are investigated.

II. Experimental procedure

All samples were grown on GaAs (100) substrates in a RIBER 32P conventional solid source molecular beam epitaxy system. After removal of the native oxide by heating up the substrate to 600°C under As₄ beam until the streak reflection high-energy electron diffraction (RHEED) pattern appeared, a

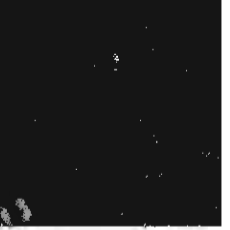
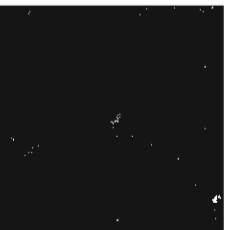
InGa droplet layer thickness	Substrate Temperature ($^{\circ}\text{C}$)			
	120	150	180	210
2 ML				
3 ML				

Fig. 1. Surface morphology of $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ nanostructures grown on GaAs grown at different substrate temperature and different amount of $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}$ with a constant deposition rate of 1 ML/s.

GaAs buffer layer with a thickness of 300 nm was grown at 580°C . Then the substrate temperature was cooled down to $120\text{--}180^{\circ}\text{C}$ without As_4 beam flux. Subsequently, a different amount of $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}$ (2 and 3 monolayer) was deposited on GaAs buffer layer with a deposition rate of 1 monolayer/second. Before depositing the indium and the gallium, the background pressure of the growth chamber was reduced to less than 1×10^{-9} torr to minimize the initial interaction between indium, gallium, and arsenic during droplet forming. Finally, the $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}$ droplets were exposed to As_4 flux of 6×10^{-6} torr at 180°C for 5 minutes. After the growth was finished, all the samples were examined for the surface morphology by atomic force microscope (AFM). For the photoluminescence (PL) measurement, another set of samples were grown repeatedly, with an additional 50 nm GaAs cap layer by migration-enhanced epitaxy [6] at 350°C and annealed at 400°C under As_4 flux for a few minutes.

III. Results and discussion

Fig. 1 shows the AFM images of the sample prepared by varying substrate temperature with a different amount of 2 ML and 3 ML InGa droplets, respectively. The density and size of InGaAs ring-like nanostructure depends on the amount of indium and gallium. Fig. 2 and fig. 3 show the dependence on the substrate temperature of ring-shape nanostructure

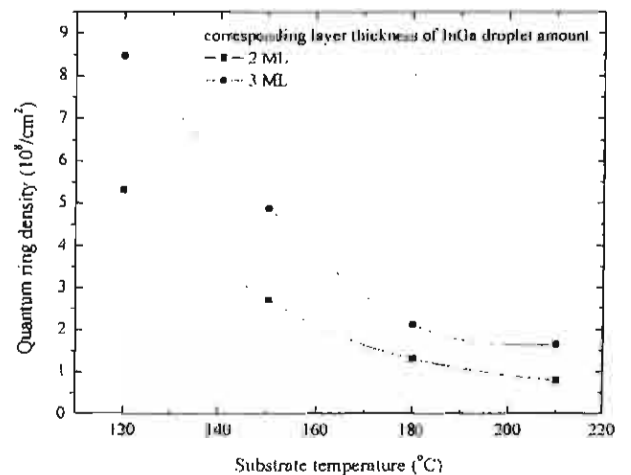


Fig. 2 The dependence on the substrate temperature on the density of $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ ring-shape nanostructures

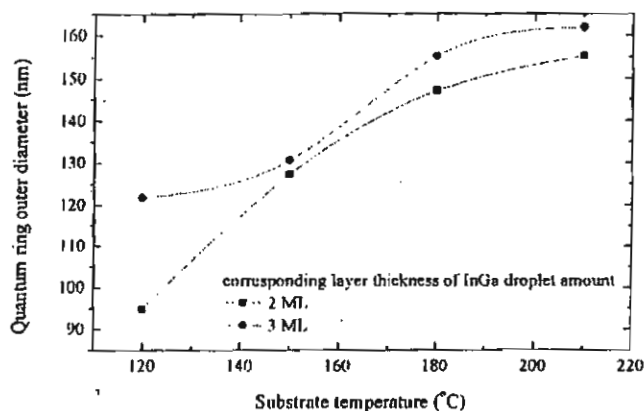


Fig. 3 The dependence on the substrate temperature on the size of $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ ring-shape nanostructures

density and outer diameter size, respectively. The density of InGaAs ring-like nanostructure is varying between 9.8×10^7 - $5.4 \times 10^8/\text{cm}^2$ and 1.6×10^8 - $8.6 \times 10^8/\text{cm}^2$, respectively. The outer diameter of the ring is varying between 95-162 nm and 75-125 nm, respectively. Increasing the substrate temperature causes a drastic change in the density and size of InGaAs nanostructures. The density of InGaAs ring-like nanostructures is decreased while increasing the substrate temperature. The size of InGaAs ring-like nanostructures is increasing while increasing the amount of indium and gallium. An explanation for the formation of ring-like nanostructure is that the As atoms diffuse to periphery of InGa droplet [7]. Fig. 4 shows the PL spectra of the InGaAs ring-like nanostructure grown by droplet epitaxy at 210°C with 3 ML InGa droplets. The PL is centered at 950 nm (1.3 eV) with a peak width of 50 meV. The PL spectral line around 830 nm stems from GaAs.

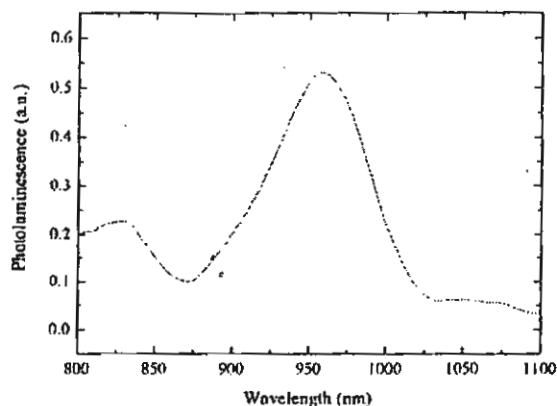


Fig. 4 PL spectra of the $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ ring-shape nanostructure at 77 K.

IV. Conclusions

We have presented a simple method of preparing nanometer-scale InGaAs ring-like structures by droplet epitaxy technique using molecular beam epitaxy. The growth sequence is initiated by depositing indium and gallium to form the droplets and followed by exposure As_4 beam to crystallize the droplets to InGaAs . We have investigated the effects of substrate temperature and amount of indium and gallium on the structural of ring-shape InGaAs nanostructures. The ring-like nanostructure exhibits PL emission, indicating high crystal qualities. Further studies on this observation are under progress.

Acknowledgements

This work is supported by the Thailand Research Fund (TRF), National Nanotechnology Center (Nanotec), and Chulalongkorn University. We also wish to thank Mr. Supachok THAINOI, Mr. Pornchai CHANGMAUNG, Mr. Poonyaseri BOONPENG, and Ms. Wipakorn JEWASUWAN for their technical assistance.

References

- [1] Y. Aharonov, D. Bohm, Phys. Rev., vol. 115, pp. 485-491, 1959.
- [2] Axel Lorke, R. Johannes Luyken, Jorge M. Garcia, and Pierre M. Petroff, Jpn. J. Appl., Part 1, vol. 40, pp. 1857-1859, 2001.
- [3] T. Mano, N. Koguchi, J. Crystal Growth, vol. 278, pp. 108-112, 2005.
- [4] J.-M. Lee, D.H. Kim, H. Hong, J.-C. Woo, and S.-J Park, J. Cryst. Growth, vol. 212, pp. 67-73, 2000.
- [5] Jong Su Kim and Nobuyuki Koguchi, Appl. Phys. Lett., vol. 85, pp. 5893-5895, 2004.
- [6] Y. Horikoshi, M. Kawashima, and H. Yamaguchi, Jpn. J. Appl. Phys., vol. 27, pp. 169 -17 , 1988.
- [7] T. Mano, K. Watanabe, S. Tsukamoto, H. Fujioka, M. Oshima, N. Koguchi, J. Crystal Growth, vol. 209, pp. 504-508, 2000.

Home
Preface
Committees
Acknowledgements
Activity Locator
MRS Committee
Programme At-A-glance
Conference Organization
Public Lectures
Plenary Lectures
Theme Lectures
List of Symposia
Directory of Exhibitors
General Information
Special Activities
Author Index
Help



For technical support & enquiries



Research Publishing Services

t: +91-44-24350149;
f: +91-44-24350150

www.researchpubonline.com

ICMAT 2007



ABSTRACTS

1 – 6 July 2007, Singapore
Suntec Singapore International Convention
& Exhibition Center

ISBN: 978-81-904438-0-7

Organised by



In association with



© 2007 Materials Research Society of Singapore

Nanometer-Scale $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ Ring-Like Structure Grown by Droplet Epitaxy

N. Pankaow, S. Panyakaew and S. Ratanathamphan

Department of Electrical Engineering, Chulalongkorn University, Thailand

We have demonstrated the fabrication of $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ ring-like nanostructures by droplet epitaxy technique using molecular-beam epitaxy. The substrate temperature and amount of indium and gallium effects on $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ ring-like nanostructures was investigated. A typical sample consisted of growing 300 nm undoped GaAs buffer layer on 580°C GaAs substrate. Then the substrate temperature was cooled down to 120, 150, 180, and 210°C, respectively without As_4 flux. Subsequently, we have varied the droplet forming conditions by varying $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}$ droplet layer thickness between 2 ML to 3 ML with a deposition rate of 1 ML/s. Finally, crystallizing the droplets to $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ quantum rings under $6\text{--}7 \times 10^{-6}$ torr of As_4 beam at 180°C. After the growth was finished all samples were examined by AFM. For PL measurement, another set of samples in each condition were grown repeatedly with a 100 nm-thick GaAs cap layer by migration-enhanced epitaxy at 400°C. The experiment results, it was found that increasing substrate temperature resulted in quantum rings larger size but lower density and also found that increasing $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}$ droplet layer thickness resulted in quantum rings larger size and higher density. An example, the density was $8.5 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$ with the outer diameter of 120 nm when substrate temperature was 120°C, the density was decreased to $1.5 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$ with the outer diameter of 160 nm when the substrate temperature was 210°C under a condition of 3 ML $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}$. For the PL results will be presented in the conference.

Home
Preface
Committees
Acknowledgements
Activity Locator
MRS Committee
Programme At-A-glance
Conference Organization
Public Lectures
Plenary Lectures
Theme Lectures
List of Symposia
Directory of Exhibitors
General Information
Special Activities
Author Index
Help

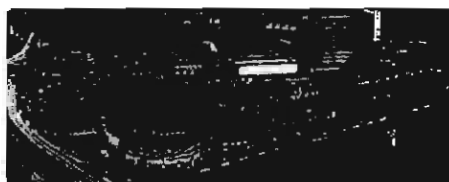


*For technical support &
enquiries*



**Research Publishing
Services**
t: +91-44-24350149;
f: +91-44-24350150
www.researchpubonline.com

ICMAT 2007



ABSTRACTS

1 – 6 July 2007, Singapore
Suntec Singapore International Convention
& Exhibition Center

ISBN: 978-81-904438-0-7

Organised by



In association with



© 2007 Materials Research Society of Singapore

In-Mole-Fraction and Thickness of Ultra-Thin InGaAs Insertion Layers Effects on the Structural and Optical Properties of InAs Quantum Dots

P. Boonpeng, S. Panyakeow and S. Ratanathamaphan
Department of electrical Engineering, Chulalongkorn University, Thailand

A systematic study on the effects of In-mole-fraction and thickness of InGaAs insertion layers on the structural and optical properties of InAs quantum dots was investigated. All samples were grown by conventional solid-source molecular-beam epitaxy system on GaAs (100) substrates. After removal of the native oxide by heating the substrate at 600°C under As₄ beam until the streaky reflection high energy electron diffraction (RHEED) pattern appeared. A 3000 Å GaAs buffer layer was grown at 600°C and followed by a InGaAs layers was grown at 500°C. The In-mole-fraction of InGaAs layers were 0.1, 0.2 and 0.3 and the thickness of InGaAs layers were 1, 2, 3, and 4 monolayer (ML). Then, InAs quantum dots were grown at 500°C with a constant growth rate of 0.05 ML/s. Finally, a GaAs capping layer with a thickness of 1000 Å was grown at 500°C. We also prepared the samples without capping layer for the observation of surface morphology by atomic force microscope (AFM). Photoluminescence (PL) of capped structures were determined by using 488 nm line Ar-ion laser at room temperature and InGaAs PIN photodetector. The AFM results show the density of InAs QDs directly grown on GaAs was $1 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, and increased to $1.4\text{--}1.8 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ for QDs grown on InGaAs layers which depended on the In-mole fraction and the thickness of InGaAs layers. The effect of In-mole-fraction and thickness of InGaAs insertion layer on the FWHM from the PL results corresponded to the size distribution of InAs QDs.

Home
Preface
Committees
Acknowledgements
Activity Locator
MRS Committee
Programme At-A-glance
Conference Organization
Public Lectures
Plenary Lectures
Theme Lectures
List of Symposia
Directory of Exhibitors
General Information
Special Activities
Author Index
Help

ICMAT 2007



ABSTRACTS

1 – 6 July 2007, Singapore
Suntec Singapore International Convention
& Exhibition Center

ISBN: 978-81-904438-0-7



*For technical support &
enquiries:*



**Research Publishing
Services**

t: +91-44-24350149;

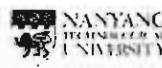
f: +91-44-24350150

www.researchpubonline.com

Organised by



In association with



© 2007 Materials Research Society of Singapore

The Formation of InP Ring-Shape Nanostructures on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ Grown by Droplet Epitaxy

W. Jewasuwat, S. Panyakeow and S. Ratanathamphan

Department of Electrical Engineering, Chulalongkorn University, Thailand

We reported on the fabrication of self-assembled InP ring-shape nanostructures on $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ by droplet molecular-beam epitaxy. We studied the dependence of InP ring-shape nanostructural and optical properties on substrate temperature and indium deposition rate by ex situ atomic force microscope (AFM) and photoluminescence (PL). All samples were fabricated in a conventional molecular-beam epitaxy system. A GaP decomposition cell was used as P_2 source for InP and InGaP. A typical sample consisted of a 300 nm-thick GaAs buffer layer grown at 600°C on GaAs (100) substrate, followed by a 200 nm-thick $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ grown at 470°C and indium droplets were formed under the desired conditions. Then, the indium droplets were exposed for 5 minutes to P_2 beam at 200°C. After the growth was finished all samples were examined by AFM. For PL measurement, another set of samples in each condition were grown repeatedly with an 100 nm $\text{In}_{0.49}\text{Ga}_{0.51}\text{P}$ cap layer by migration-enhanced epitaxy at 350°C. In this work, 2 series of samples are fabricated as followed : (a) to investigate the substrate temperature dependence, a constant of 3.2 monolayer (ML) was deposited with deposition rate of 1.6 ML/s without P_2 , the substrate temperature was set to 120, 150, 180 and 210°C respectively ; (b) to investigate the indium deposition rate, an indium amount of (approximately) 3.2 ML was deposited at 250°C with different indium deposition rate of 0.25, 0.4, 0.75, 1 and 1.6 ML/s, respectively. The size, density and pattern of InP ring-shape nanostructures strongly depended on substrate temperature and indium deposition rate. For the PL results confirmed the quantum-confinement effect of these nanostructures.

ภาคผนวก

บทความที่น่าสนใจในการประชุมวิชาการในประเทศ

การประชุมวิชาการทางวิศวกรรมไฟฟ้า ครั้งที่ 27
27th Electrical Engineering Conference

Volume II

สาขาบทความ

- ระบบควบคุมและการวัดคุม (CT)
- คอนโทรลเลอร์และเทคโนโลยีสารสนเทศ (CP)
- การประมวลผลสัญญาณดิจิทัล (DS)
- อิเล็กทรอนิกส์ (EL)
- ไฟฟ้าสื่อสาร (CM)



1 กรกฎาคม 2547
 โรงแรมอิมพีเรียล ชานะ ออคิด เชียงใหม่

ดำเนินการจัดประชุมโดย
 ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า คณะวิศวกรรมศาสตร์
 มหาวิทยาลัยขอนแก่น



ผลของควอนตัมดอทชนิดอินเดียมอาร์เซไนด์ที่มีต่อความคล่องตัวของอิเล็กตรอนในแกเลียมอาร์เซไนด์

Effects of InAs Quantum Dots on Electron Mobility in GaAs

ธีรศักดิ์ ปัญญาวิชกุล, สุวารี สุรประภาพิชัย, ศุภโชค ไทยน้อย, ทรงพล กาญจนชูชัย และ สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว

ห้องปฏิบัติการวิจัยสิ่งประดิษฐ์สารกึ่งตัวนำ ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า คณะวิศวกรรมศาสตร์

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย กรุงเทพฯ 10330 โทร. 0-2218-6524 แฟกซ์ 0-2218-6523 Email: teerasak.pa@student.chula.ac.th

บทคัดย่อ

ควอนตัมดอทชนิดอินเดียมอาร์เซไนด์ (InAs QDs) ได้ถูกฝังเข้าไปในชั้นแกเลียมอาร์เซไนด์ (GaAs) โดยวิธีการปลูกผลึกด้วยลำโมเลกุล (molecular beam epitaxy : MBE) โดยทำการเปลี่ยนแปลงชั้นความหนาของ GaAs และจำนวนชั้นของ InAs QD ผลการวัดความคล่องตัวของอิเล็กตรอนโดยวิธี Van der Pauw ชี้ให้เห็นว่า เมื่อจำนวนชั้นของ InAs QD เพิ่มขึ้น ความคล่องตัวของอิเล็กตรอนลดลงในขณะที่ความเข้มข้นของพาหะเพิ่มขึ้น ซึ่งเป็นผลมาจาก mean free path ของอิเล็กตรอนที่ลดลงและปริมาณพาหะที่เพิ่มขึ้นจาก InAs

Abstract

InAs quantum dots (InAs QDs) are incorporated into GaAs layer by molecular beam epitaxy. The thickness of the GaAs layer and the number of QDs layers are varied. Electron mobility measurements by Van der Pauw method indicate that as the number of QD layer increases, the carrier mobility decreases while the effective carrier concentration in the structure increases. These result from the reduced electron mean free path and the increased carrier concentration from InAs.

คำสำคัญ : การปลูกผลึกด้วยลำโมเลกุล, ควอนตัมดอท, InAs, GaAs

1. บทนำ

โครงสร้างควอนตัมดอทชนิดสารกึ่งตัวนำเป็นโครงสร้างนาโนที่ได้รับความสนใจอย่างแพร่หลาย จากการทดลองในอดีตพบว่า เลขอร์สารกึ่งตัวนำที่มีโครงสร้างควอนตัมดอทเป็นชั้นเปล่งแสงมีค่ากระแสขีดเริ่มเปลี่ยน (threshold current) ต่ำ [1] และมีเสถียรภาพต่ออุณหภูมิ (thermal stability) สูง [2] นอกจากนี้ยังมีแนวคิดที่จะนำควอนตัมดอทไปใช้ในสิ่งประดิษฐ์ชนิดอื่นๆ ด้วย เช่น ทรานซิสเตอร์ [3] และเซลล์แสงอาทิตย์ [4] ดังนั้นนักวิจัยจึงมีความพยายามที่จะสร้างโครงสร้างควอนตัมดอทให้มีคุณสมบัติทางแสงและทางไฟฟ้าให้

เหมาะสมกับการประยุกต์ใช้ในเรื่องประดิษฐ์ต่าง ๆ ตัวอย่างเช่น การนำควอนตัมดอทมาประยุกต์ใช้กับเซลล์แสงอาทิตย์ โดยทำการปลูกชั้นควอนตัมดอทในชั้นรับแสงของเซลล์แสงอาทิตย์ซึ่งทำให้ประสิทธิภาพของเซลล์แสงอาทิตย์มีค่าเพิ่มขึ้น [5]

การสร้างควอนตัมดอทมีหลายแนวทางเช่น การใช้เทคนิคลิโทกราฟีด้วยลำอิเล็กตรอน (e-beam lithography) ร่วมกับกระบวนการกัดทางเคมี แต่กระบวนการกัดทางเคมีก่อให้เกิดจุดบกพร่อง (defects) ขึ้น นอกจากนี้กระบวนการทำลวดลายที่มีความละเอียดสูงในระดับนาโนเมตรมีความซับซ้อนมาก ทำให้วิธีนี้ไม่ได้รับความนิยม

นอกจากวิธีข้างต้น การปลูกผลึกแบบอัติโนมัติซึ่งสามารถให้โครงสร้างควอนตัมดอทได้ หากเงื่อนไขการปลูกผลึกมีความเหมาะสม ซึ่งขึ้นอยู่กับ ชนิดของสารที่ใช้ปลูกผลึกกับชนิดของแผ่นฐาน ค่าอุณหภูมิของแผ่นฐานขณะปลูกผลึก ความหนาชั้นควอนตัมดอท (คือปริมาณอะตอมที่ก่อตัวเป็นดอท) และอัตราเร็วในการปลูกผลึก (growth rate) ชั้นควอนตัมดอท ซึ่งเทคนิคในการปลูกผลึกเพื่อสร้างโครงสร้างควอนตัมดอทแบบจัดเรียงตัวเอง (self-organized growth technique) ไม่จำเป็นต้องใช้กระบวนการกัดทางเคมีและการทำลวดลายที่มีความละเอียดสูง แต่สิ่งสำคัญในกระบวนการสร้างโครงสร้างควอนตัมดอทด้วยเทคนิคนี้คือความเข้าใจธรรมชาติของการเกิดผลึกแบบจัดเรียงตัวเองเพื่อให้สามารถควบคุมการเกิดควอนตัมดอทให้เป็นไปตามความต้องการ

เมื่อปลูกเสร็จ การทดสอบคุณลักษณะของควอนตัมดอทสามารถกระทำได้สองวิธีหลักคือ การทดสอบคุณสมบัติทางแสงโดยการวัดโฟโตลูมิเนสเซนซ์ และ การวัดคุณสมบัติทางไฟฟ้าเพื่อตรวจสอบหาปริมาณความเข้มข้นของพาหะ (carrier concentration) และความคล่องตัว (mobility) ของพาหะเพื่อประโยชน์ในการออกแบบ/สร้างสิ่งประดิษฐ์สารกึ่งตัวนำต่อไป

การแทรกควอนตัมดอทเข้าไปในชั้นพี-เอ็นของโครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์นั้น ส่งผลให้ประสิทธิภาพในการแปลงพลังงานแสงมาเป็นพลังงานไฟฟ้าสูงขึ้น [5] อย่างไรก็ตาม ยังขาดการศึกษาคุณสมบัติพื้นฐานของโครงสร้างชนิดนี้คือ ความสัมพันธ์ระหว่างความคล่องตัวของพาหะกับระดับความหนาแน่นของพาหะ ซึ่งจะเป็นข้อมูลสำคัญใน

ET10

การออกแบบโครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ในอนาคต งานที่จะกล่าวต่อไปนี้เป็นารรายงานผลการศึกษาของผลกระทบของควอนตัมดอทชนิดอินเดียมอาร์เซไนด์ (InAs QDs) ที่มีต่อความคล่องตัวของอิเล็กตรอน เมื่อทำการแทรก InAs QDs เข้าไปในฟิล์มบางชนิด GaAs ซึ่งเป็นโครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ [5]

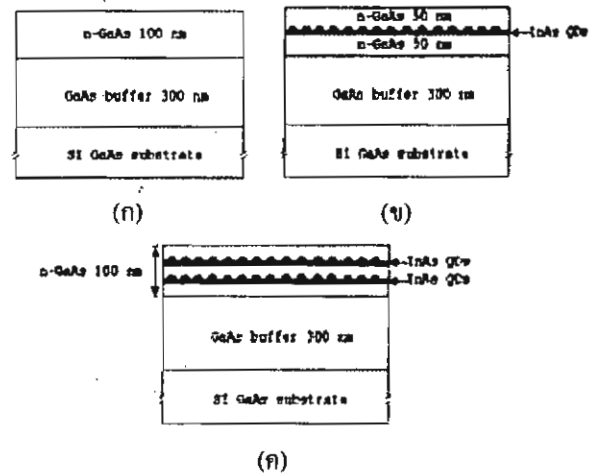
การวัดคุณสมบัติทางไฟฟ้าในงานชิ้นนี้ใช้วิธี Van der Pauw [6] โดย InAs QDs ถูกฝังในชั้น n-GaAs ที่ปลูกบนแผ่นฐาน GaAs ซึ่งเงื่อนไขต่างๆ ในการปลูกหลัก (จำนวนชั้นของควอนตัมดอท, ความหนาของชั้น n-GaAs) จะกล่าวถึงในหัวข้อต่อไป ผลการทดลองชี้ให้เห็นว่าเมื่อจำนวนชั้นของควอนตัมดอทเพิ่มขึ้น ความคล่องตัวของอิเล็กตรอนลดลง และความเข้มข้นของพาหะเพิ่มขึ้น

2. กระบวนการสร้างและการทดลอง

กระบวนการปลูกผลึกด้วยลำโมเลกุล (Molecular beam epitaxy: MBE) มี solid-source เป็นวัตถุดิบในการปลูกโดยวัสดุที่สามารถปลูกได้ในระบบของเรคือ aluminium (Al), gallium (Ga), arsenic (As), indium (In) และ phosphorus (P) โดยมี silicon (Si) เป็นสารเจือชนิด n

การทดลองเป็นการปลูกชั้นงาน 8 ชั้น โดยใช้แผ่นฐาน Semi-insulating GaAs แล้วปลูก GaAs buffer หนา 300 nm โดยชั้น GaAs buffer ไม่มีการโด๊ปสารเจือปนเข้าไป ในการทดลองนี้ได้ทำการปลูกชั้น GaAs buffer หนา 300 nm แล้ววัดค่าความเข้มข้นของพาหะโดยวิธี Van der Pauw ผลปรากฏว่าชั้น GaAs buffer มีค่าความเข้มข้นพาหะประมาณ 10^{15} cm^{-3} เมื่อเทียบกับชั้น n-GaAs ที่โด๊ปด้วย Si ที่อุณหภูมิ 975°C ซึ่งมีความเข้มข้นของพาหะประมาณ 10^{18} cm^{-3} พาหะส่วนมากจึงมาจากชั้น n-GaAs

หลังจากปลูกชั้น GaAs buffer แล้วต่อจากนั้นปลูกชั้น n-GaAs หนา 100 nm จำนวน 3 ชั้นงาน (A1-A3) และ ชั้น n-GaAs หนา 500 nm จำนวน 5 ชั้นงาน (B1-B5) โดยชั้นงาน A1 และ B1 เป็นชั้นงานอ้างอิงที่มีการปลูกชั้น n-GaAs หนา 100 nm และ 500 nm ตามลำดับโดยไม่มีชั้นควอนตัมดอทแทรกในฟิล์มบาง n-GaAs แต่อย่างใด ส่วนชั้นงานที่เหลือทำการปลูก InAs QDs ฝังเข้าไปในชั้นของ n-GaAs โดยชั้นงาน A2 และ A3 ฝัง InAs QDs จำนวน 1 และ 2 ชั้น ตามลำดับ ในขณะที่ชั้นงาน B2, B3, B4 และ B5 ฝัง InAs QDs จำนวน 1, 2, 4 และ 9 ชั้น ตามลำดับ ซึ่งทุกชั้นงาน ชั้น n-GaAs มีการโด๊ปด้วย Si ที่อุณหภูมิของ Si เท่ากับ 975°C และใช้อัตราการปลูก GaAs (0.6 ML/s) และ InAs (0.01 ML/s) เดียวกัน



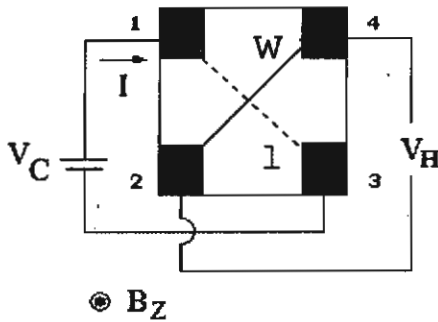
รูปที่ 1. โครงสร้างชั้นงาน (ก) ชั้นงาน A1, (ข) ชั้นงาน A2 และ (ค) ชั้นงาน A3

รูปที่ 1 แสดงโครงสร้างของชั้นงาน A1, A2 และ A3 บนแผ่นฐานชนิด Semi-insulating GaAs แล้วปลูกชั้น GaAs buffer หนา 300 nm ทุกชั้นงาน ต่อจากนั้น ทำการปลูกชั้น n-GaAs โดยชั้นงานทั้งสามมีความหนาของชั้น n-GaAs เท่ากับ 100 nm โดยระหว่างการปลูกชั้น n-GaAs ได้ทำการปลูก InAs QDs ฝังเข้าไปในชั้นของ n-GaAs จำนวน 1 ชั้นเข้าไปในชั้นงาน A2 และ 2 ชั้น เข้าไปในชั้นงาน A3 โดยตำแหน่งที่ฝังชั้น InAs QD ใช้ตำแหน่งที่ชั้น InAs QD มีระยะห่างระหว่างชั้นเท่าๆ กัน ซึ่งเห็นได้จากรูปที่ 1 ว่าตำแหน่งที่ปลูกชั้น InAs QD ในชั้นงาน A2 อยู่ที่ตำแหน่ง 50 nm จากชั้น GaAs buffer (หรือจากผิวบน) และในกรณีของชั้นงาน A3 ชั้น InAs QD ชั้นที่ 1 ปลูกที่ตำแหน่ง 33 nm ห่างจากชั้น GaAs buffer และชั้น InAs QD ชั้นที่ 2 ปลูกที่ตำแหน่งที่ 66 nm ห่างจากชั้น GaAs buffer

สำหรับชั้นงานกลุ่ม B ทั้ง 5 ชั้นใช้โครงสร้างที่คล้ายกับชั้นงาน A เพียงแค่ปลูกชั้น n-GaAs ให้หนาเพิ่มขึ้นเป็น 500 nm และจำนวนชั้นของ InAs QD ที่ฝังเข้าไปก็แตกต่างกันด้วยคือ 1, 2, 4 และ 9 ชั้นสำหรับชั้นงาน B2, B3, B4 และ B5 ตามลำดับ โดยตำแหน่งที่ฝังชั้น InAs QD ใช้ตำแหน่งที่ชั้น InAs QD มีระยะห่างระหว่างชั้นเท่าๆ กัน เช่นเดียวกับชั้นงานชนิด A

เมื่อทำการปลูกชั้นงานตามที่ได้ออกแบบแล้ว ชั้นงานถูกนำมาตัดเป็นสี่เหลี่ยมจตุรัสขนาด $5 \times 5 \text{ mm}^2$ เพื่อเตรียมทำขั้วโลหะ การทำขั้วโลหะบนผิวหน้าของชั้นงานได้ทำ pattern เป็นลักษณะสี่เหลี่ยมจตุรัสขนาด $2 \times 2 \text{ mm}^2$ ที่มุมทั้งสี่ของชั้นงาน (ซึ่งเหมาะสมสำหรับการวัดด้วยวิธี Van der Pauw) โดยขั้วโลหะคือ AuGe/Ni วิธีการวัดแบบ Van der Pauw

เป็นวิธีการวัดกระแสและความต่างศักย์ของชิ้นงานในขณะที่ป้อนสนามแม่เหล็ก ค่ากระแสและความต่างศักย์ที่วัดได้ ถูกนำมาคำนวณหาค่าความคล่องตัวของอิเล็กตรอน (μ) และความเข้มข้นของพาหะ (n)



รูปที่ 2. วิธีการวัดแบบ Van der Pauw เป็นกระบวนการในการหาค่าความคล่องตัวของอิเล็กตรอน

รูปที่ 2 แสดงวิธีการวัดแบบ Van der Pauw โดยทำการป้อนกระแสไฟฟ้าให้ไหลจากขั้วโลหะที่ 3 ไปสู่ขั้วโลหะที่ 1 แล้ววัดความต่างศักย์ระหว่างขั้วโลหะที่ 2 กับขั้วโลหะที่ 4 ในขณะเดียวกันก็ทำการป้อนสนามแม่เหล็ก B_z หลังจากนั้นนำค่าที่วัดได้มาคำนวณหาความคล่องตัวของอิเล็กตรอนโดยอาศัยสมการ [6]

$$\mu = \left(\frac{V_H}{V_C} \right) \left(\frac{l}{w} \right) \left(\frac{1}{B_z} \right) \quad (1)$$

เมื่อ

V_H คือ ศักย์ไฟฟ้าที่วัดได้จากปรากฏการณ์ฮอลล์ (หน่วยเป็น V)

V_C คือ ศักย์ไฟฟ้าที่ป้อนเข้าไประหว่างขั้วโลหะที่ 1 และ 3 ของ Hall bar (V)

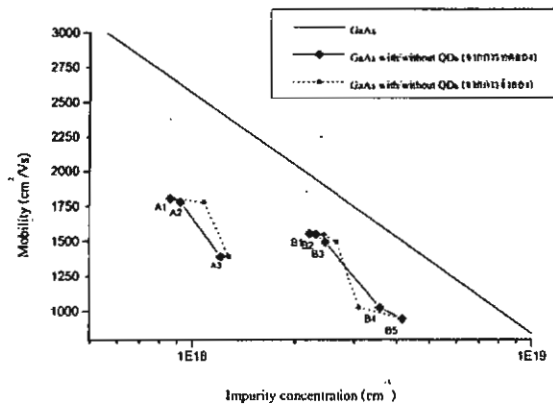
l คือ ระยะทางระหว่างขั้วโลหะที่ 1 กับขั้วโลหะที่ 3 (cm)

w คือ ระยะทางระหว่างขั้วโลหะที่ 2 กับขั้วโลหะที่ 4 (cm)

หัวข้อต่อไปแสดงผลของการวัดค่าความคล่องตัวของอิเล็กตรอนและความเข้มข้นของพาหะ โดยทำการเปรียบเทียบกับค่าความคล่องตัวของชิ้นงานอ้างอิง (A1 และ B1) พร้อมทั้งเปรียบเทียบกับค่าความคล่องตัวของ Bulk GaAs

3. ผลการทดลองและวิเคราะห์ผล

ผลการวัดค่าความคล่องตัวของอิเล็กตรอนและความเข้มข้นของพาหะของชิ้นงาน A1-A3 และ B1-B5 ถูกนำมาแสดงในรูปที่ 3



รูปที่ 3. ค่าความคล่องตัวของอิเล็กตรอนของชิ้นงาน A1-A3 และ B1-B5 เปรียบเทียบกับค่าความคล่องตัวของ Bulk GaAs

จากกราฟจะสังเกตเห็นว่าผลจากการเพิ่มขึ้น InAs QDs ลงไป ในชั้น n-GaAs ทำให้ค่าความเข้มข้นของพาหะเพิ่มขึ้น โดยที่ค่าความเข้มข้นของพาหะของชิ้นงาน A2 ($9.20 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$) และ A3 ($1.21 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$) มีค่าเพิ่มขึ้นจากชิ้นงาน A1 ($8.60 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$) ซึ่งเป็นชิ้นงานอ้างอิง และชิ้นงาน B2-B5 มีค่าความเข้มข้นของพาหะเพิ่มขึ้นจากชิ้นงาน B1 ซึ่งเป็นชิ้นงานอ้างอิง

ความเข้มข้นของพาหะในชิ้นงาน A2, A3, B2, B3, B4 และ B5 ที่เพิ่มขึ้น มีสาเหตุเนื่องจากปริมาณของสารกึ่งตัวนำโดยรวมเพิ่มขึ้น อีกทั้ง InAs ยังเป็นสารกึ่งตัวนำที่มีช่องว่างพลังงานต่ำ (0.35 eV) ซึ่งทำให้มีค่าพาหะอิสระสูงกว่า GaAs ที่ปริมาตรและอุณหภูมิเดียวกัน จากรูปที่ 3 แสดงการเปรียบเทียบระหว่างผลการทดลองและผลจากการคำนวณ โดยในการทดลองนี้ InAs QDs ไม่ถูกเติมด้วยสารเจือปน ในส่วนการจำลอง ทำโดยคิดปริมาตรที่เพิ่มขึ้นของ InAs QDs ที่ใส่เข้าไป แล้วนำมาคำนวณหาความเข้มข้นของพาหะที่สอดคล้องกับค่าความคล่องตัวของพาหะที่วัดได้จากการทดลองแล้วนำมาเปรียบเทียบกับค่าความเข้มข้นของพาหะที่วัดจากการทดลองได้

จากการที่ไม่มีการเติม QDs จึงทำให้คาดเดาว่าค่า carrier concentration ของ InAs QDs น่าจะมีค่าเท่ากับ $1.03 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ ซึ่งเป็นค่า intrinsic carrier concentration ของ InAs ที่อุณหภูมิห้อง แต่เมื่อนำค่าดังกล่าวมาคำนวณหาความเข้มข้นของพาหะที่เพิ่มขึ้น ปรากฏว่าผลที่ได้มีค่าไม่สอดคล้องกับผลการทดลอง โดยการจำลองแบบเบื้องต้นชี้ให้เห็นว่าค่า effective carrier concentration ของ InAs QDs ที่แท้จริงมีค่าขึ้นอยู่กับความหนาของชั้น n-GaAs โดยในกรณีของชิ้นงานในกลุ่ม A ซึ่ง n-GaAs มีความหนา 100 nm จะสามารถคำนวณค่า effective carrier concentration ได้ $1.3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ ในขณะที่ค่าที่ได้สำหรับชิ้นงานในกลุ่ม B จะได้ค่า $6.5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ สาเหตุที่ค่าความเข้มข้นของพาหะใน InAs ที่

ใช้ในการคำนวณมีค่าสูงกว่า background carrier concentration ของ GaAs ถึง 15-30 เท่า อาจเป็นเพราะว่าอิเล็กตรอนที่อยู่ในชั้น n-GaAs ได้เคลื่อนที่เข้ามาอยู่ใน InAs QDs เนื่องจากอาจมองได้ว่าการได้ป GaAs รอบข้าง ซึ่งมีแถบช่องว่างพลังงานสูงกว่า InAs ส่งผลให้เหมือนกับการ modulation doping ให้กับ InAs นั่นเอง

สำหรับ mobility ที่ลดลงมีสาเหตุมาจากว่า เมื่อจำนวนชั้น InAs QDs ในชั้น n-GaAs เพิ่มขึ้น อิเล็กตรอนก็ถูกกระเจิงมากขึ้น (จากรอยต่อของ GaAs/InAs) ตามไปด้วย ซึ่งสามารถเห็นได้จากการคำนวณในตารางที่ 1 ซึ่งแสดงค่า mean free path ของอิเล็กตรอนที่คำนวณได้จากค่าความคล่องตัวของอิเล็กตรอน (μ_n) ที่วัดได้จากชั้นงาน A และ B ทั้ง 8 ชั้นงาน โดยอาศัยสมการ $\mu_n = q\tau/m_n^*$ โดย μ_n คือค่าความคล่องตัวของอิเล็กตรอน, q คือประจุไฟฟ้าของอิเล็กตรอน, m_n^* คือ effective mass ของอิเล็กตรอน และ τ คือ mean free time ของอิเล็กตรอน และ สมการ $x = v_n \tau$ โดย x คือ mean free path ของอิเล็กตรอน และ v_n คือความเร็วของอิเล็กตรอน ซึ่งแสดงให้เห็นว่า เมื่อระยะห่างของชั้นควอนตัมลดลง ค่า mean free path ของอิเล็กตรอนก็ลดลงตามไปด้วย สาเหตุทางกายภาพคือปริมาณ QDs ในระบบมากขึ้น อิเล็กตรอนก็ถูกกระเจิงจากรอยต่อของ GaAs/InAs มากขึ้นด้วย

Sample	mobility (cm ² /V-s)	mean free path (nm)	d(nm)
A1	1807	30.1	100
A2	1780	29.7	50
A3	1392	23.2	33
B1	1557	26.0	500
B2	1550	25.8	250
B3	1495	24.9	167
B4	1029	17.2	100
B5	950	15.8	50

ตารางที่ 1. ค่า mean free path ของอิเล็กตรอนในชั้นของ GaAs ที่ฝัง InAs QDs เปรียบเทียบกับระยะห่างของชั้นควอนตัมคอต โดยที่ d คือค่าระยะห่างระหว่างชั้น InAs QD แต่ละชั้น

4. สรุปผลการทดลอง

บทความนี้ได้นำเสนอผลของ InAs QDs ที่มีต่อความคล่องตัวของอิเล็กตรอนในแกเลียมอาร์เซไนด์ เมื่อจำนวนชั้นควอนตัมคอตที่แทรกอยู่ในชั้น GaAs เพิ่มขึ้น ความคล่องตัวของอิเล็กตรอนที่เคลื่อนไหวในโครงสร้าง GaAs ที่มี QDs ฝังอยู่จะลดลง ในขณะที่ความเข้มข้นพาหะสุทธิเพิ่มขึ้น การที่ความคล่องตัวของอิเล็กตรอนลดลงมีสาเหตุเนื่องมาจากอิเล็กตรอนถูกกระเจิงมากขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับแนวโน้มของ

ค่า mean free path ที่คำนวณได้ สำหรับการเพิ่มขึ้นของค่าความเข้มข้นของพาหะมีสาเหตุเนื่องจากปริมาตรที่เพิ่มขึ้นของ InAs ซึ่งเป็นวัสดุที่ค่าพาหะอิสระสูงกว่า GaAs ที่ปริมาตรและอุณหภูมิเดียวกัน ผลการทดลองนี้ช่วยให้เข้าใจกลไกการเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนในชั้นแกเลียมอาร์เซไนด์ที่มีอินเดียมอาร์เซไนด์ควอนตัมคอตฝังอยู่ได้ดีขึ้น และ อาจเป็นประโยชน์ในการศึกษาและออกแบบสิ่งประดิษฐ์สารกึ่งตัวนำที่อาศัยการฝังตัวของ QD ต่อไป

เอกสารอ้างอิง

- [1] M. Asada, Y. Miyamoto, and Y. Suematsu, "Gain and the threshold of three-dimensional quantum-box laser," *IEEE J. Quantum Electron.*, vol. QE-22, pp. 1919-1921, 1986
- [2] Y. Arakawa and H. Sakaki, "Multidimensional quantum well laser and temperature dependence of its threshold current," *Appl. Phys.*, vol. 40, pp. 939-941, 1982
- [3] S. K. Jung, S. W. Hwang, D. Ahn, J. H. Park, Y. Kim, E. K. Kim, "Fabrication of quantum dot transistors incorporating a single self-assembled quantum dot," *Physica E*, vol. 7, pp. 430-434, 2000.
- [4] V. Aroutiounian, S. Petrosyan, A. Khachatryan, and K. Touryan, "Quantum dot solar cell," *J. Appl. Phys.*, vol. 89, pp. 2268-2271, 2001
- [5] S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow, "Quantum Dot Integration in Heterostructure Solar Cells", 14th International Photovoltaic Science and Engineering Conference
- [6] David C. Look, "Electrical Characterization of GaAs Materials and Devices", John ey & Sons; 1989
- [7] Michael Shur, "Physics of Semiconductor Devices", Prentice-Hall International, Inc

การประชุมวิชาการทางวิศวกรรมไฟฟ้า ครั้งที่ 27
27th Electrical Engineering Conference

Volume II

สาขาบทความ

- ระบบควบคุมและกำลังควบคุม (CT)
- คอมพิวเตอร์และเทคโนโลยีสารสนเทศ (CP)
- การประมวลผลสัญญาณดิจิทัล (DS)
- อิเล็กทรอนิกส์ (EL)
- ไฟฟ้าสื่อสาร (EM)

12 พฤศจิกายน 2547

โรงแรมโซฟิเทล สาขา ออคิด ขอนแก่น



ดำเนินการจัดประชุมโดย
 ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า คณะวิศวกรรมศาสตร์
 มหาวิทยาลัยขอนแก่น



Quantum Dot Molecules for Quantum Computing

S. Suraprapich, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow

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

Phone: 0-2218-6524, Fax: 0-2218-6523, E-mail: suwaree.s@student.chula.ac.th

Abstract

Quantum dot molecules are formed by a modified MBE growth using thin capping and regrowth process. Quantum dot molecules grown in our work are distributed across large surface area. Each molecule comprises 10-12 dots with a specific pattern aligned along $[1\bar{1}0]$ direction. The possibility of developing quantum dot molecules for quantum computation based on quantum cellular automata principle is discussed in this paper.

Keywords: quantum dot molecules, quantum computing, quantum cellular automata, molecular beam epitaxy

1. Introduction

Nanoscale semiconductor quantum dots (QDs) can be realized by self assembly, a technique based on strain relaxation in lattice-mismatched semiconductors [1]. These self-assembled QDs have quantized energy states and the carriers have zero degree of freedom, i.e. electrons and holes are trapped in the dots [2]. In the case of n-doped QDs, electronic transport through QDs is possible via Coulomb blockade phenomenon which at low temperatures could lead to single-electron conduction [3]. Therefore, when quantum dots are used as nanoelectronic devices, they consume very low power and work at high frequency. These unique characteristics are very important for future computer applications which need hardware with smaller footprints, low power consumption but fast computation.

Recent shift in computing methodology has given rise to a new paradigm: quantum cellular automata (QCA) [4]. The principle of QCA is based on charge control in a square cell with 4 dots at its vertices. When the cell contains two excess electrons, they will arrange themselves into the most stable states. Either of which, the electrons will be located in the diagonal QDs, due to Coulombic repulsion of like charges. The two lowest energy configurations represent binary states "1" and "0". The states are changed by Coulombic force, i.e. there is no charge transport between adjacent cells. Therefore, QCA consumes very small power and can compute at very high speed. The main obstacle which delays the implementation of this idea is the difficulty in forming ordered quantum dots, having particular shape and good alignment.

Conventional MBE growth of self-assembled quantum dots by Stranski-Krastranow (SK) growth mode gives rise to quantum dots which are randomly formed with inhomogeneous shape and size. Several approaches have been applied in order to control their homogeneity:

by varying growth rate, growth temperature, source material pressure [5,6], and the use of "top-down" approach such as the use of shadow mask patterning, lithography and etching [7,8].

In this work, we show that quantum dot molecules with specific pattern and alignment can be achieved by molecular beam epitaxy using a template technique which requires only the sequencing of growth processes using thin capping and regrowth. This "bottom-up" approach is more practical in terms of device fabrication. In particular, we have achieved self-assembled quantum dot molecules with specific number and pattern of QDs in each cell. Our thin-capping-and-regrowth technique also provides another benefit: self-alignment of QDs. These self-assembled quantum dot molecules can be a building block for quantum computing based on the quantum cellular automata.

This paper will review the QCA principle in Section 2, which will be followed by experiments and discussions in Sections 3 and 4, respectively.

2. Quantum Cellular Automata (QCA)

The principle of quantum cellular automata (QCA) was first proposed by C.S. Lent et. al, [4]. The basic element of the QCA circuit is a cell made up of four quantum dots arranged at the vertices of a square as shown in Fig. 1. When interdot barriers are high, two excess electrons tend to align along either one diagonal, representing either a "1" or "0" state. The interaction between cells is purely Coulombic: no net current flows along the cells, leading to extremely low power consumption [9,10].

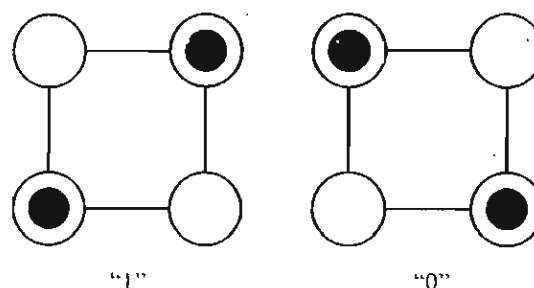


Fig. 1 QCA cell consists of four dots separated by tunneling barriers with two excess electrons. Electrons align along diagonals, representing the binary state "1" or "0" [9].

QCA is an approach which is applicable to binary computing at the nanoscale [11]. As an alternative to the 4-dot QCA in Fig. 1, Lent et. al. also propose a six-dot cell that has three charge

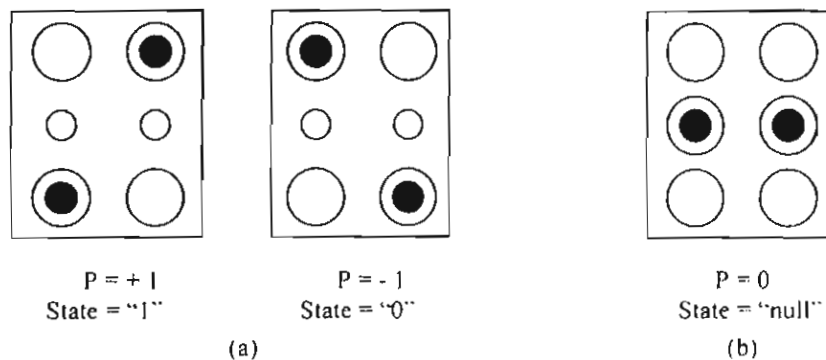


Fig. 2 Schematic of the six-site QCA cell (a) When the occupation energy of the middle dots is high, each electron is essentially localized to a single dot and Coulombic repulsion causes the electrons to occupy antipodal sites within the cell. The two resulting bistable states correspond to cell polarizations of $P = +1$ and $P = -1$. These polarizations have bit values 1 and 0, respectively. (b) When the occupation energy of the middle dots is low enough to overcome the Coulombic repulsion of the electrons, the electrons occupy the middle dots. This configuration is designated the "null" state with $P = 0$ [11].

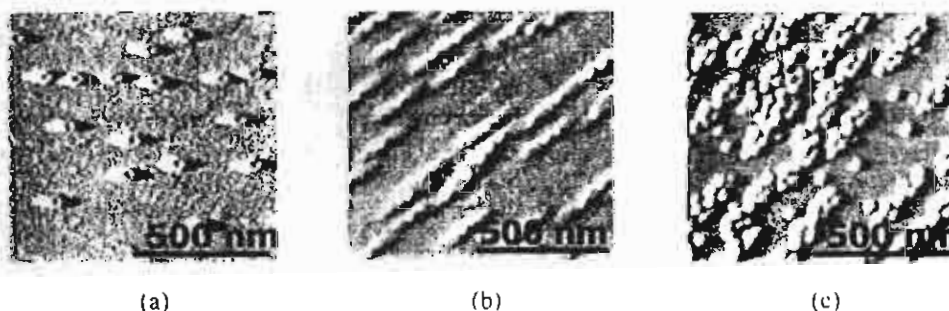


Fig. 3 (a) Nanoholes created by thin capping process. (b) Nano-propeller quantum dots obtained by the regrowth of 0.6 ML of InAs on the nanoholes. (c) Quantum dot molecules obtained by the regrowth of 1.2 ML of InAs on the nanoholes.

configurations shown in Fig. 2. These configurations can represent multiple logic states: two polarized charge configurations of $P = 1$ and $P = -1$ representing a binary "1" and "0" shown in Fig. 2(a), and the null state ($P = 0$) where electrons occupy the central two dots shown in Fig. 2(b).

From the review of the QCA principle, QCA logic devices should be made from cells comprising 4 or 6 dots, depending on the cell architecture. There are many possibilities to fabricate working QCA devices using metal dots [12], or using redox centers as dots in molecular QCA.

In our work, we focus on InAs/GaAs semiconductor quantum dots system. Self-assembled InAs quantum dots could represent dots in QCA cells, if they can be controlled to arrange in specific ordered patterns with specific number of dots in each cell as mentioned above. Self-assembled dots grown by this "bottom-up" approach are simple to make and are defect-free which are the main advantages over a typical process using lithography and etching. We are attempting to grow quantum dot molecules with the

ultimate aim of applying them in quantum computing applications.

3. Quantum Dot Molecules

Molecular beam epitaxy is the key system used to grow self-assembled InAs quantum dots on GaAs substrates in our experiments [13,14]. The dots form randomly on the substrate surface with some inhomogeneity in dot size and shape when 1.8 ML of InAs is deposited. Nevertheless, we succeed in growing uniform self-assembled InAs quantum dots via thin capping and regrowth process. By capping the InAs quantum dots with a thin layer of GaAs, the resulting anisotropic strain fields modify the initial dots into nanoholes with footprints along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction as shown in Fig. 3(a).

On top of the nanoholes, we grow 0.6 ML of InAs which results in nano-propeller type quantum dots with improved dot uniformity as shown in Fig. 3(b). When the deposited thickness of InAs increases to 0.9 ML and 1.2 ML, sets of quantum dots with a specific pattern are formed. We name these quantum dot sets as "quantum dot molecules". The quantum dot molecules with 10-12 dots surrounding each centered dots are

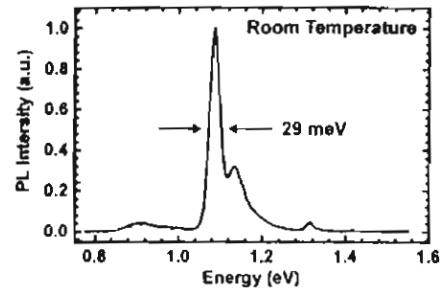


Fig. 4 Quantum dot molecules with 4-5 dots arranged in a square shape (dashed line) is ideal for QCA application.

Fig. 5 Self-aligned quantum dots grown by repeating thin capping and regrowth three times.

Fig. 6 Photoluminescence spectrum of nano-propeller quantum dots.

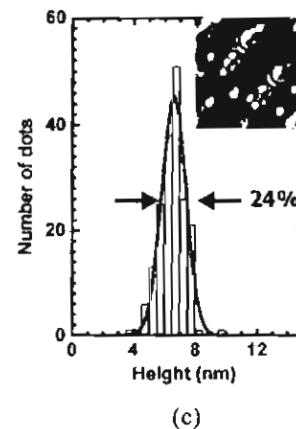
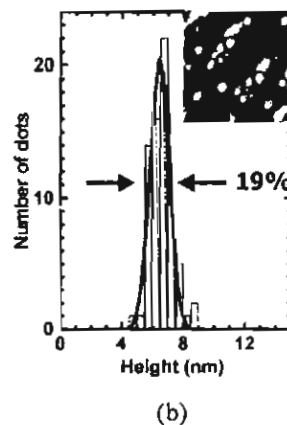
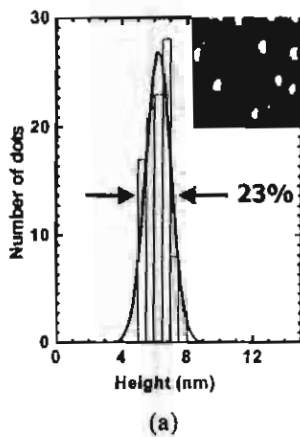


Fig. 7 Histograms of (a) nano-propeller type quantum dots, (b) quantum dot molecules (centered dots), and (c) quantum dot molecules (satellited dots).

shown in Fig. 3(c). The dot density of the quantum dot molecules in Fig 3 (c) is approximately $3 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, an increase of one order of magnitude from $2 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ obtained when growth takes place on the flat GaAs substrate.

There are several issues which have to be resolved before quantum dot molecules could be considered a candidate for quantum computing applications:

1. According to the QCA principle, quantum dot molecules with only 4-6 dots per cell are required; see the dashed line in Fig. 4. This could be achieved using appropriate nano-templates. By adjusting the thin capping layer and the growth temperature, we are hoping to obtain the preferred configuration in the near future.

2. Alignment. QCA cell array can be used as a shift registers which serves as an information transfer mechanism. The QCA array should be aligned in a straight line for efficiency. Self-alignment of templated quantum dots is our primary goal and will be instrumental in obtaining self-aligned quantum dot molecules. In our preliminary investigation, we found that repetition of thin capping and regrowth process lead to dot alignment. The AFM image of 3 cycles growth

process shown in Fig. 5 confirms our expectation of self-aligned quantum dots. Consequently, self-aligned quantum dot molecules are possible.

4. Discussion

Nanoelectronic applications require uniform quantum dots. We found that the nano-propeller type quantum dots grown using our thin-capping-and-regrowth MBE process are very uniform. This is confirmed by the photoluminescence (PL) spectrum of the nano-propeller type quantum dots (0.6 ML of regrown InAs thickness) with a narrow full-width-at-half-maximum (FWHM) of 29 meV in Fig. 6, lower than 40-60 meV of conventional self-assembled quantum dots grown by standard MBE process. The narrower line width implies improved dot homogeneity.

When we increase the regrown InAs thickness from 0.6 ML to 1.2 ML, quantum dot molecules are formed. The centered dots in quantum dot molecules are bigger, due to earlier dot formation. However, the dots become less uniform. The satellite dots surrounding the centred dot appear at a later stage and lose their uniformity as a result. The comparison between dot uniformity of 0.6 ML and 1.2 ML regrown InAs QDs is shown in the dot height histograms in Fig. 7. In the case

of 1.2 ML InAs regrowth, the histograms of the centered dots (fig. 7 (b)) and of the satellited dots (fig. 7 (c)) are separately shown for a better analysis. It is clear from the figures that the centered dots are more uniform than the satellite dots.

In summary, our modified MBE process which involves repeated thin capping and regrowth yields QDs which are more uniform than the QDs originally formed on the flat GaAs substrate. Our unique growth process gives rise to quantum dot molecules which are a grouping of 10-12 dots oriented in the $[1\bar{1}0]$ direction. Further work is needed to reduce the number of dots in each group/cell to four or six before our quantum dot molecules can be considered a candidate for quantum computing applications.

5. Acknowledgement

The authors acknowledge financial supports from the Asian Office for Aerospace Research and Development (AOARD), the U.S. Air Force, and Thailand Research Fund (TRF) through the Royal Golden Jubilee Ph.D. program and senior researcher award.

References

- [1] D. Leonard, M. Krishnamurthy, C. M. Reaves, S. P. Denbaars, and P. M. Petroff, "Direct formation of quantum-sized dots from uniform coherent islands of InGaAs on GaAs surfaces," *Applied Physics Letters*, vol.63, pp. 3203-3205, 1993.
- [2] L. G. Wang, P. Kratzer, N. Moll, and M. Scheffler, "Size, shape, and stability of InAs quantum dots on the GaAs(001) substrate," *Physical review B*, vol.62, pp. 1897-1904, 2000.
- [3] C. Thelander, T. Martensson, M. T. Bjork, B. J. Ohlsson, M. W. Larsson, L. R. Wallenberg, and L. Samuelson, "Single-electron transistors in heterostructure nanowires," *Applied Physics Letters*, vol. 83, pp. 2052-2054, 2003.
- [4] C. S. Lent, P. D. Tougaw, and W. Porod, "Bistable saturation in coupled quantum dots for quantum cellular automata," *Applied Physics Letters*, vol. 62, pp. 714-716, 1993.
- [5] P. B. Joyce, T. J. Krzyzewski, G. R. Bell, and T. S. Jones, "Effect of growth rate on the size, composition, and optical properties of InAs/GaAs quantum dots grown by molecular-beam epitaxy," *Physical Review B*, vol. 62, pp. 10891-10895, 2000.
- [6] W. Seifert, N. Carlsson, M. Miller, M. E. Pistol, L. Samuelson, and L. R. Wallenberg, "In-situ growth of quantum dot structures by the Stranski-Krastanow growth mode," *Progress in Crystal Growth and Characterization*, vol. 33, pp. 423-471, 1996.
- [7] H. Nakamura, S. Kohmoto, T. Ishikawa, and K. Asakawa, "Novel nano-scale site-controlled InAs quantum dot assisted by scanning tunneling microscope probe," *Physica E*, vol. 7, pp. 331-336, 2000.
- [8] B. C. Lee, S. D. Lin, C. P. Lee, H. M. Lee, and J. C. Wu, "Selective growth of single InAs quantum dots using strain engineering," *Applied Physics Letters*, vol. 80, pp. 326-328, 2002.
- [9] J. Timler and C. S. Lent, "Power gain and dissipation in quantum-dot cellular automata," *Journal of Applied Physics*, vol. 91, pp. 823-831, 2002.
- [10] L. Bonci, M. Gattobigio, G. Iannaccone, and M. Macucci, "Simulation of time evolution of clocked and nonclocked quantum cellular automata circuits," *Journal of Applied Physics*, Vol. 92, pp. 3169-3178, 2002.
- [11] J. Timler and C. S. Lent, "Maxwell's Demon and quantum-dot cellular automata," *Journal of Applied Physics*, vol. 94, pp. 1050-1060, 2003.
- [12] R. Kummamuru, J. Timler, G. Toth, C.S. Lent, R. Ramasubramaniam, A.O. Orlov, G.H. Bernstein and G.L. Snider, "Power gain in a quantum-dot cellular automata latch," *Applied Physics Letters*, vol.81, pp. 1332-1335, 2002.
- [13] S. Kiravittaya, R. Songmuang, S. Thainoi, S. Sopitpan, S. Kanjanachuchai, S. Rattanathamaphan, M. Sawadsaringkam, and S. Panyakeow, "Self-assembled composite quantum dots for photovoltaic applications," *Proceedings of the 28th IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, pp. 818-821, 2000.
- [14] S. Kiravittaya, R. Songmuang, P. Changmuang, S. Sopitpan, S. Rattanathamaphan, M. Sawadsaringkam, and S. Panyakeow, "InAs/GaAs self-assembled quantum dots on (411)A GaAs by molecular beam epitaxy," *Journal of Crystal Growth*, vol. 227-228, pp. 1010-1015, 2001.



Suwaree Suraprapapich was born in Khonkaen, on March 24, 1981. She received the B. Eng. Degree with first class honors in Electrical Engineering from Kasetsart University, Bangkok, Thailand in 2002. Now she is a Ph.D student in Electrical Engineering at Chulalongkorn University.



Songphol Kanjanachuchai received the M.Eng. Degree with first class honours in Electrical and Electronic Engineering from Imperial College of Science, Technology and Medicine, University of London, in 1995. He later went to the Cavendish Laboratory, Cambridge University. Where in 1999 he received the Ph.D. degree in Physics for his work in Si/SiGe-based single-electron- and single-hole quantum dot transistors. His interests include nanofabrication techniques, quantum-sized effects in silicon and compound semiconductor transistors, high frequency devices and novel material for (opto-)electronic applications such as self-assembled quantum dots, carbon nanotubes and molecular wires.



Somsak Panyakeow is a professor rank 11, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University. His research interest covers wide range of semiconductor devices and materials including their applications in optoelectronics and nanoelectronics.

การประชุมวิชาการทางวิศวกรรมไฟฟ้า ครั้งที่ 28

28th Electrical Engineering Conference



Volume II

ไฟฟ้าสื่อสาร (CM)
คอมพิวเตอร์และเทคโนโลยีสารสนเทศ (CP)
การประมวลผลสัญญาณดิจิทัล (DS)
อิเล็กทรอนิกส์ (EL)
งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับวิศวกรรมไฟฟ้า (GN)

Electrical Engineering



Western
Digital



ศูนย์เทคโนโลยีอิเล็กทรอนิกส์และคอมพิวเตอร์แห่งชาติ

ภาคีวิชาการวิศวกรรมไฟฟ้า
คณะกรรมการส่งเสริมการศึกษาด้านวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยธรรมศาสตร์
20 - 21 ตุลาคม 2548
ณ โรงแรม เฟิร์ส วิลเลจ ๑ ถนน

ผลการไบแอสแผ่นฐานที่มีต่อความต่างศักย์วิกฤตของมอสเฟตขนาด 5 μm

The effects of substrate bias on the threshold voltage of 5 μm MOSFETs

สุรชนฐ ภิรมย์กิจ*, ทรงพล กาญจนชูชัย*, อนุชา เรืองพานิช**, อัมพร โพธิ์ไธ**, สุวัฒน์ ไสภักดิ์พันธ์** และอิทธิ ฤทธาภรณ์**

* ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ถนนพญาไท เขตปทุมวัน กรุงเทพฯ 10330 โทร 0-22186522 โทรสาร 0-22186523

** ศูนย์เทคโนโลยีไมโครอิเล็กทรอนิกส์ ศูนย์เทคโนโลยีอิเล็กทรอนิกส์และคอมพิวเตอร์แห่งชาติ

51/4 หมู่ 1 ต.วังตะเคียน อ.เมือง จ.ฉะเชิงเทรา โทร 0-3885-7100..9

บทคัดย่อ

การไบแอสแผ่นฐานเป็นแนวทางหนึ่งในการปรับลักษณะสมบัติของมอสเฟต โดยผลการทดลอง แสดงให้เห็นว่าความต่างศักย์วิกฤตของมอสเฟตเปลี่ยนแปลงไปเมื่อมีการไบแอสแผ่นฐาน จากการทดสอบมอสเฟตขนาด 5 μm ที่ผลิตโดย TMEC นั้น ได้ผลการทดสอบคือ n-MOS มีการเปลี่ยนแปลงของความต่างศักย์วิกฤตมากกว่า p-MOS ประมาณ 6.9 เท่า เนื่องจาก n-MOS ได้รับผลกระทบจากการไบแอสแผ่นฐานมากกว่า p-MOS นั่นเอง โดยมี γ หรือสัมประสิทธิ์ของผลกระทบจากการไบแอสแผ่นฐานเป็นตัวแปรที่เกี่ยวข้อง อย่างไรก็ตาม ค่า γ นั้นจะขึ้นกับความเข้มข้นในการโด๊ปแผ่นฐาน และความหนาของชั้นเกิดออกไซด์ ซึ่งทั้ง 2 พารามิเตอร์นี้ สามารถควบคุมได้จากกระบวนการผลิต

Abstract

Substrate bias can be used to adjust MOSFET's characteristics. The experiment showed that the substrate bias can change the threshold voltages of n-type and p-type MOSFET. According to the tests of TMEC's 5- μm MOSFETs, the change of the threshold voltage of n-MOS is about 6.9 times more than that of p-MOS because n-MOS is affected by the substrate bias more than p-MOS. The body effect coefficient (γ) determines how much V_T is affected by the substrate bias and γ depends on the substrate doping concentration and gate oxide thickness, both of which can be controlled through the fabrication process.

1. บทนำ

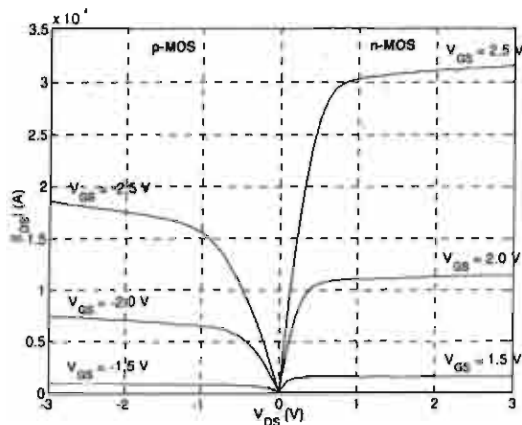
ในอดีตได้มีการทดสอบและวิจัยสมบัติของมอสเฟตที่ผลิตขึ้นในประเทศไทย โดยศูนย์เทคโนโลยีไมโครอิเล็กทรอนิกส์ (TMEC) ในด้านต่าง ๆ มากมาย โดยเฉพาะในด้านการพัฒนากระบวนการผลิต อาทิ เช่น การพัฒนามาตรฐานสำหรับ CMOS 5 μm [1], การหาค่าพารามิเตอร์สำหรับ Spice จาก Test Element Group [2] หากแต่ยังไม่มีการนำเสนอที่มาของผลจากการทดสอบการไบแอสแผ่นฐาน โดยละเอียดที่ทำให้ได้มาซึ่งค่า γ หรือ Body effect coefficient

ดังนั้น ในหัวข้อการวิจัยนี้ จะนำเสนอรายละเอียดของการทดสอบมอสเฟตเมื่อถูกไบแอสแผ่นฐาน โดยจะเริ่มจากการศึกษาทฤษฎีเกี่ยวกับความต่างศักย์วิกฤตซึ่งเกี่ยวข้องกับการไบแอสแผ่นฐาน ตามด้วยการทดสอบการไบแอสแผ่นฐานในรูปแบบของกราฟและตารางเพื่อใช้ในการวิเคราะห์ ส่วนในหัวข้อการวิเคราะห์นั้น จะบังคับให้เห็นถึงพารามิเตอร์ที่เป็นสาเหตุสำคัญที่ทำให้ผลจากการไบแอสแผ่นฐานที่มีต่อ n-MOS และ p-MOS มีความแตกต่างกัน โดยข้อมูลและผลการทดสอบที่ได้เหล่านี้จะเป็นประโยชน์ในการวิเคราะห์ทางไฟฟ้า เพื่อเป็นแนวทางในการวิเคราะห์ทรานซิสเตอร์ที่สร้างขึ้นต่อไป

2. ความต่างศักย์วิกฤตกับการไบแอสแผ่นฐาน

หลักการเบื้องต้นเกี่ยวกับมอสเฟต คือ ในสภาวะปกติของมอสเฟตชนิด Enhancement จะไม่มีกระแสไหลแม้ว่าแรงดันระหว่างเกตกับซอร์ส จะมากกว่า 0 V ก็ตาม แต่เมื่อมีการป้อนแรงดันเกตชั่วขณะ จะเกิดความแตกต่างระหว่างแรงดันเกตกับแผ่นฐาน ทำให้เกิดสนามไฟฟ้าขึ้น แรงดันเกตที่เหมาะสม (สูงกว่าค่าวิกฤต หรือ Threshold Voltage) จะมีอิทธิพลจากสนามไฟฟ้าที่เพียงพอ ทำให้เกิดการเหนี่ยวนำพาหะ (อิเล็กตรอนใน n-MOS หรือ โฮลใน p-MOS) เกิดเป็นชั้นหรือช่องทาง (Channel) ขึ้นที่ผิวของสารกึ่งตัวนำ ดังนั้นเมื่อใส่แรงดันระหว่างเกตกับซอร์ส กระแสจะสามารถไหลผ่านช่องทางที่ถูกเหนี่ยวนำขึ้นได้ [3]

ทรานซิสเตอร์ที่ใช้ในการทดสอบถูกสร้างโดยกรรมวิธีการสร้างมอสเฟตตามปกติ ดังนั้น ในเบื้องต้น จึงทำการทดสอบคุณสมบัติพื้นฐาน คือ ลักษณะสมบัติขาออกของ n-MOS และ p-MOS ที่มีขนาดความกว้างต่อความยาว หรือ $W/L = 80\mu\text{m}/5\mu\text{m}$ ซึ่งได้ผลการทดสอบดังรูปที่ 1



รูปที่ 1 ลักษณะสมบัติกระแส-แรงดันขาออกของ n-MOS และ p-MOS
ขนาด $W/L = 80\mu\text{m}/5\mu\text{m}$

จากรูปที่ 1 จะเห็นว่า n-MOS และ p-MOS เริ่มนำไฟฟ้าที่ $|V_{GS}| \approx 1.3 \text{ V}$ ซึ่งเป็นค่าความต่างศักย์วิกฤตของมอสเฟตทั้ง 2 อย่างไรก็ดีตามความสามารถในการนำไฟฟ้าจะแตกต่างกัน โดย n-MOS จะนำไฟฟ้าได้ดีกว่า p-MOS สังเกตได้จากที่สภาวะการไบแอสเดียวกัน กระแส (I_{DS}) ของ n-MOS จะสูงกว่า p-MOS

สำหรับค่าความต่างศักย์วิกฤต (Threshold voltage, V_T) ของมอสเฟตเป็นไปตามความสัมพันธ์ [4]

$$V_T = \Phi_{ms} - \frac{Q_i}{C_i} - \frac{Q_d}{C_i} + 2\phi_F \quad (1)$$

เมื่อ Φ_{ms} คือ ผลต่างของค่า work function ระหว่างโลหะกับสารกึ่งตัวนำ

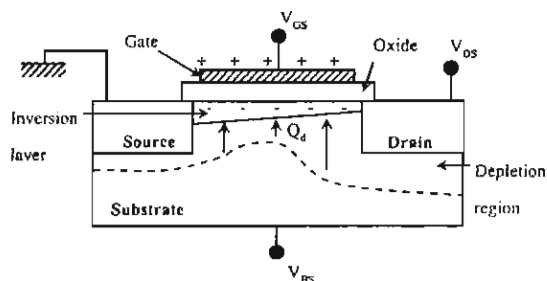
Q_i คือ ค่าประจุขั้วผลในรอยต่อ

C_i คือ ค่าความเก็บประจุต่อหน่วยพื้นที่ของฉนวน

Q_d คือ ค่าประจุในย่านปลดพาหะ

ϕ_F คือ ศักย์ไฟฟ้าที่ทำให้เกิดขึ้น inversion layer

เมื่อมีการไบแอสให้แก่มอสเฟตด้วยแรงดัน V_{BS} จะทำให้ความกว้างของแถบปลดพาหะระหว่างเกตและแผ่นฐานเปลี่ยนแปลงไป ผลที่ตามมา คือ ค่าประจุในย่านปลดพาหะ (Q_d) และความต่างศักย์วิกฤต (V_T) จะเปลี่ยนแปลงตามไปด้วย



รูปที่ 2 ภาพตัดขวางโครงสร้างของมอสเฟต (n-MOS)

จากรูปที่ 2 ประจุ Q_d เป็นประจุซึ่งถูกหลักโดยสนามไฟฟ้าในย่านปลดพาหะที่เกิดขึ้นเนื่องจากผลของความต่างศักย์ระหว่างเกตกับแผ่นฐาน ดังนั้น ที่ $V_{BS} = 0 \text{ V}$, ประจุ Q_d ซึ่งมีค่า [4]

$$Q_d = [2\epsilon_s q N_{sub} (2\phi_F)]^{1/2} \quad (2)$$

แต่เมื่อมีการไบแอสแผ่นฐานด้วยแรงดัน V_{BS} ก็จะเปลี่ยนไปเป็น [4]

$$Q_d = [2\epsilon_s q N_{sub} (2\phi_F + V_{BS})]^{1/2} \quad (3)$$

เมื่อ ϵ_s คือ ค่า Permittivity ของ Si $\approx 1.05 \times 10^{-12} \text{ F/cm}$

q คือ ค่าประจุไฟฟ้าของอิเล็กตรอนมีค่า $= 1.6 \times 10^{-19} \text{ C}$

N_{sub} คือ ค่าความเข้มข้นการโด๊ปของแผ่นฐาน

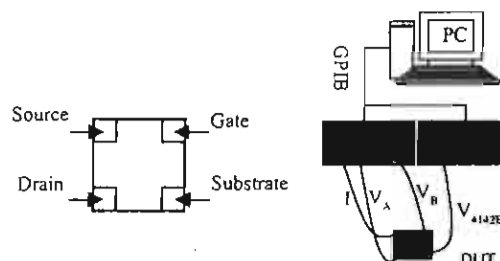
เมื่อแทนค่าสมการที่ (2) และ (3) ลงใน (1) จะสามารถคำนวณค่าความต่างศักย์วิกฤตที่เปลี่ยนแปลงไปได้ดังสมการ

$$\Delta V_T = \frac{\sqrt{2\epsilon_s q N_{sub}}}{C_i} [(2\phi_F + V_{BS})^{1/2} - (2\phi_F)^{1/2}] \quad (4)$$

จากทฤษฎีข้างต้น สามารถใช้เป็นแนวทางในการทดสอบการไบแอสแผ่นฐาน ซึ่งจะกล่าวถึงวิธีการและผลการทดสอบในหัวข้อถัดไป

3. ผลการไบแอสแผ่นฐาน

การทดสอบมอสเฟตขนาด $W/L = 80\mu\text{m}/5\mu\text{m}$ นั้น กระทำโดยเขียนโปรแกรมเพื่อควบคุมเครื่องมือวัด HP4140B (pA Meter) และ HP4142B (Modular DC source/Monitor) ในการจ่ายแรงดันและวัดกระแสที่ขั้วต่างๆ ของมอสเฟตซึ่งมีลักษณะดังรูปที่ 3



รูปที่ 3 ตำแหน่งขั้ว และการต่อเครื่องมือวัดกับขั้วต่างๆของมอสเฟต

ในขั้นตอนการทดสอบ ได้ทำการตั้งค่า $|V_{GS}| = 2 \text{ V}$ แต่เปลี่ยนค่า V_{GS} แล้ววัดกระแส และจากค่ากระแสที่ได้ นำมาพล็อตกราฟที่แสดงของกระแส-แรงดัน หรือ ลักษณะสมบัติถ่ายโอนในย่านอิ่มตัว (Saturation region transfer characteristics) ของมอสเฟต โดยที่กราฟแต่ละเส้นเป็นผลจากการไบแอสแผ่นฐานด้วย V_{BS} ค่าต่างๆกัน

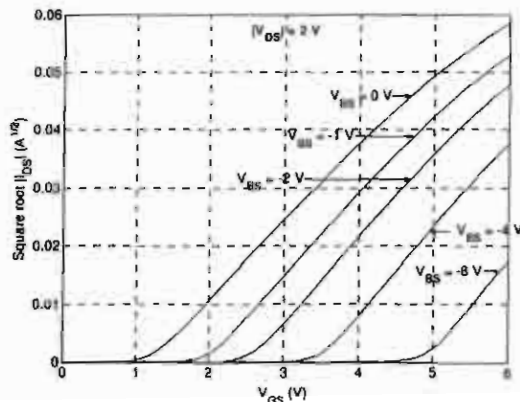
ค่าความต่างศักย์วิกฤตนั้น วิเคราะห์ได้จากความสัมพันธ์ [4]

$$\sqrt{I_{DS}(\text{sat})} \approx \sqrt{\frac{K_n(\text{sat})}{2}} (V_{GS} - V_T) \quad (5)$$

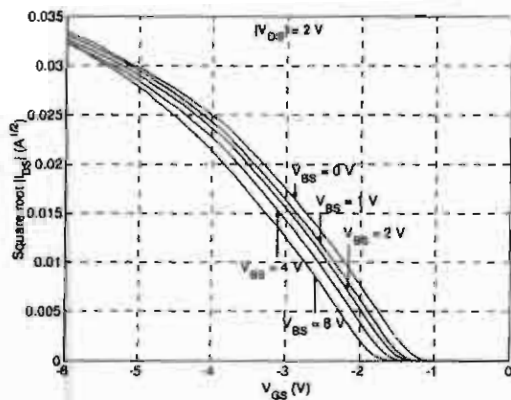
เมื่อ $K_n(\text{sat})$ คือ Transconductance ในย่านอิ่มตัวของมอสเฟต

การทดสอบได้ผลดังแสดงในกราฟรูปที่ 4 และจากการ extrapolation กราฟแต่ละเส้น มาตัดกับแกนอน ($I_{DS} = 0 \text{ A}$) จะได้ค่าตัด

แทนคือ $V_T = V_{OS}$ ตามสมการที่ (5) ซึ่งผลการวิเคราะห์ด้วยเงื่อนไข V_{BS} แต่ละค่าในรูปที่ 4 ทำให้ได้ค่าความต่างศักย์วิกฤตดังแสดงในตารางที่ 1



(a)



(b)

รูปที่ 4 ลักษณะสมบัติกราฟที่สองของกระแสแรงดันของมอสเฟตชนิด

$W/L = 80\mu m/5\mu m$ เมื่อทำการเปลี่ยนแปลง V_{BS} ของมอสเฟตชนิด

(a) n-MOS

(b) p-MOS

ตารางที่ 1 ความต่างศักย์วิกฤตเมื่อมีการไบแอสแผ่นฐานค่าต่างๆ

V_T (V)	$ V_{BS} $ (V)	0 V	1 V	2 V	4 V	8 V
n-MOS (V)		1.22	1.96	2.55	3.45	4.90
p-MOS (V)		-1.3	-1.45	-1.52	-1.62	-1.82

จากทฤษฎีความต่างศักย์วิกฤตของมอสเฟตที่เปลี่ยนแปลงไปเมื่อมีการไบแอสแผ่นฐานดังสมการที่ (4), ค่าความต่างศักย์วิกฤตที่ได้จากการทดสอบดังตารางที่ 1 และการคำนวณค่า ϕ_F ทั้ง 3 นี้ สามารถนำมาวิเคราะห์ความสัมพันธ์ของการไบแอสแผ่นฐานกับการเปลี่ยนแปลงความต่างศักย์วิกฤตได้ตามขั้นตอนดังต่อไปนี้ [4]

$$\phi_F = \frac{kT}{q} \ln \frac{N_a}{n_i} \text{ (n-MOS)}, \quad \phi_F = \frac{kT}{q} \ln \frac{N_d}{n_i} \text{ (p-MOS)}$$

$$\frac{kT}{q} = 0.0259 \text{ ที่ } 300 \text{ K}, \quad n_i = 1.5 \times 10^{10} \text{ cm}^{-3}$$

$$N_a = 3 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}, \quad N_d = 1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3} \quad [2]$$

จะได้ว่า สำหรับ n-MOS, $\phi_F = 0.376 \text{ V}$

สำหรับ p-MOS, $\phi_F = 0.288 \text{ V}$

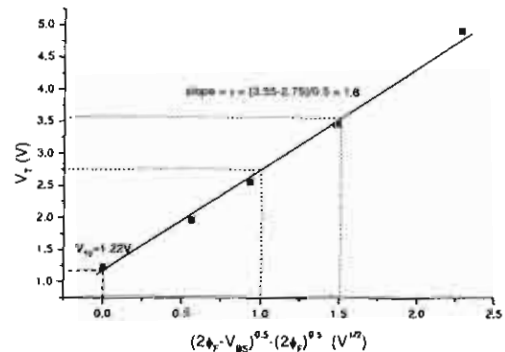
จากความต่างศักย์วิกฤตที่เปลี่ยนแปลง, $V_T = V_{T0} + \Delta V_T$ (6)

$$\text{และ [5]} \quad V_T = V_{T0} + \gamma \left(\sqrt{2\phi_F \mu V_{BS}} - \sqrt{2\phi_F} \right) \quad (7)$$

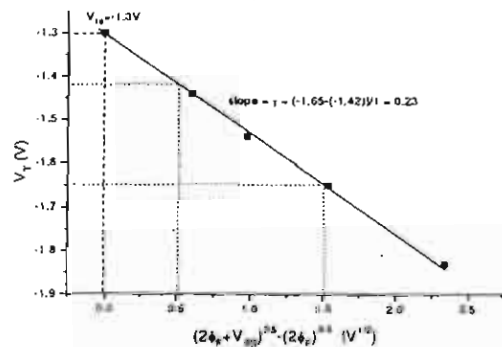
เมื่อ V_{T0} = ค่าความต่างศักย์วิกฤตเมื่อ $V_{BS} = 0 \text{ V}$

γ = Slope

นำมาพล็อตกราฟโดยการไบแอสแผ่นฐานของ n-MOS เป็นลบ (-) และการไบแอสแผ่นฐานของ p-MOS เป็นบวก (+) จะได้กราฟความสัมพันธ์ของความต่างศักย์วิกฤตกับผลจากการไบแอสแผ่นฐานดังรูปที่ 5



(a)



(b)

รูปที่ 5 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความต่างศักย์วิกฤตกับ $\sqrt{2\phi_F \mu V_{BS}} - \sqrt{2\phi_F}$ ของมอสเฟตชนิด $W/L = 80\mu m/5\mu m$ ชนิด

(a) n-MOS

(b) p-MOS

จากผลการทดสอบสามารถวิเคราะห์สาเหตุของความแตกต่างของผลการไบแอสแผ่นฐาน และพารามิเตอร์ที่เกี่ยวข้องได้ดังนี้ต่อไป

4. บทวิเคราะห์

ในการวิเคราะห์ผลการไบแอสแผ่นฐานจะเริ่มพิจารณาจากค่าพารามิเตอร์จากกระบวนการผลิต คือ N_A , N_D และ t_{ox} (n-MOS, $t_{ox} = 56$ nm และ p-MOS, $t_{ox} = 52$ nm) [2] โดยนำค่าเหล่านี้ไปคำนวณค่าสัมประสิทธิ์ของผลจากการไบแอสแผ่นฐาน (ความชันในสมการที่ (4)) ได้ค่าดังตารางที่ 2 และพบว่ามีความตรงกับค่า γ ที่ได้จากผู้ผลิต ($\gamma_{n-MOS} = 1.61 \text{ V}^{1/2}$, $\gamma_{p-MOS} = 0.27 \text{ V}^{1/2}$) [2]

ตารางที่ 2 ค่าสัมประสิทธิ์ของผลจากการไบแอสแผ่นฐานที่คำนวณจาก

พารามิเตอร์ในกระบวนการผลิต	
MOSFET	$\frac{\sqrt{2\epsilon_s q N_{sub}}}{C_i} = \frac{\sqrt{2\epsilon_s q N_{sub}}}{\epsilon_{ox} / t_{ox}} \text{ (V}^{1/2}\text{)}$
n-MOS	1.6064
p-MOS	0.2723

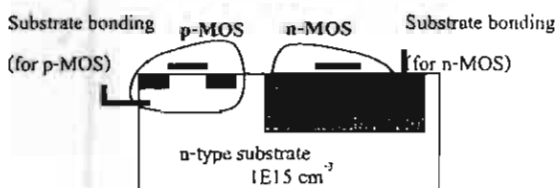
นอกจากนี้เมื่อนำค่าความชันจากกราฟในรูปที่ 5 หรือ γ และค่าที่คำนวณได้จากตารางที่ 2 มาพิจารณาเปรียบเทียบกัน จะได้ตารางที่ 3 ซึ่งเป็นการเปรียบเทียบค่าที่ได้จากผลการทดสอบกับค่าที่ได้จากผู้ผลิต

ตารางที่ 3 ค่าพารามิเตอร์ที่เป็นผลจากการไบแอสแผ่นฐานของ n-MOS

และ p-MOS ขนาด W/L = 80 μ m/5 μ m

MOSFET	$\gamma \text{ (V}^{1/2}\text{)}$	$\gamma_{TMEC} \text{ (V}^{1/2}\text{)}$	%Error
n-MOS	1.60	1.61	0.62
p-MOS	0.23	0.27	14.8

จากตารางที่ 3 จะเห็นว่าค่า γ ของ n-MOS มากกว่า p-MOS สอดคล้องกับผลการทดสอบดังรูปที่ 4 และ 5 คือ เมื่อมีการไบแอสแผ่นฐาน ความด่างศักย์วิกฤตของ n-MOS เปลี่ยนแปลงไปมากกว่า p-MOS ซึ่งสาเหตุนี้ มาจากกระบวนการผลิต



รูปที่ 6 ภาพตัดขวางของ CMOS ที่ผลิตโดย TMEC เบื้องต้น

รูปที่ 6 แสดงข้อมูลการได้ป้อนแผ่นฐานและการบอนด์แก่ขั้วแผ่นฐานของมอสเฟต จะเห็นได้ว่า ขั้วแผ่นฐานของ n-MOS คือส่วนที่เป็น p-well ในขณะที่ขั้วแผ่นฐานของ p-MOS คือส่วนที่เป็น n-substrate ซึ่งทั้ง 2 ส่วนนั้น ถูกได้ป้อนด้วยความเข้มข้นต่างกัน

จากสมการที่ (6), (7), และทฤษฎีในสมการที่ (4) สามารถสรุปเป็นความสัมพันธ์ได้ดังนี้

$$\gamma = \frac{\sqrt{2\epsilon_s q N_{sub}}}{C_i} = \frac{\sqrt{2\epsilon_s q N_{sub}}}{\epsilon_{ox} / t_{ox}} \quad (7)$$

$$\gamma \propto \sqrt{N_{sub}} \times t_{ox} \quad (8)$$

พิจารณาจากการทดสอบ $\frac{\gamma_{n-MOS}}{\gamma_{p-MOS}} = \frac{1.60}{0.23} = 6.96$ เท่า

ส่วนค่าทางทฤษฎีซึ่งคำนวณจากพารามิเตอร์ที่ได้จากกระบวนการผลิต

$$\text{จะได้ } \frac{\sqrt{N_{ox}} \times t_{ox, n-MOS}}{\sqrt{N_{ox}} \times t_{ox, p-MOS}} = \frac{\sqrt{3.0 \times 10^{18}} \times 56}{\sqrt{1.0 \times 10^{18}} \times 52} = 5.90 \text{ เท่า สำหรับ}$$

อัตราส่วนของค่า $\gamma_{n-MOS}/\gamma_{p-MOS}$ จากการทดสอบซึ่งแตกต่างจากการคำนวณจากพารามิเตอร์ในกระบวนการผลิตนั้น เป็นผลมาจากความคลาดเคลื่อนในการวัดและประมาณค่าจากกราฟ รวมถึงความไม่แน่นอนในกระบวนการผลิตอีกด้วย

5. บทสรุป

จากการวิเคราะห์ทั้งหมดข้างต้น สรุปได้ว่า การควบคุมผลของการไบแอสแรงดันแผ่นฐานซึ่งทำให้ความด่างศักย์วิกฤตเปลี่ยนแปลงไปนั้น กระทำได้โดยการคำนวณและเลือกค่า γ ที่ต้องการ ซึ่งในกระบวนการผลิต ค่า γ สามารถกำหนดได้จากการได้ป้อนให้แก่แผ่นฐานและความหนาของชั้นแกดออกไซด์นั่นเอง นอกจากนี้ เรายังสามารถนำผลการวิเคราะห์ไปประยุกต์ใช้ในการออกแบบวงจรอิเล็กทรอนิกส์ ได้อีกด้วย ยกตัวอย่างเช่น ในกรณีนี้ หากต้องการให้เกิดความสมมาตรของ n-MOS และ p-MOS ควรทำให้ค่า γ_{n-MOS} และ γ_{p-MOS} มีค่าใกล้เคียงกัน ซึ่งทำได้โดยปรับค่าผลคูณของรากที่สองของความเข้มข้นการได้ป้อนกับความหนาของชั้นแกดออกไซด์ของ n-MOS และ p-MOS ให้มีค่าใกล้เคียงกัน

เอกสารอ้างอิง

- [1] กวีน สยามชัย, ธิปปิย ดันจ๊ะประพันธ์ และอิทธิ ฤทธาภรณ์, "การพัฒนาสมการเชิงตรรกศาสตร์สำหรับวงจรรวม CMOS ขนาดเกต 5 ไมครอน ที่มีกระบวนการถ่ายแบบ 11 ชั้น", การประชุมวิชาการทางวิศวกรรมไฟฟ้าครั้งที่ 26, เพชรบุรี, 2546, หน้า 1375-1380
- [2] สายพุทธ วิศวแสงสุข, อนุชา เรืองพานิช, ภาวดี มีสรรพวงศ์ และอิทธิ ฤทธาภรณ์, "การหาพารามิเตอร์สำหรับ SPICE Simulation จาก Test Element Group" การประชุมวิชาการทางวิศวกรรมไฟฟ้าครั้งที่ 26, เพชรบุรี, 2546, หน้า 1472-1476
- [3] ธนวิชัย ชูลิภาวิทย์, "การศึกษากระบวนการผลิตตัวเก็บประจุมอสและทรานซิสเตอร์แบบมอส", วิทยานิพนธ์ ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, 2532
- [4] Ben G. Streetman and Sanjay Banerjee, "Solid State Electronic Devices", Prentice-Hall Inc., 2000
- [5] Jan M. Rabaey, Anantha Chandrakasan and Borivoje Nikolic, "Digital Integrated Circuits" Prentice-Hall Inc., 2003

การประชุมวิชาการทางวิศวกรรมไฟฟ้า ครั้งที่ 28

28th Electrical Engineering Conference



Volume II

ไฟฟ้าสื่อสาร (CM)
คอมพิวเตอร์และเทคโนโลยีสารสนเทศ (CP)
การประมวลผลสัญญาณดิจิทัล (DS)
อิเล็กทรอนิกส์ (EL)
งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับวิศวกรรมไฟฟ้า (GN)

Electrical Engineering



Western
Digital



ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า

คณะวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีราชภัฏมหาสารคาม

20 - 21 ตุลาคม 2548

ณ โรงแรม เพิร์ล วิลเลจ จ.มหาสารคาม

การวิเคราะห์คุณสมบัติการสะท้อนของโครงสร้างแบรกริเฟกเตอร์ จากสารประกอบกลุ่ม GaAlAs ในย่าน 1.3 μm

หัตถ์เนตร์ โสคาบรรณ, ปณณสิริ นูนเป็ง, และ สมชัย รัตนธรรมพันธ์

ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

โทรศัพท์ 02-218-6522, โทรสาร 02-251-8991, e-mail : rsomchai@chula.ac.th

บทคัดย่อ

บทความนี้ได้นำเสนอการวิเคราะห์คุณสมบัติการสะท้อนของโครงสร้างแบรกริเฟกเตอร์จากสารประกอบกลุ่ม GaAlAs ในย่านค่าความยาวคลื่น 1.3 μm ด้วยวิธีวิธีโปรปาเกชันเมตริกซ์ โครงสร้างแบรกริเฟกเตอร์ในการวิเคราะห์มีลักษณะโครงสร้างแบบสม่ำเสมอ ซึ่งตัวแปรต่างๆ ในการวิเคราะห์ ได้แก่ ค่าสัดส่วนของ Al ในสารประกอบ GaAlAs และจำนวนของคู่ของแบรกริเฟกเตอร์ที่มีผลต่อคุณสมบัติการสะท้อนของโครงสร้าง

คำสำคัญ : แบรกริเฟกเตอร์, วิธีโปรปาเกชันเมตริกซ์, GaAs, GaAlAs

Abstract

An analysis of light field reflection within GaAs/GaAlAs Bragg reflectors in the 1.3 μm range is performed by using the propagation matrix approach. The Bragg reflector in this work is uniform structure. The results of the analysis show the effects of the aluminium content in GaAlAs layer and number of pairs on reflection characteristics of GaAs/GaAlAs Bragg reflectors.

บทนำ

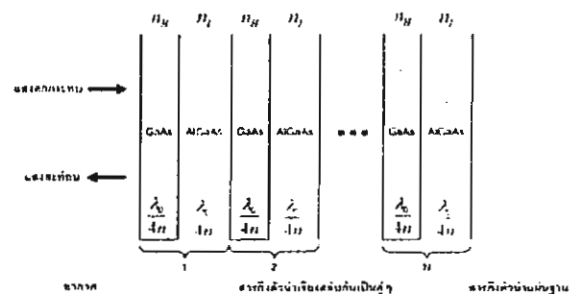
โครงสร้างแบรกริเฟกเตอร์เป็นหัวใจสำคัญของสิ่งประดิษฐ์ออปโตอิเล็กทรอนิกส์สำหรับระบบ WDM ตัวอย่างเช่น VCSELs (Vertical-cavity surface-emitting lasers) [1], RCE (Resonance-Enhanced Cavity) photodetectors [2] โดยเฉพาะสิ่งประดิษฐ์ที่มีโครงสร้าง Self-assembled quantum dot ของ InAs ที่ฝังใน GaAs ที่เปล่งแสงในย่านค่าความยาวคลื่น 1.3 μm [3] ซึ่งนิยมประดิษฐ์จากแผ่นผลึกฐานเริ่มต้น GaAs จากสาเหตุโครงสร้างแบรกริเฟกเตอร์สำหรับสิ่งประดิษฐ์ต่างๆ ที่ใช้งานในย่านดังกล่าวที่สร้างบนแผ่นผลึกฐาน GaAs จึงมีข้อดีเหนือกว่าสารประกอบกลุ่ม InGaAsP และ InAlAsP ที่ประดิษฐ์จากแผ่นผลึกฐานเริ่มต้น InP ในด้านราคาแผ่นผลึกฐาน

เริ่มต้นที่มีราคาถูกกว่าและขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางที่ใหญ่กว่า ($6''$) ของแผ่นผลึกฐาน GaAs ที่ผลิตได้คุณภาพดี รวมถึงเทคโนโลยีวงจรรวมของ GaAs/GaAlAs บน GaAs ที่เหนือกว่าในด้านคุณภาพผลึกที่ดีและสร้างได้ง่ายกว่า เนื่องจาก GaAs/GaAlAs นั้นไม่มีปัญหาของ Lattice-mismatched ทำให้ตัวแปรต่างๆ ในกระบวนการสร้างมีความคล่องตัวกว่า ดังนั้นองค์ความรู้เกี่ยวกับตัวแปรต่างๆ ของโครงสร้างแบรกริเฟกเตอร์จากสารประกอบ GaAlAs จึงมีความสำคัญอย่างมากสำหรับการออกแบบและประดิษฐ์สิ่งประดิษฐ์ออปโตอิเล็กทรอนิกส์ที่ทำงานในย่านค่าความยาวคลื่น 1.3 μm

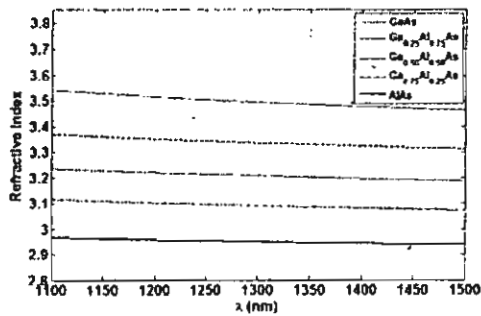
ในบทความนี้ได้นำเสนอผลการวิเคราะห์คุณสมบัติการสะท้อนของโครงสร้างแบรกริเฟกเตอร์จากสารประกอบ GaAlAs ในย่านความยาวคลื่น 1.3 μm ด้วยวิธีโปรปาเกชันเมตริกซ์ โดยตัวแปรในการวิเคราะห์นี้ได้แก่ค่าสัดส่วนของ Al ในสารประกอบ GaAlAs และจำนวนคู่ที่มีต่อคุณสมบัติการสะท้อนของโครงสร้างแบรกริเฟกเตอร์

ทฤษฎี

โครงสร้างแบรกริเฟกเตอร์ประกอบขึ้นจากวัสดุไดอิเล็กตริกที่มีค่าดัชนีหักเหแตกต่างกันจำนวน 2 ชนิดที่เรียงสลับกันเป็นชั้นๆ ดังในรูปที่ 1 และเราสามารถใส่สารประกอบ GaAlAs มาใช้ในการสร้างโครงสร้างดังกล่าว ซึ่งค่าดัชนีหักเหของ GaAs GaAlAs และ AlAs ในการวิเคราะห์นี้ใช้สมการ Sellmeier [4] ซึ่งตัวอย่างของค่าดัชนีสำหรับสารประกอบ GaAlAs ที่คำนวณได้จากสมการดังกล่าวได้ดังในรูปที่ 2 ซึ่งเราจะใช้ค่าดัชนีที่ได้จากสมการดังกล่าวมาใช้ในการวิเคราะห์ต่อไป



รูปที่ 1 แผนภาพจำลองการเปลี่ยนแปลงค่าดัชนีหักเห
ในโครงสร้างแบรกริเฟกเตอร์จาก GaAs/GaAlAs



รูปที่ 2 ค่าดัชนีหักเหของ GaAs, GaAlAs และ AlAs ที่คำนวณจากสมการ Sellmeier

วิธีโปรพาเกชันเมทริกซ์ (Propagation matrix) [5] นั้นใช้แบบจำลองของชั้นไดอิเล็กตริกดังในรูปที่ 3 แสดงที่ต้องมีการโพลาไรเซชันแบบ Transverse electric field (TE) ความสัมพันธ์คลื่นแสงต้องและสะท้อนตามสมการ

$$\begin{bmatrix} E_0 \\ rE_0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{B}_{01} & \bar{B}_{02} & \bar{B}_{03} & \dots & \bar{B}_{0(N+1)} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} A_{N+1} \\ B_{N+1} \end{bmatrix} \quad (1)$$

โดย E_0 คือค่าสนามไฟฟ้าของแสงที่ส่ง r คือค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อน A คือค่าขนาดสนามไฟฟ้าของแสงที่ส่งผ่าน (Transmission) B คือค่าขนาดสนามไฟฟ้าที่สะท้อนกลับ และ $\bar{B}$ คือ Backward-propagation matrix ของชั้นไดอิเล็กตริกที่ N จึงหาได้ตามสมการ

$$\bar{B}_{N(i+1)} = \frac{1}{2} \begin{bmatrix} (1 + P_{N(i+1)})e^{-ik_{y,N(i+1)}h_{N(i+1)}} & (1 - P_{N(i+1)})e^{ik_{y,N(i+1)}h_{N(i+1)}} \\ (1 - P_{N(i+1)})e^{-ik_{y,N(i+1)}h_{N(i+1)}} & (1 + P_{N(i+1)})e^{ik_{y,N(i+1)}h_{N(i+1)}} \end{bmatrix} \quad (2)$$

โดย k คือ Propagation constant ของชั้นไดอิเล็กตริกแต่ละชั้น, h คือค่าความหนาของชั้นไดอิเล็กตริก $l = N$ หรือลำดับของชั้นไดอิเล็กตริกที่นับจากผิวหน้า และ

$$P_{N(i+1)} = \frac{\mu_{N(i+1)}k_{N(i+1)}}{\mu_{N+1}k_{N+1}} \quad (3)$$

จากสมการ (1) ความสัมพันธ์ระหว่างสนามไฟฟ้าของแสงที่ส่ง สนามไฟฟ้าของแสงที่ส่งผ่านและสนามไฟฟ้าของแสงที่สะท้อนสามารถเขียนใหม่ได้ตามสมการ

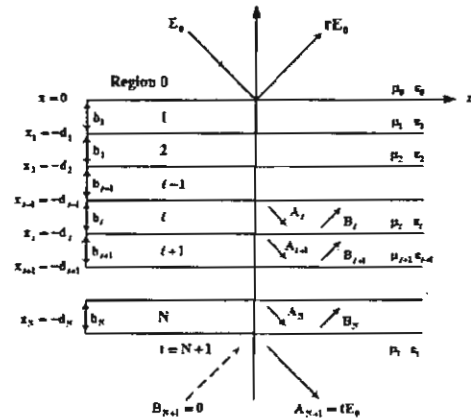
$$\begin{bmatrix} E_0 \\ rE_0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} b_{11} & b_{12} \\ b_{21} & b_{22} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} tE_0 \\ 0 \end{bmatrix} \quad (4)$$

จากสมการข้างต้นเราสามารถหาค่าสัมประสิทธิ์การส่งผ่าน (Transmission coefficient) ได้ตามสมการ

$$t = \frac{1}{b_{11}} \quad (5)$$

และค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อน (Reflection coefficient) ได้ตามสมการ

$$r = \frac{b_{21}}{b_{11}} \quad (6)$$



รูปที่ 3 แบบจำลองการตกกระทบของคลื่นที่มีการโพลาไรเซชันแบบ TE ในตัวกลางหลายชั้น โดย $E = \hat{y}E_y = \hat{y}E_0e^{-ik_0x+ik_0z}$

แบบจำลอง

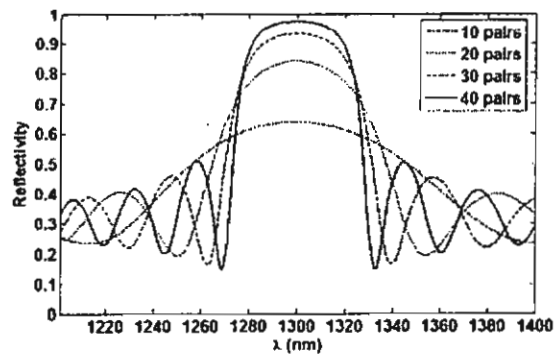
โครงสร้างแบรกริเฟกเตอร์ในการวิเคราะห์นี้ดังในรูปที่ 1 โดยกำหนดให้แสงที่ส่งอยู่ในแนวตั้งฉากกับโครงสร้าง โดยกำหนดให้คู่ของไดอิเล็กตริกดังนี้ GaAs/Ga_{0.75}Al_{0.25}As, GaAs/Ga_{0.50}Al_{0.50}As, GaAs/Ga_{0.25}Al_{0.75}As และ GaAs/AlAs โดยแต่ละกรณีนั้นกำหนดให้จำนวนคู่มิค่า 10, 20, 30 และ 40 โครงสร้างแบรกริเฟกเตอร์มีค่าความหนาของชั้นไดอิเล็กตริกแต่ละชั้นมีค่าความหนาเท่ากับ $\frac{1}{4}$ ของค่าความยาวคลื่นแบรก (Bragg wavelength) ตามสมการ

$$d_N = \frac{\lambda_0}{4n_N} \quad (7)$$

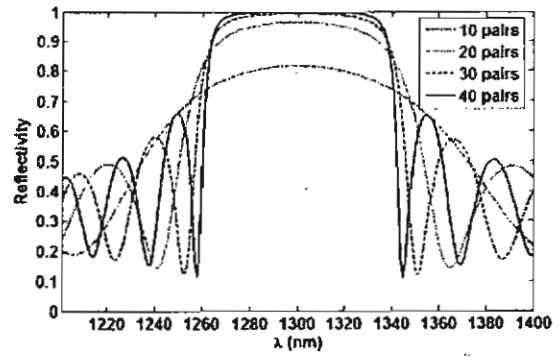
โดย d_N คือค่าความหนาของชั้นไดอิเล็กตริกลำดับที่ N , λ_0 คือค่าความยาวคลื่นแบรก และ n_N คือค่าดัชนีหักเหของชั้นไดอิเล็กตริกลำดับที่ N

ผลการคำนวณและการวิเคราะห์

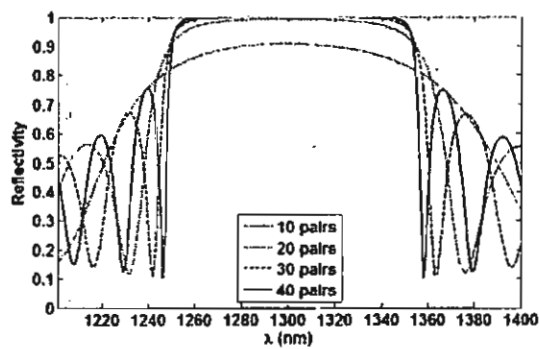
ผลที่ได้จากการคำนวณนี้ดังในรูปที่ 4 ในตัวอย่างของ GaAs/GaAlAs ที่ค่าความยาวคลื่นแบรก (1.3 μm) ทั้งสี่กรณีตัวอย่างในการวิเคราะห์นี้ เมื่อจำนวนคู่มิค่าของแบรกริเฟกเตอร์มีค่าเพิ่มขึ้นค่าการสะท้อนมีค่าสูงขึ้น และช่วงระยะห่างของการสะท้อนที่มีค่าต่ำสุดกลับมีระยะสั้นลง เมื่อพิจารณาในกรณีที่ค่าจำนวนคู่มิค่าเท่ากันนั้นแสดงให้เห็นว่าค่าสัดส่วนของ Al ใน GaAlAs ที่ค่าความยาวคลื่นแบรก (1.3 μm) มีผลทำให้ค่าการสะท้อนมีค่าเพิ่มขึ้น และช่วงระยะห่างของการสะท้อนที่มีค่าต่ำสุดกลับมีค่าเพิ่มขึ้น ซึ่งผลที่ได้ดังกล่าวสำหรับค่าการสะท้อนสามารถสรุปได้ตามรูปที่ 5 โดยเส้นกราฟแต่ละเส้นแสดงผลของค่าสัดส่วนของ Al ใน GaAlAs เมื่อค่าสัดส่วนของ Al มีค่าเพิ่มขึ้นเป็นผลให้ค่าการสะท้อนมีค่าเพิ่มขึ้น และกรณีที่ค่าจำนวนคู่มิค่าในแบรกริเฟกเตอร์มีค่าเพิ่มขึ้นตั้งแต่ 30 คู่มิค่าสัดส่วน Al ตั้งแต่ 0.6 ขึ้นไปมีค่าการสะท้อนที่เข้าใกล้ 1 และในกรณีที่จำนวนคู่มิค่าเป็น 40 คู่มิค่าสัดส่วน Al ตั้งแต่ 0.4 ขึ้นไปมีค่าการสะท้อนที่เข้าใกล้ 1



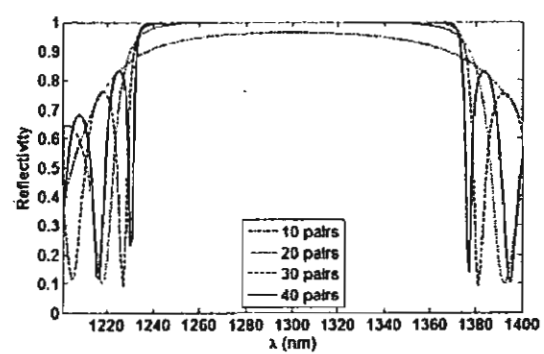
(น)



(ย)

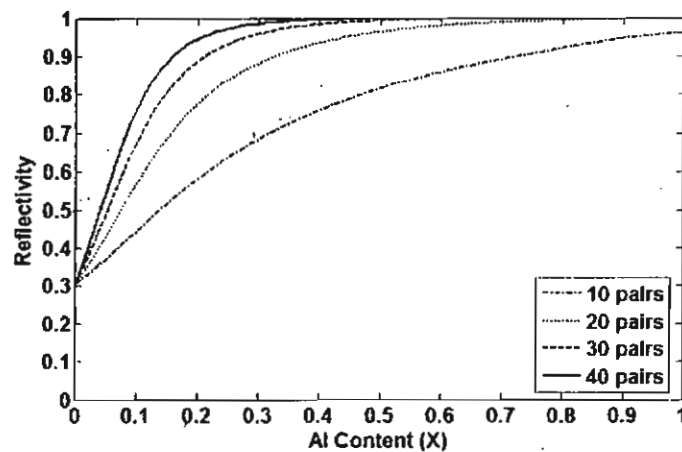


(ค)



(ง)

รูปที่ 4 สเปกตรัมการสะท้อนของแบรกริเฟกเตอร์จาก GaAs/Ga_{1-x}Al_xAs ที่มีค่า x : (น) 0.25, (ย) 0.50, (ค) 0.75, และ (ง) 1.00 ที่มีค่าจำนวน 10 คู่, 20 คู่, 30 คู่, และ 40 คู่



รูปที่ 5 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าการสะท้อนของแบรกริเฟกเตอร์จาก GaAs/Ga_{1-x}Al_xAs และค่าสัดส่วนของ Al ที่ค่าความยาวคลื่น 1.3 μm

สรุป

จากผลการวิเคราะห์โครงสร้างแบรกริเฟกเตอร์จากสารประกอบ GaAlAs ในย่านค่าความยาวคลื่น 1.3 μm แสดงให้เห็นว่าคุณสมบัติการสะท้อนมีค่าสูงขึ้นในกรณีที่มีจำนวนคู่ของโคอีเล็กทริกมีค่าเพิ่มขึ้น และค่าผลต่างค่าดัชนีหักเหของคู่อิเล็กทริกในโครงสร้างมีค่าเพิ่มขึ้นเป็นผลทำให้คุณสมบัติการสะท้อนมีค่าสูงขึ้นและสเปกตรัมของการสะท้อนมีค่ากว้างมากขึ้นด้วยเช่นกัน โดยจำนวนคู่ของโคอีเล็กทริกในโครงสร้างค่าที่ต่ำที่สุดที่ทำให้คุณสมบัติการสะท้อนมีค่าสูงสุดในกรณีของ GaAs/AlAs ซึ่งผลจากงานวิจัยนี้เป็นกุญแจสำคัญที่นำไปใช้ในการออกแบบสิ่งประดิษฐ์ออปโตอิเล็กทรอนิกส์จากสารประกอบ GaAlAs ที่มีการเลือกค่าความยาวคลื่น 1.3 μm

กิตติกรรมประกาศ

ส่วนหนึ่งของโครงการนี้ได้รับการสนับสนุนจาก สกอ. ในโครงการวิจัยเครือข่าย CRN ด้านนาโนเทคโนโลยี และส่วนหนึ่งจากงบประมาณแผ่นดิน ปี 2548 ตามสัญญาเลขที่ 40/2548 คณะผู้เขียนบทความนี้ขอขอบพระคุณ ศาสตราจารย์ ดร.สมศักดิ์ ปิยะบุญแก้วที่ได้ให้คำแนะนำที่เป็นประโยชน์ต่องานวิจัย

เอกสารอ้างอิง

- [1] Satoshi Shinada, Fumio Koyama, Nobuhiko Nishiyama, Masakazu Arai and Kenichi Iga, "Analysis and Fabrication of Microaperture GaAs-GaAlAs Surface-Emitting Laser for Near-Field Optical Data Storage", IEEE Journal on Selected Topics in Quantum Electronics, Vol.7, No.2, pp.365-370, 2001.
- [2] Josep A. Jervase and Yousef Zedda, "Characteristics Analysis of Resonant-Cavity-Enhanced (RCE) Photodetectors", IEEE Journal of Quantum Electronics, Vol. 34, No. 7, pp.1129-1134, 1998.
- [3] Klopf, F.; Krebs, R.; Reithmaier, J.P.; Forchel, A., "High-temperature operating 1.3 μm quantum-dot lasers for telecommunication applications", IEEE Photonics Technology Letters, Vol. 13, pp.764-766.
- [4] G. Ghosh, Refractive index, Handbook of Optical Constants of Solids (D. Palik and G. Ghosh, editors), pp.5-110, San Diego, Academic Press, 1998.
- [5] Shun Lien Chuang, Chapter 5 Electromagnetics, Physics of Optoelectronic Devices, pp. 200-220, John-Wiley & Sons, 1995.



นายหัสเนตร์ ไสตาบรรณัฐสำเร็จการศึกษา
วิศวกรรมศาสตรบัณฑิตจากมหาวิทยาลัย
เชียงใหม่และวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
จากจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย มีความสนใจ
ทางด้านสิ่งประดิษฐ์ทางแสง



นายปณยสิริ บุญเป็ง สำเร็จการศึกษา
วิศวกรรมศาสตรบัณฑิตจากมหาวิทยาลัย
เทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี ปัจจุบัน
กำลังศึกษา ในระดับปริญญาโท
ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า จุฬาลงกรณ์
มหาวิทยาลัย



นายสมชัย รัตนธรรมพันธ์ สำเร็จ
การศึกษาระดับปริญญาตรี โท และเอก
จากจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ปัจจุบัน
ดำรงตำแหน่งรองศาสตราจารย์ ประจำ
ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า จุฬาลงกรณ์
มหาวิทยาลัย

การประชุมวิชาการทางวิศวกรรมไฟฟ้า ครั้งที่ 28

28th Electrical Engineering Conference



Volume II

ไฟฟ้าสื่อสาร (CM)
คอมพิวเตอร์และเทคนิคการประมวลผล (CP)
การประมวลผลสัญญาณ (SP)
อิเล็กทรอนิกส์ (EL)
งานวิจัยที่เกี่ยวข้องของทั้งสาขา (EN)



INDASOS Co., Ltd.



Western Digital



ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า
คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยธรรมศาสตร์
20 - 21 ตุลาคม 2548
ณ โรงแรม เฟิร์ล วิลเลจ จ.ภูเก็ต

Polarized Photoluminescence of Multi-Stacked Lateral Quantum Dot Molecules by Thin-Capping-and-Regrowth MBE Technique

N. Siripitakchai, S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow

Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering,

Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand

Phone: 66-2218-6524, Fax: 66-2218-6523, E-mail: s_panyakeow@yahoo.com

Abstract

Lateral quantum dot molecules (QDMs) are realized by solid-source molecular beam epitaxy (MBE). They offer several features such as repeated pattern of dot sets, high dot quality and good dot uniformity aligned along $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction. The alignment results from the templating effect of nanoholes and nano-propeller QDs created during thin-capping-and-regrowth process at low temperature approximately 450–470°C which leads to anisotropic property, we observe the polarization dependence of photoluminescence (PL) at room temperature. Polarized photoluminescence (PPL) is strongly emitted along $[1\bar{1}0]$ but weaker in the perpendicular direction to $[110]$. Repeating the thin-capping-and-regrowth process for several cycles, multi-stacked lateral QDMs with ordered quantum dots in both lateral and vertical orientations are grown. We observe that multi-stacked QDMs provide strong PL signal with a PPL feature.

Keywords: molecular beam epitaxy, polarized photoluminescence, multi-stacked quantum dot molecule

1. Introduction

In the past few years, self-assembled quantum dots, with their 3-dimensional confinements of carriers and the associated delta-function density of states [1], have played a significant role in many researches [2–5]. They offer several advantages over the other approaches, for instance, semiconductor laser using this structure as active region provides low threshold current. Moreover quantum dot sets called “quantum dot molecules” with a specific pattern aligned along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction results in interesting optical property, namely polarization dependency.

Polarization dependence of QDMs is an intrinsic property. QDM is thus a candidate device with the capability to perform information processing in accordance with quantum computing and quantum communication [6–7]. The feature of the devices using structure with polarization dependence is their unchanged polarization properties after fabrications, which depend on substrates and growth techniques. Polarizer and some devices are not needed. Other benefit is decreasing power loss in information transmission. If the polarization capability can be controlled, it will be able to improve the characteristics of several

optoelectronic devices, including lasers, photoemitters, optical modulators and light emitting diodes.

The growth of self-assembled quantum dots by MBE in Stranski-Krastanov (SK) growth mode gives many benefits. It is practical and suitable for industrial fabrication [8] while the other growth techniques are strongly limited by the resolution of lithography or/and etching steps. However obtained quantum dots by this method usually are randomly distributed across the substrate and have size fluctuation. In order to be applied to quantum computing and optical communication, these problems need to be solved.

In this work, we show an attempt to modify appropriate engineering templates to produce the anisotropic strain fields, which result in well-defined arrangement and specific patterns of quantum dot molecules. These uniform patterns provide narrow emission spectrum and exhibit polarization dependence. These are confirmed by photoluminescence (PL) measurement even at room temperature and the associated full-width at half maximum (FWHM). In order to obtain good optical qualities, such as high PL intensity and strong polarization dependence, we grew multi-stacked QDMs by repeating the thin-capping-and-regrowth process for 5 stacks. The PL and PPL result of multi-stacked QDMs is reported in section 2. In this article, we will present about multi-stacked QDM sample preparation in section 2 followed by the results and discussion in section 3, and conclusion in section 4.

2. Sample preparation

The samples were grown on (001)-GaAs substrates by solid-source MBE. After oxide desorption, a 300-nm thick GaAs buffer layer was grown at 580°C. Then, a 1.8 ML of InAs was deposited at 500°C resulting in randomly distributed QDs across the substrate surface. Afterwards, 6 ML of GaAs thin-capping layer (~1.66 nm) at 470°C was grown. This capping layer induces anisotropic strain fields which transform the as-grown QDs into camel-like structure having nanoholes in the middle of the dots with an alignment along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction.

Then, 0.6 ML of InAs regrowth layer was grown on the top of the nanoholes, giving rise to a nano-propeller structure, shown in figure 1(a). When the deposited thickness of InAs increased to 1.2 ML, QDMs were formed [8]. Each QDM consists of 10–12 dots as shown in figure 1(b).

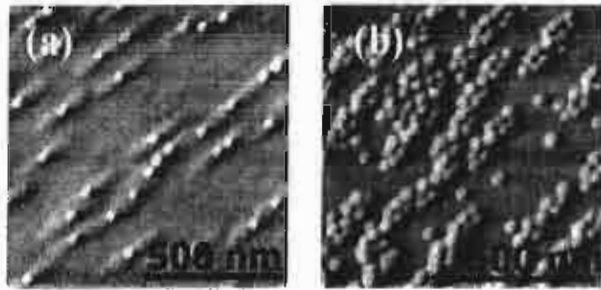


Figure 1 AFM images of nano-propeller QDs (a) and QDMs (b) after regrowth at 0.6 ML and 1.2 ML thicknesses, respectively.

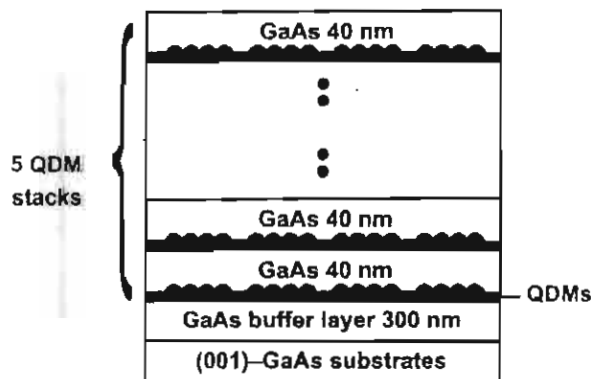


Figure 2 Schematic diagram of multi-stacked QDMs.

In this work, we repeated the thin-capping-and-regrowth process for 5 cycles to form multi-stacked QDMs. Between two adjacent stacks is a 40-nm thick GaAs layer. For the uppermost stack, a capping layer of 50-nm GaAs layer was formed and the sample is ready for PL. Finally, we obtained multi-stack QDMs with ordered quantum dots in both lateral and vertical direction resulting from anisotropic strain fields. The schematic of the 5-stacked QDM structure is shown in figure 2. In the next section, the property of conventional QDMs and multi-stacked QDMs will be discussed.

3. Results and Discussion

Optical properties of QDMs were measured by PL at room temperature. PL peak obtained from conventional QDMs was at 1.18 μm wavelength with full width at half maximum (FWHM) of 29 meV, as shown in figure 3. This narrow PL spectrum confirms good dot uniformity. Furthermore, we observed the polarization dependence from the QDMs by varying the angles from 0° to 270° . The resulting spectrum shown in figure 4 indicates that the local maxima occurred at 0° and 195° , and the minimum, at 90° . The maximum at 0° corresponds to the emission along the $[1\bar{1}0]$ crystallographic directions whereas the minimum at 90° corresponds to the emission along the $[110]$ crystallographic directions. The degree of polarization is determined from $(I_0 - I_{90}) / (I_0 + I_{90})$ where I_0 is the intensity

at 0° and I_{90} is the intensity at 90° . A typical degree of polarization is 65% for QDMs with 10-12 dots per molecule.

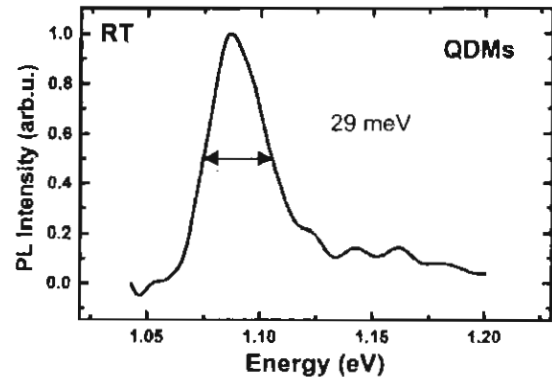


Figure 3 A PL spectrum from QDMs at room temperature [8].

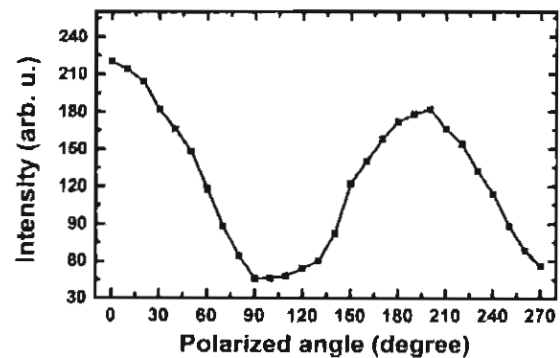


Figure 4 A PL spectrum from QDMs as a function of polarized angle of input light.

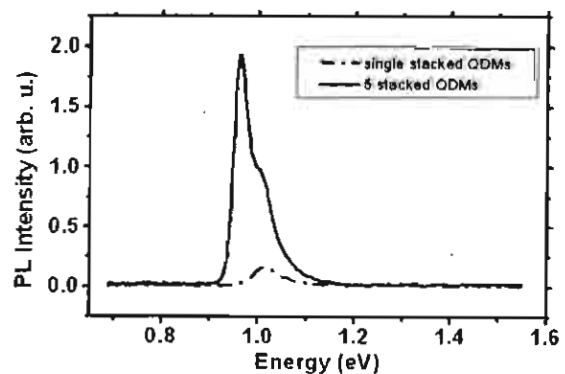


Figure 5 Strong polarized PL from 5-stacks QDMs

Figure 5 shows the room temperature PL spectrum of the 5-stacked QDMs comparing to the single-stacked QDM. It is clear that 5-stacked sample provides a much higher output. This is to be expected due to the higher volume of QDMs in the stacked nanostructure. Broader PL spectrum with FWHM of 52 meV and PL peak at 1.29 μm is affirmed. Broader emission spectrum reflects a

variation in QDM uniformity when multi-cycled processing is applied in the growth of multi-stacked nanostructure. The PPL result from the 5-stacked QDMs has a different cyclical characteristic from that of single-stacked QDMs as shown in figure 6. The degree of polarization degree of the 5-stacked QDMs decreased to be 12.18%. We believe that the decrease is due to the expansion of QDs in the vertical direction due to complicated distribution of strains in the structure. This will later be confirmed by cross-sectional of TEM.

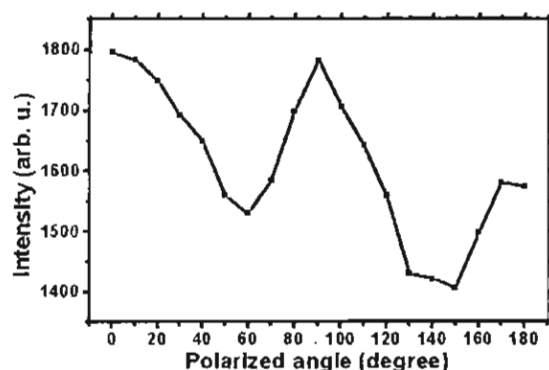


Figure 6 Polarization dependence of PL observed in multi-stacked QDMs

4. Conclusions

In conclusion, we studied the room temperature PPL properties of multi-stacked lateral quantum dot molecules grown by multiple cycles of thin-capping and regrowth MBE technique. Multi-stacked quantum dot molecules exhibit polarization dependence due to the directional nature of its structure. They also exhibit a stronger PL than typical QDMs due to an increased QD volume. Further investigations of their basic optical properties are in progress.

5. Acknowledgment

The authors acknowledge financial supports from the Asian Office for Aerospace Research and Development (AOARD), and the Thailand Research Fund (TRF) through the Royal Golden Jubilee Ph.D. program and Senior Researcher award.

References

- [1] L.G Wang, P.Kratzer, N.Moll, and M.Scheffler, "Size, shape, and stability of InAs quantum dots on GaAs(001) substrate", *Physics Review B*, vol.62, pp.1897-1904,2000
- [2] T. van Lippen, R. Nötzel, G. J. Hamhuis, and J. H. Wolter "Ordered quantum dot molecules and single quantum dots formed by self-organized anisotropic strain engineering", *J. Appl. Phys.*, vol.97, 044301-1, 2005
- [3] T. v. Lippen, R. Nötzel, G. J. Hamhuis, and J. H. Wolter "Self-organized lattice of ordered quantum dot molecules", *Applied Physics Letter*, vol. 85, No.1, 2004

[4] L. Chu, M. Arzberger, A. Zrenner, G. Böhm, and G. Abstreiter, "Polarization dependent photocurrent spectroscopy of InAs/GaAs quantum dots", *Applied Physics Letter*, vol. 75, No.15, 1999

[5] R. Notzel, T. Mano, G. Qian, J.H. Wolter, "Self-organized anisotropic strain engineering: a new concept for quantum dot ordering.", *IEEE*, vol. 91, Issue 11, pp. 1898–1906, 2003

[6] H. Gotob, H. Kamada, and T. Saitoh, H. Ando, and J. Temmyo, "Electric-field-induced anisotropy of excitonic optical properties in semiconductor quantum dots" *J. Appl. Phys.* 94,NO.1, 2003

[7] E. Knill, R. Laflamme, and G.J. Millburn, "A scheme for efficient quantum computation with linear optics", *Nature (London)* 409, 46, 2001.

[8] S. Suraprapich, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow, "Self-assembled quantum-dot molecules by molecular-beam epitaxy", *J. Vac. Sci. Technol. B* 23, 1217, 2005



Napat Siripitakchai was born in Bangkok, on December 25, 1983. She received the B. Eng. Degree in Electrical Engineering at Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand in 2004.

She is master student in Electrical Engineering at Chulalongkorn University.



Suwaree Suraprapich was born in Khonkaen, on March 24, 1981. She received the B. Eng. Degree with first class honors in Electrical Engineering from Kasetsart University, Bangkok, Thailand in 2002. She is Ph.D. student in Electrical Engineering at Chulalongkorn University.



Supachok Thainoi was born in Bangkok, Thailand, on October 12, 1956. He received the M.S. Degree in Nuclear Technology from Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand in 1999.

He is a Research Assistant in the Semiconductor Device Research Laboratory, Electrical Engineering Department, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University. His current interests are in the field of III-V Compound semiconductor and radiation detectors.



Songphol Kanjanachuchai received the M.Eng. Degree with first class honours in Electrical and Electronic Engineering from Imperial College of Science, Technology and Medicine, University of

London, in 1995. He later went to the Cavendish Laboratory, Cambridge University, where in 1999 he received Ph.D. degree in Physics for his work in Si/SiGe-based single-electron- and single-hole quantum dot transistors. His interests include nanofabrication techniques, quantum-sized effects in

silicon and compound semiconductor transistors, high frequency devices and novel materials for (opto-) electronic applications such as self-assembled quantum dots, carbon nanotubes and molecular wires.



Somsak Panyakeow is a professor rank 11, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University. His research interest covers wide range of semiconductor devices and materials including their applications in optoelectronics and nanoelectronics.

การประชุมวิชาการทางวิศวกรรมไฟฟ้า ครั้งที่ 28

28th Electrical Engineering Conference



Volume II

ไฟฟ้าสื่อสาร (CM)
คอมพิวเตอร์และเทคโนโลยีสารสนเทศ (CP)
การประมวลผลสัญญาณ (PS)
อิเล็กทรอนิกส์ (EL)
งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับวิศวกรรมไฟฟ้า (EN)



Western
Digital



ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า
คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยธรรมศาสตร์
20 - 21 ตุลาคม 2548
ณ โรงแรม เพิร์ล วิลเลจ จ.ภูเก็ต

Polarized Photoluminescence of InAs/GaAs Linearly Aligned Quantum Dots

Nan Thidar Chit Swe, Suwaree Suraprapich, Suphachok Thainoi, Pornchai Changmoang,
Chanin Wissawisthanon and Somsak Panyakeow

Semiconductor Device Research Laboratory
Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering,
Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand 10330
Phone: 0-2218-6500, Fax: 0-2251-8991, E-mail: Chanin.W@chula.ac.th

Abstract

The polarization property of the photoluminescence (PL) from linearly aligned quantum dots (LAQDs) was experimentally investigated. The LAQDs were formed by the molecular-beam epitaxial growth employing the capping-layer-and-regrowth process. The PL from the LAQDs was compared with that from the randomly distributed quantum dots (RDQDs). The results show that the LAQDs exhibit a strongly polarized PL while the PL from the RDQDs is unpolarized.

Keywords: polarized photoluminescence, linearly aligned quantum dots, molecular-beam epitaxy (MBE)

1. Introduction

Emerging as one of the most attractive features in the field of nanotechnology nowadays is the semiconductor quantum dots (QDs); their characteristics are expected to bring many potential applications. The QD structures are increasingly important in the development of better electronic and optoelectronic devices [1-3]. During the past few years, it was noticed that quantum dots possess good optical and electronic properties and thus are suitable for realizing optoelectronic devices such as QD lasers, optical modulators, and quantum-computing devices [4-5]. The properties of these quantum-dot-based devices depend strongly on their optical polarization property, which is determined principally by the size and spatial shape of the individual dots [6]. Polarization characteristic is an important issue with regard to optical devices. In this paper we report the polarization property of InAs/GaAs linearly aligned quantum dots in comparison with that of randomly distributed dots. Measurements on the polarization-resolved photoluminescence from these two quantum-dot structures were made and the polarization property as well as the optical contrast of the PL from these structures were presented.

2. Sample preparation and Experiment

The InAs/GaAs linearly aligned quantum dots (LAQDs) were realized by the molecular-beam epitaxial growth technique. Semi-insulating GaAs having (001) surface orientation were used as the substrates in the MBE growth. First, a buffer layer of GaAs with a

thickness of 300 nm was grown at 600°C, and the growth temperature was then reduced to 500°C for the quantum-dot growth. The as-grown self-assembled InAs quantum dots are random in their position on the sample. After the deposition of a thin capping layer of GaAs over these InAs quantum dots followed by the regrowth was made for three cycles, a linearly aligned quantum dot structure was obtained. The details of this capping-layer-and-regrowth process have been reported elsewhere [7-8]. All PL measurements were carried out with a standard PL setup. The pulsed output of a frequency-doubled Ar⁺ ion laser (512 nm) at a peak power density of 200 mW was used as the excitation source. The PL from the sample was collected by a focusing lens and then passed through a beam chopper, which was connected to a lock-in amplifier. The light passing through the chopper was dispersed through a monochromator and detected with a nitrogen-cooled photodetector. The polarization characteristic measurement was carried out by rotating a polarizer, serving as an analyzer, placed between the beam chopper and the photodetector, and the output from the photodetector was also displayed by a digital multimeter. In the measurement, the transmission axis of the analyzer was rotated until a maximum reading on the multimeter was obtained, and this was marked as the 0° polarization angle, which was used as the reference angle. The schematic diagram of the experimental setup is shown in Figure 1.

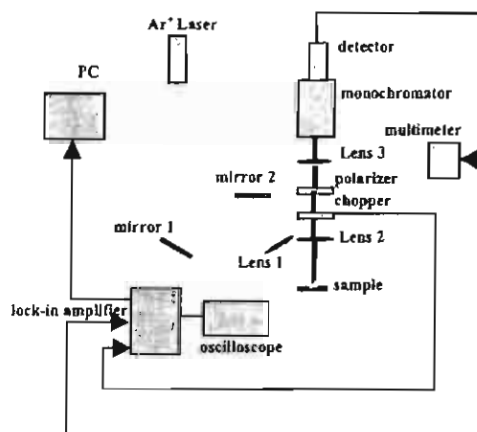


Figure 1: PL experimental setup

3. Results and Discussion

In order to confirm the structure of the QDs, we observed the surface morphology of the QD sample under an atomic-force microscope (AFM). An AFM image of the linearly aligned quantum dots that we grew is shown in Figure 2 (a), and it was found that these QDs align in the $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction.

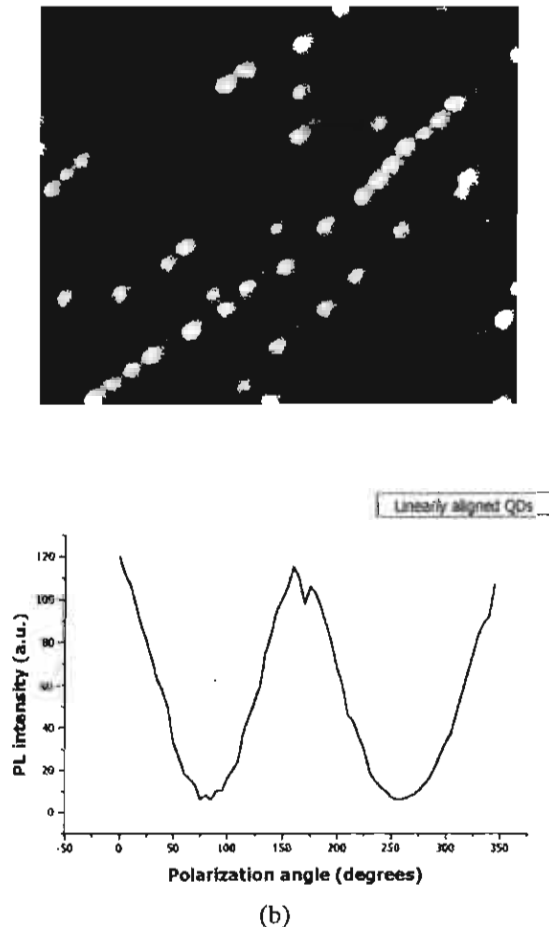


Figure 2: (a) AFM image and (b) plot of PL intensity versus polarization angle of linear aligned quantum dots

Figure 2 (b) is the plot of the PL intensity from the LAQDs versus the polarization angle (defined as the angle between the polarizer transmission axis and the direction of alignment of the LAQDs—the $[1\bar{1}0]$ direction). The plot reveals that the PL intensity is maximum when the polarizer transmission axis aligns with the direction of alignment of the LAQDs, i.e., at the polarization angles of 0°, 180°, 360°, etc., and is minimum or “completely dark” when the polarizer transmission axis crosses with the direction of alignment of the LAQDs, i.e., at the polarization angles of 90°, 270°, etc. The behavior of the curve in Figure 2 (b) is

periodically oscillatory, with a period between the successive maxima or minima of 180°, and essentially is a squared-cosine function, which in fact agrees with the Malus’s law: $I = I_0 \cos^2 \theta$, where I is the intensity of the transmitted light, I_0 is the intensity of the incident light and θ is the angle between the polarizer transmission axis and the direction of polarization of the incident light. This means that the light photoluminescent from the LAQDs is polarized and the direction of polarization is along the direction of alignment of the dots.

We also measured the polarization-resolved room-temperature PL spectrum of the LAQDs at various polarization angles: 0°, 30°, 45°, 60°, and 90°, and the result is shown in Figure 3.

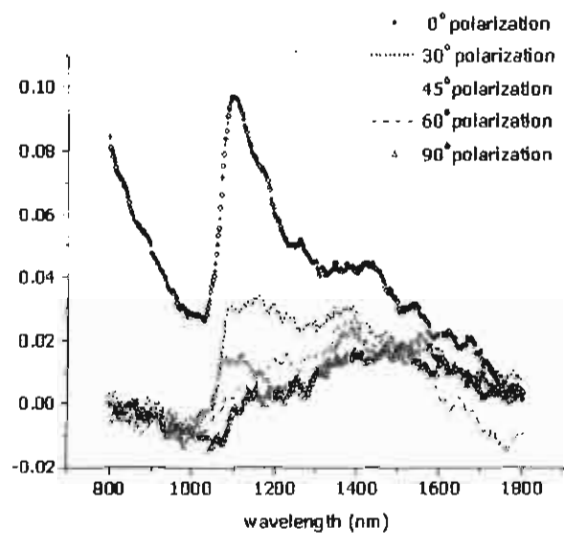


Figure 3: Polarization-resolved PL spectra of linearly aligned quantum dots at room temperature

At 0° polarization angle, where the detected PL intensity is strongest, the peak is at about 1100 nm corresponding to the energy gap of InAs quantum dots at room temperature. When the polarization angle was changed increasingly from 0°, the detected PL intensity (noticeably around the energy gap region) decreases correspondingly and attains a minimum at 90°, where the polarizer transmission axis crosses with the direction of alignment of the dots, as expected. This result is in agreement with that shown in Figure 2 (b).

To confirm that this remarkable polarization property is attributed to the orderly alignment of the dots, we measured the polarization-resolved PL from randomly distributed quantum dots (RDQDs) for comparison and the result is shown in Figure 4.

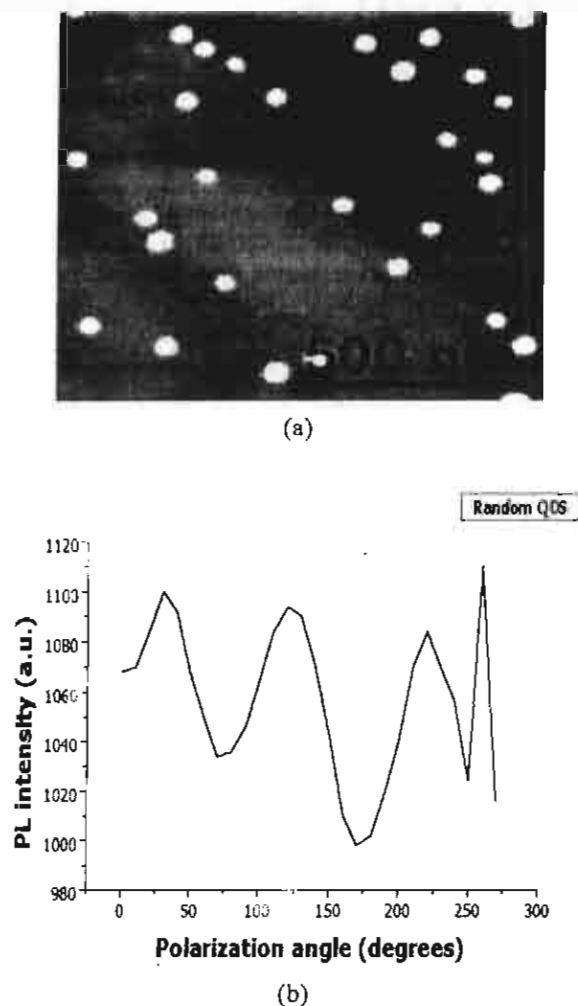


Figure 4: (a) AFM image and (b) plot of PL intensity versus polarization angle of randomly distributed quantum dots

At a first glance, the plot of the PL intensity versus polarization angle appears oscillatory, and one might think it was some kind of a sinusoidal function in the same manner as that shown in Figure 2 (b). But a careful investigation reveals that this behavior of the RDQDs is quite different from that of the LAQDs in Figure 2 (b) for two reasons. First, the plot in Figure 2 (b) is a well-behaved, squared-cosine function with a period of exactly 180° while the plot in Figure 4 (b) does not have a well-defined period. Second, the optical contrast—defined as the ratio $(I_{\max} - I_{\min}) / (I_{\max} + I_{\min})$, where $I_{\max}$ and $I_{\min}$ are the maximum and the minimum PL intensity of the detected signal, respectively—of the PL from the LAQDs, as shown in Figure 2 (b), is 90% which is close to the theoretical value of 100% according to the Malus's law, while that of the RDQDs is only about 5%, which is very low. In addition, the polarization angles at which the maximum PL intensity occurs for the case of the RDQDs do not align with the

$[1\bar{1}0]$ crystallographic direction as for the LAQD sample. This implies that the PL from the RDQDs is unpolarized. Since the individual quantum dots have an almost isotropic shape, their PL has no anisotropy, i.e., no preferred direction of polarization. The oscillatory behavior of the PL from the RDQDs as seen in Figure 4 (b) may be attributed to the natural, random fluctuation.

4. Conclusion

In this work the polarization property of InAs/GaAs linearly aligned quantum dots was investigated. The linearly aligned quantum dots were realized by using the molecular beam epitaxy. The polarization-resolved photoluminescence from these quantum dots was measured and compared with that from randomly distributed quantum dots. The results show that photoluminescence from the linearly aligned quantum dots is strongly polarized, as evident from the high optical contrast as well as the squared-cosine behavior of the PL which agrees with the Malus's law, while the randomly distributed quantum dots give an unpolarized photoluminescence. For the linearly aligned quantum dots, the direction of polarization is along the direction of alignment of the dots. This polarized nature is believed to be attributed to the interaction among the dots in the chain. This remarkable property makes the linearly-aligned-quantum-dot structure attractive for realizing novel nanophotonic devices, such as quantum-dot light emitters with polarized emission, quantum-dot lasers with preferred direction of polarization, polarization-sensitive photodetectors, polarization modulators/converters, and polarization filters. To our knowledge, this is the first time that the experimental result on the polarization property of linearly aligned quantum dots is ever reported. The theoretical investigation is now in progress.

Acknowledgement

The authors would like to acknowledge Thailand Research Fund (TRF) for the financial support on this project.

References

- [1] P. Jayavel, H. Tanaka, T. Kita, O. Wada, H. Ebe, M. Sugawara, J. Tatebayashi, Y. Arakaya, Y. Nakata and T. Akiyama, "Control of optical polarization anisotropy in edge emitting luminescence of InAs/GaAs self-assembled quantum dots", Appl. Phys. Lett, 84, 1820 (2004)
- [2] Y. M. Manz, A. Christ, O. G. Schmidt, T. Riedl, A. Hangleiter, "Optical structural anisotropy of InP/GaInP quantum dots for laser applications", Appl. Phys. Lett, 83 (2003)

[3] G. Cantele, G. Piacente, D. Ninno and G. Ladonisi, "Optical anisotropy of ellipsoidal quantum dots", Phys. Rev. B 66, 113308 (2002)

[4] E. Kapon, *Frontiers of Nano-optoelectronic Systems*, pp 41-64 (2000)

[5] H. Schweizer, J. Wang, U. Griesinger, M. Burkard, J. Porsche, M. Geiger, F. Scholz, T. Riedl and A. Hangleiter, *Frontiers of Nano-optoelectronic Systems*, pp 65-83 (2000)

[6] H. Gotoh, H. Kamada, T. Saitoh, H. Ando and J. Temmyo, "Electric-field-induced anisotropy of excitonic optical properties in semiconductor dots", J. Appl. Phys, 94, 342 (2003)

[7] S. Suraprapapich, S. Thainoi, C. Laliew, S. Kanjanachuchi and S. Panyakeow, "Self-assembled indium-arsenide elongated nanostructure grown by molecular beam epitaxy", Inter. Jour Nanosci, April (2004)

[8] S. Suraprapapich, S. Kanjanachuchi and S. Panyakeow, "Quantum-dot molecules for quantum computing" (submitted to EECON-28)



Nan Thidar Chit Swe was born in Yangon, Myanmar in 1975. She received her bachelor's and master's degrees in physics from Yangon University in 2000 and 2002, respectively. She has been granted a scholarship from the AUN/SEED-Net to pursue her doctoral degree in electrical engineering at Chulalongkorn University, Thailand, since 2004. She is now with the Semiconductor Device Research Laboratory, Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University. Her research work is in the area of nanophotonics.



Suwaree Suraprapapich was born in Khonkaen, on March 24, 1981. She received the B. Eng. Degree with first class honors in Electrical Engineering from Kasetsart University, Bangkok, Thailand in 2002. She is Ph.D. student in Electrical Engineering at Chulalongkorn University.



Supachok Thainoi was born in Bangkok, Thailand, on October 12, 1956. He received the M.S. Degree in Nuclear Technology from Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand in 1999. He is a Research Assistant in the

Semiconductor Device Research Laboratory, Electrical Engineering Department, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University. His current interests owe in the field of III-V Compound semiconductor and radiation detectors.



Pornchai Changmoang was born in 1970. He received his Bachelor of Education degree from Rajabhat Institute Phranakhon, majoring in Industrial Technology (Electricity), in 1997. He is now a research assistant at the Semiconductor Device Research Laboratory, Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University. His main area of work is on solar cells and photovoltaic applications.



Chanin Wissawinthanon was granted a Royal Thai Government Scholarship to study abroad, and received his B.S., M.S. and Ph.D. degrees in electrical engineering from the University of Minnesota, USA, in 1995, 1999, and 2001, respectively. He is currently a faculty member at the Department of Electrical Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University. His research interests include optoelectronic/photonic/nanophotonic devices, and fiber optics.



Somsak Panyakeow is a professor of Rank 11, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University. His research interests cover a wide range of semiconductor devices and materials including their applications in optoelectronics and nanoelectronics.

การประชุมวิชาการทางวิศวกรรมไฟฟ้า ครั้งที่ 28

28th Electrical Engineering Conference



Volume II

ไฟฟ้าสื่อสาร (CM)
คอมพิวเตอร์และเทเลคอมมูนิเคชัน (CP)
การประมวลผลพลังงาน (EN)
อิเล็กทรอนิกส์ (EL)
งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับพลังงาน (GN)



Western
Digital®



ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า
คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยธรรมศาสตร์
20 - 21 ตุลาคม 2548
ณ โรงแรม เฟิร์ล วิลเลจ จ.ภูเก็ต

ผลของควอนตัมดอตชนิดอินเดียมอาร์เซไนต์ที่มีต่อความคล่องตัวของอิเล็กตรอนในแกเลียมอาร์เซไนต์

Effects of InAs Quantum Dots on Electron Mobility in GaAs

ธีรศักดิ์ ปัญญาวานิชกุล, สุวารี สุรประภาพิษฐ์, ศุภโชค ไทยน้อย, ทรงพล กาญจนชูชัย และ สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว

ห้องปฏิบัติการวิจัยสิ่งประดิษฐ์สารกึ่งตัวนำ ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า คณะวิศวกรรมศาสตร์

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย กรุงเทพฯ 10330 โทร. 0-2218-6524 แฟกซ์ 0-2218-6523 Email: teerasak.pa@student.chula.ac.th

บทคัดย่อ

ควอนตัมดอตชนิดอินเดียมอาร์เซไนต์ (InAs QDs) ได้ถูกฝังเข้าไปในชั้นแกเลียมอาร์เซไนต์ (GaAs) โดยวิธีการปลูกผลึกด้วยลำโมเลกุล (molecular beam epitaxy : MBE) โดยทำการเปลี่ยนแปลงชั้นความหนาของ GaAs และจำนวนชั้นของ InAs QD ผลการวัดความคล่องตัวของอิเล็กตรอนโดยวิธี Van der Pauw ชี้ให้เห็นว่า เมื่อจำนวนชั้นของ InAs QD เพิ่มขึ้น ความคล่องตัวของอิเล็กตรอนลดลงในขณะที่ความเข้มข้นของพาหะเพิ่มขึ้น ซึ่งเป็นผลมาจากกลไกการกระเจิงของอิเล็กตรอนเนื่องจากการฝัง InAs QDs และปริมาณพาหะที่เพิ่มขึ้นจาก InAs

Abstract

InAs quantum dots (InAs QDs) are incorporated into GaAs layer by molecular beam epitaxy. The thickness of the GaAs layer and the number of QDs layers are varied. Electron mobility measurements by Van der Pauw method indicate that as the number of QD layer increases, the carrier mobility decreases while the effective carrier concentration in the structure increases. These result from electrons scattering by highly-conducting InAs QDs inclusions and the increased carrier concentration from InAs.

คำสำคัญ : การปลูกผลึกด้วยลำโมเลกุล, ควอนตัมดอต, InAs, GaAs

1. บทนำ

โครงสร้างควอนตัมดอตชนิดสารกึ่งตัวนำเป็นโครงสร้างนาโนที่ได้รับความนิยมอย่างแพร่หลาย จากการทดลองในอดีตพบว่า เลเซอร์สารกึ่งตัวนำที่มีโครงสร้างควอนตัมดอตเป็นชั้นเปล่งแสงมีค่ากระแสขีดเริ่มเปลี่ยน (threshold current) ต่ำ [1] และมีเสถียรภาพต่ออุณหภูมิ (thermal stability) สูง [2] นอกจากนี้ยังมีแนวคิดที่จะนำควอนตัมดอตไปใช้ในสิ่งประดิษฐ์ชนิดอื่นๆ ด้วย เช่น ทรานซิสเตอร์ [3] และเซลล์แสงอาทิตย์ [4] ดังนั้นนักวิจัยจึงมีความพยายามที่จะสร้างโครงสร้างควอนตัมดอตให้มีคุณสมบัติทางแสงและทางไฟฟ้าให้เหมาะสมกับการประยุกต์ใช้ในสิ่งประดิษฐ์ต่าง ๆ ตัวอย่างเช่น การนำ

ควอนตัมดอตมาประยุกต์ใช้กับเซลล์แสงอาทิตย์ โดยทำการปลูกชั้นควอนตัมดอตในชั้นรับแสงของเซลล์แสงอาทิตย์ซึ่งทำให้ประสิทธิภาพของเซลล์แสงอาทิตย์มีค่าเพิ่มขึ้น [5]

การแทรกควอนตัมดอตเข้าไปในชั้นพี-เอ็นของโครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์นั้น ส่งผลให้ประสิทธิภาพในการแปลงพลังงานแสงมาเป็นพลังงานไฟฟ้านั้นสูงขึ้น [5] อย่างไรก็ตาม ยังขาดการศึกษาคุณสมบัติพื้นฐานของโครงสร้างชนิดนี้คือ ความสัมพันธ์ระหว่างความคล่องตัวของพาหะกับระดับความหนาแน่นของพาหะ ซึ่งจะเป็นข้อมูลสำคัญในการออกแบบโครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ในอนาคต งานที่จะกล่าวต่อไปนี้เป็นกรรณการงานผลการศึกษาค้นคว้าของควอนตัมดอตชนิดอินเดียมอาร์เซไนต์ (InAs QDs) ที่มีต่อความคล่องตัวของอิเล็กตรอน เมื่อทำการแทรก InAs QDs เข้าไปในฟิล์มบางชนิด GaAs ซึ่งเป็นโครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ [5]

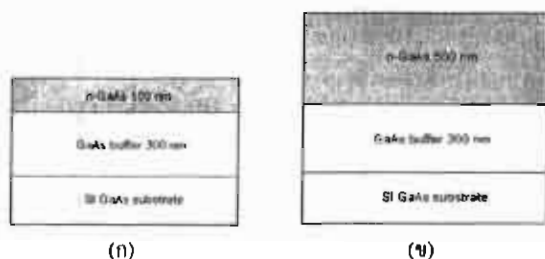
การวัดคุณสมบัติทางไฟฟ้าในงานชิ้นนี้ใช้วิธี Van der Pauw [6] โดย InAs QDs ถูกฝังในชั้น n-GaAs ที่ปลูกบนแผ่นฐาน GaAs ซึ่งเงื่อนไขต่างๆ ในการปลูกผลึก (จำนวนชั้นของควอนตัมดอต, ความหนาของชั้น n-GaAs) จะกล่าวถึงในหัวข้อต่อไป ผลการทดลองชี้ให้เห็นว่า เมื่อจำนวนชั้นของควอนตัมดอตเพิ่มขึ้น ความคล่องตัวของอิเล็กตรอนลดลง และความเข้มข้นของพาหะเพิ่มขึ้น

2. กระบวนการสร้างและการทดลอง

กระบวนการปลูกผลึกด้วยลำโมเลกุล (Molecular beam epitaxy: MBE) มี solid-source เป็นวัตถุดิบในการปลูก โดยวัสดุที่สามารถปลูกได้ในระบบของเราคือ aluminium (Al), gallium (Ga), arsenic (As), indium (In) และ phosphorus (P) โดยมี silicon (Si) เป็นสารเจือชนิด n

โครงสร้างในการทดลองทั้งหมด ทำการปลูกโดยใช้เครื่องปลูกผลึกด้วยลำโมเลกุลภายใต้สภาวะบรรยากาศของอาร์เซนิกที่มีความดัน 5×10^{-4} torr เริ่มต้นโดยใช้แผ่นฐาน GaAs ชนิด Semi-Insulator หลังจากที่ทำ oxide desorption ที่อุณหภูมิ 600°C เพื่อขจัด oxide ออกจากผิวหน้า ทำการปลูกชั้น n-ฟเฟอร์ undoped-GaAs ที่อุณหภูมิ 580°C เพื่อให้ผิวหน้าของชิ้นงานเรียบในระดับอะตอม โดยอัตราเร็วในการปลูก GaAs เท่ากับ 0.6 ML/s คงที่ตลอด ความหนาของชั้น n-ฟเฟอร์คือ 300 nm

หลังจากนั้นทำการปลูกโครงสร้างที่ได้ออกแบบไว้บนบัฟเฟอร์ดังกล่าว โดยทุกโครงสร้างที่มี QDs ฝังอยู่นั้นเป็นชนิด InAs โดยใช้อัตราเร็วในการปลูก InAs เท่ากับ 0.01 ML/s ที่อุณหภูมิ 500°C



รูปที่ 1. โครงสร้างชั้นฟิล์มบาง n-GaAs หนา (ก) 100 nm และ (ข) 500 nm

โครงสร้างชั้นงานในการทดลองแบ่งเป็น 2 โครงสร้างคือ โครงสร้างชั้นฟิล์มบาง n-GaAs ซึ่งไม่มีคอนดักต์ลึงอยู่ (โครงสร้างควบคุม) และ โครงสร้างชั้นฟิล์มบาง n-GaAs ที่มีชั้น InAs QDs ฝังอยู่

โครงสร้างชั้นฟิล์มบาง n-GaAs มีขั้นตอนการปลูกโครงสร้างคือหลังจากที่ปลูกชั้นบัฟเฟอร์ชนิด GaAs แล้วก็ทำการปลูกชั้นฟิล์มบาง GaAs ชนิด n (n-GaAs) ที่อุณหภูมิเท่าเดิม (580°C) ด้วยความหนา 100 nm ดังรูปที่ 1 (ก) หรือความหนา 500 nm ดังรูป 1 (ข) และมีเงื่อนไขการปลูกโครงสร้างแสดงดังตารางที่ 1

ชั้นงาน	ชั้น n-GaAs (nm)	อุณหภูมิของเบ้า Si (°C)
A0	100	960
B0	500	950
C0	500	975
D0	500	1,000
E0	500	1,030

ตารางที่ 1. เงื่อนไขการปลูกโครงสร้างของชั้นงาน A0, B0, C0, D0 และ E0

ชั้นงาน	ภาพตัดขวางโดยคร่าวของโครงสร้างที่ปลูก
A1	
A2	

ตารางที่ 2. รายละเอียดเชิงโครงสร้างของชั้นงาน A1 และ A2

โครงสร้างชั้นฟิล์มบาง n-GaAs ที่มีชั้น InAs QDs ฝังอยู่ แบ่งเป็นชั้นงานกลุ่ม A, กลุ่ม B และกลุ่ม C ในชั้นงานกลุ่ม A มีขั้นตอนการปลูกคือหลังจากที่ปลูกชั้นบัฟเฟอร์แล้ว ก็ทำการปลูกชั้นฟิล์มบาง

n-GaAs ด้วยความหนา 100 nm ระหว่างทำการปลูกชั้นฟิล์มบาง n-GaAs ได้ทำการฝัง InAs QDs โดยจำนวนชั้นของ InAs QDs ที่ฝังเข้าไปในชั้น n-GaAs มี 1 ชั้นในชั้นงาน A1 และ 2 ชั้นในชั้นงาน A2 ดังรายละเอียดในตารางที่ 2

การเจือสารของชั้นงานกลุ่ม A ใช้อุณหภูมิของเบ้า Si เท่ากับ 960 °C ทุกชั้นงาน การฝังชั้น InAs QDs จะฝังในตำแหน่งที่ระยะห่างของชั้น InAs QDs มีค่าเท่ากัน เช่นชั้นงาน A2 ซึ่งฝัง InAs QDs จำนวน 2 ชั้นมีขั้นตอนการปลูกดังนี้ หลังจากปลูกชั้นบัฟเฟอร์ GaAs ทำการปลูกชั้นฟิล์ม n-GaAs หนา 33 nm แล้วทำการปลูก InAs QDs ต่อจากนั้นปลูก n-GaAs ต้องจนได้ความหนารวมของชั้นฟิล์ม n-GaAs เท่ากับ 66 nm แล้วทำการปลูก InAs QDs จากนั้นปลูก n-GaAs ต้องจนได้ความหนารวมของชั้นฟิล์ม n-GaAs เท่ากับ 100 nm

ชั้นงาน	ภาพตัดขวางโดยคร่าวของโครงสร้างที่ปลูก
B1	
B2	
B3	
C1	
C2	
C3	
C4	

ตารางที่ 3. รายละเอียดเชิงโครงสร้างของชั้นงาน B1, B2, B3, C1, C2, C3 และ C4

ในชั้นงานกลุ่ม B และ C หลังจากปลูกชั้นบัฟเฟอร์ GaAs แล้ว ทำการปลูกชั้นฟิล์ม n-GaAs หนา 500 nm ระหว่างปลูกชั้น n-GaAs ทำการฝัง InAs QDs เข้าไป โดยชั้นงานกลุ่ม B และ C ทำการเจือสารโดยใช้ อุณหภูมิของบ่า Si เท่ากับ 950°C และ 975°C ตามลำดับ โดยรายละเอียดเชิงโครงสร้างของชั้นงานกลุ่ม B และ C แสดงดังตารางที่ 3

โครงสร้างที่ปลูกในชั้นงานกลุ่ม B และ C แม้จะมี InAs QDs หลายชั้นถูกฝังเข้าไปในชั้น n-GaAs แต่ความหนาโดยรวมของชั้น n-GaAs คือ 500 nm ทุกชั้นงาน และตำแหน่งในการปลูกชั้น QDs คือ ตำแหน่งที่มีระยะห่างของชั้น QDs เท่ากับ $\frac{500}{n+1}$ nm ทุกชั้นงาน โดย n คือ

จำนวนชั้นของ QDs ที่ฝังเข้าไปเช่น ชั้นงาน B2 ซึ่งฝัง InAs QDs จำนวน 3 ชั้นมีขั้นตอนการปลูกคือหลังจากปลูกชั้นบัฟเฟอร์ ทำการปลูกชั้น n-GaAs หนา 125 nm แล้วทำการปลูก InAs QDs จากนั้นปลูก n-GaAs ต่อจนได้ความหนาโดยรวมของชั้นฟิล์ม n-GaAs เท่ากับ 250 nm ต่อจากนั้น ทำการปลูก InAs QDs แล้วปลูก n-GaAs ต่อจนได้ความหนาโดยรวมของชั้น n-GaAs เท่ากับ 375 nm แล้วจึงปลูก InAs QDs แล้วทำการปลูก n-GaAs จนได้ความหนาโดยรวมของชั้น n-GaAs เท่ากับ 500 nm

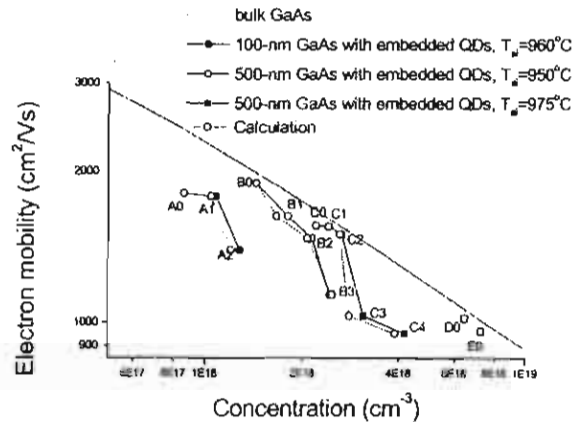
เมื่อทำการปลูกชั้นงานตามที่ได้ออกแบบแล้ว ชิ้นงานถูกนำมา คัดเป็นสี่เหลี่ยมจัตุรัสขนาด 5x5 mm² เพื่อเตรียมทำขั้วโลหะ การทำ ขั้วโลหะบนผิวหน้าของชิ้นงานได้ทำ pattern เป็นลักษณะสี่เหลี่ยมจัตุรัส ขนาด 2x2 mm² ที่มุมทั้งสี่ของชิ้นงาน (ให้เหมาะสำหรับการวัดความ เข้มข้นและความคล่องตัวของพาหะด้วยวิธี Van der Pauw) โดยขั้วโลหะ คือ AuGe/Ni วิธีการวัดแบบ Van der Pauw [6] เป็นวิธีการวัดกระแส และความต่างศักย์ของชิ้นงานในขณะที่ป้อนสนามแม่เหล็ก ค่ากระแส และความต่างศักย์ที่วัดได้ ถูกนำมาคำนวณหาค่าความคล่องตัวของ อิเล็กตรอน (μ) และความเข้มข้นของพาหะ (n)

หัวข้อต่อไปแสดงผลของการวัดค่าความคล่องตัวของ อิเล็กตรอนและความเข้มข้นของอิเล็กตรอน โดยทำการเปรียบเทียบกับ ค่าความคล่องตัวของอิเล็กตรอนของชิ้นงานอ้างอิง (A0, B0 และ C0) พร้อมทั้งเปรียบเทียบกับค่าความคล่องตัวของอิเล็กตรอนใน Bulk GaAs

3. ผลการทดลองและวิเคราะห์ผล

ผลการวัดค่าความคล่องตัวของอิเล็กตรอนและความเข้มข้น ของอิเล็กตรอนของชิ้นงาน ถูกนำมาแสดงในรูปที่ 2 จากรูปจะสังเกตเห็น ว่าผลจากการเพิ่มจำนวนชั้น InAs QDs ที่ฝังเข้าไปในชั้น n-GaAs ทำให้ ค่าความเข้มข้นของอิเล็กตรอนเพิ่มขึ้น โดยที่ค่าความเข้มข้นของ อิเล็กตรอนของชิ้นงาน A1 ($9.20 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$) และ A2 ($1.21 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$) มี ค่าเพิ่มขึ้นจากชิ้นงาน A0 ($8.60 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$) ซึ่งเป็นชิ้นงานอ้างอิง, ชิ้นงาน B1-B3 มีค่าความเข้มข้นของอิเล็กตรอนเพิ่มขึ้นจากชิ้นงาน B0 ซึ่งเป็น ชิ้นงานอ้างอิง และชิ้นงาน C1-C4 มีความเข้มข้นของอิเล็กตรอนเพิ่มจาก ชิ้นงาน C0 ซึ่งเป็นชิ้นงานอ้างอิงเช่นกันความเข้มข้นของอิเล็กตรอนใน ชิ้นงาน A1, A2, B1, B2, B3, C1, C2, C3 และ C4 ที่เพิ่มขึ้น มีสาเหตุ เนื่องจากปริมาณของสารกึ่งตัวนำโดยรวมเพิ่มขึ้น อีกทั้ง InAs ยังเป็น

สารกึ่งตัวนำที่มีช่องว่างพลังงานต่ำ (0.35 eV) ซึ่งทำให้มีความคล่องตัว ของพาหะอิสระสูงกว่า GaAs ที่มีปริมาตรและอุณหภูมิเดียวกัน



รูปที่ 2. ค่าความคล่องตัวของอิเล็กตรอนของชิ้นงานกลุ่ม A, B และ C เปรียบเทียบกับค่าความคล่องตัวของ Bulk GaAs

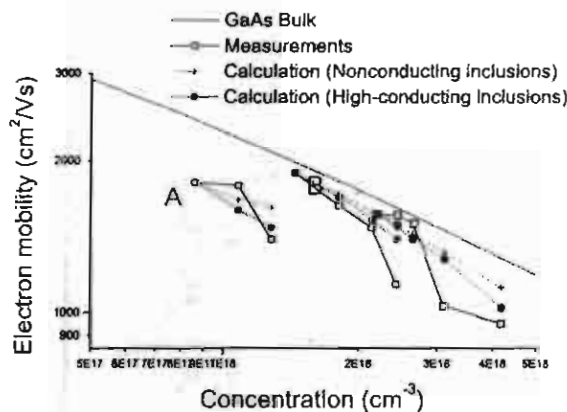
จากรูปแสดงการเปรียบเทียบระหว่างผลการทดลองและผล จากการคำนวณ โดยในการทดลองนี้ InAs QDs ไม่ถูกได้ไปด้วยสารเจือปน ในส่วนการจำลอง ทำโดยคิดปริมาตรที่เพิ่มขึ้นของ InAs QDs ที่ใส่ เข้าไปโดยอาศัยความสัมพัทธ์ที่ (1) แล้วนำมาคำนวณหาค่าความเข้มข้น ของอิเล็กตรอนที่สอดคล้องกับค่าความคล่องตัวของอิเล็กตรอนที่วัดได้ จากการทดลองแล้วนำมาเปรียบเทียบกับค่าความเข้มข้นของอิเล็กตรอนที่ วัดจากการทดลองได้ โดย n_{GaAs} เป็นความเข้มข้นของอิเล็กตรอนของ ชิ้นงานซึ่งไม่มีการฝัง InAs QDs เข้าไป ซึ่งการคำนวณในชิ้นงานกลุ่ม A, B และ C จะใช้ค่า n_{GaAs} เป็นความเข้มข้นของอิเล็กตรอนของชิ้นงาน A0, B0 และ C0 ตามลำดับ

$$n_{\text{GaAs}} = \frac{(V_{\text{InAs}} \cdot n_{\text{InAs}}) + (V_{\text{GaAs}} \cdot n_{\text{GaAs}})}{(V_{\text{InAs}} + V_{\text{GaAs}})} \quad (1)$$

โดย V_{InAs} คือ ปริมาตรของ InAs ที่เพิ่มขึ้น
 n_{InAs} คือ Electron concentration ของ InAs
 V_{GaAs} คือ ปริมาตรของชั้น GaAs
 n_{GaAs} คือ Electron concentration ของ GaAs

จากการที่ไม่มีการได้ป QDs จึงทำให้คาดเดาว่าค่า electron concentration ของ InAs QDs น่าจะมีค่าเท่ากับ $1.0 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ ซึ่งเป็นค่า intrinsic electron concentration ของ InAs ที่อุณหภูมิห้อง แต่เมื่อนำค่าดังกล่าวมา คำนวณหาค่าความเข้มข้นของอิเล็กตรอนที่เพิ่มขึ้น ปรากฏว่าผลที่ได้มีค่า ไม่สอดคล้องกับผลการทดลอง โดยการจำลองแบบเบื้องต้นชี้ให้เห็นว่า ค่า effective electron concentration ของ InAs QDs ที่แท้จริงมีค่าขึ้นอยู่กับ ความหนาของชั้น n-GaAs โดยในการนิยามของชิ้นงานในกลุ่ม A ซึ่ง n-GaAs มีความหนา 100 nm จะสามารถคำนวณค่า effective electron

concentration ได้ $4 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ ในขณะที่ค่าที่ได้สำหรับชิ้นงานในกลุ่ม B และ C ได้ค่า $1.95 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ สาเหตุที่ค่าความเข้มข้นของอิเล็กตรอนใน InAs ที่ใช้ในการคำนวณมีค่าสูงกว่า background electron concentration ของ GaAs ถึง 5-15 เท่า อาจเป็นเพราะว่าอิเล็กตรอนที่อยู่ในชั้น n-GaAs ได้เคลื่อนที่เข้ามาอยู่ใน InAs QDs เนื่องจากอาจมองได้ว่าการได้ป GaAs รอบข้าง ซึ่งมีแถบช่องว่างพลังงานสูงกว่า InAs ส่งผลให้เหมือนกับการ modulation doping ให้กับ InAs นั้นเอง



รูปที่ 3. ผลการจำลองการลดลงของความคล่องตัวของอิเล็กตรอนเมื่อการฝังเลี้ยวทรงกลมนำไฟฟ้าได้เข้าไปในชั้น GaAs (—●—) เทียบกับผลการทดลอง (—□—) สำหรับชิ้นงาน A, B และ C

จากการศึกษาและทดลองพบว่าเมื่อเลี้ยวทรงกลมถูกฝังเข้าไปในชิ้นงานจะส่งผลให้ความคล่องตัวของพาหะ (μ) ของชิ้นงานลดลง ความคล่องตัวของพาหะที่ลดลงมีความสัมพันธ์กับอัตราส่วนปริมาตรของเลี้ยวทรงกลมต่อปริมาตรของชิ้นงานทั้งหมด (η) โดยในอดีตได้มีการศึกษาโดย Voronkov [7] พบว่าความคล่องตัวของพาหะจะเปลี่ยนแปลงไปตามความสามารถในการนำไฟฟ้าของเลี้ยวทรงกลมที่ฝังอยู่ข้างในโดยสามารถแบ่งพิจารณาได้เป็น 2 กรณีดังนี้ [7]

1) เลี้ยวทรงกลมไม่นำไฟฟ้า (non-conducting inclusions)
ความคล่องตัวของพาหะลดลงตามความสัมพันธ์

$$\mu_{app} = \mu \frac{1 - 9\eta / 4}{1 - 3\eta / 4} \quad (2)$$

2) เลี้ยวทรงกลมนำไฟฟ้าได้ดี (high-conducting inclusions)
ความคล่องตัวของพาหะลดลงตามความสัมพันธ์

$$\mu_{app} = \frac{\mu}{1 + 3\eta} \quad (3)$$

โดยเมื่อทำการจำลองค่าตามสมการทั้งสองข้างต้น ดังแสดงในรูปที่ 3 และเปรียบเทียบกับผลการทดลองจริง จะเห็นได้ว่าความคล่องตัวของอิเล็กตรอนซึ่งคำนวณโดยอาศัยสมมติฐานว่ามีการฝังเลี้ยวทรงกลมนำไฟฟ้าได้เข้าไปในชั้น GaAs มีค่าสอดคล้องกับผลการทดลองมากกว่า

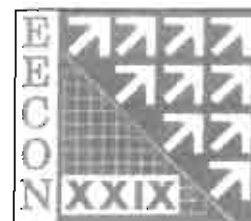
สมมติฐานว่ามีการฝังเลี้ยวทรงกลมไม่นำไฟฟ้าเข้าไปในชั้น GaAs จึงอาจกล่าวได้ว่าการฝัง InAs QDs เข้าไปในชั้น GaAs เปรียบเสมือนการฝังเลี้ยวทรงกลมนำไฟฟ้าเข้าไปในชั้น GaAs สอดคล้องกับความจริงที่ว่า InAs มี E_g ที่ต่ำกว่า GaAs และสามารถนำไฟฟ้าได้ดีกว่า ฉะนั้นลักษณะเฉพาะเหมือนกัน

4. สรุปผลการทดลอง

บทความนี้ได้นำเสนอผลของ InAs QDs ที่มีต่อความคล่องตัวของอิเล็กตรอนในแกลเลียมอาร์เซไนด์ เมื่อจำนวนชั้นควอนตัมดอตที่แทรกอยู่ในชั้น GaAs เพิ่มขึ้น ความคล่องตัวของอิเล็กตรอนที่เคลื่อนไหวในโครงสร้าง GaAs ที่มี QDs ฝังอยู่จะลดลง ในขณะที่ความเข้มข้นอิเล็กตรอนสุทธิเพิ่มขึ้น การที่ความคล่องตัวของอิเล็กตรอนลดลงมีสาเหตุเนื่องมาจากกลไกการกระเจิงจากการฝัง InAs QDs สำหรับการเพิ่มขึ้นของค่าความเข้มข้นของอิเล็กตรอนมีสาเหตุเนื่องจากปริมาตรที่เพิ่มขึ้นของ InAs ซึ่งเป็นวัสดุที่ค่าพาหะอิสระสูงกว่า GaAs ที่ปริมาตรและอุณหภูมิเดียวกัน ผลการทดลองนี้ช่วยให้เข้าใจกลไกการเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนในชั้นแกลเลียมอาร์เซไนด์ที่มีอินเดียมอาร์เซไนด์ควอนตัมดอตฝังอยู่ได้ดียิ่งขึ้น และ อาจเป็นประโยชน์ในการศึกษาและออกแบบสิ่งประดิษฐ์สารกึ่งตัวนำที่อาศัยการฝังตัวของ QD ต่อไป

เอกสารอ้างอิง

- [1] M. Asada, Y. Miyamoto, and Y. Suematsu, "Gain and the threshold of three-dimensional quantum-box laser," *IEEE J. Quantum Electron.*, vol. QE-22, pp. 1919-1921, 1986
- [2] Y. Arakawa and H. Sakaki, "Multidimensional quantum well laser and temperature dependence of its threshold current," *Appl. Phys.*, vol. 40, pp. 939-941, 1982
- [3] S. K. Jung, S. W. Hwang, D. Ahn, J. H. Park, Y. Kim, E. K. Kim, "Fabrication of quantum dot transistors incorporating a single self-assembled quantum dot," *Physica E*, vol. 7, pp. 430-434, 2000.
- [4] V. Aroutiounian, S. Petrosyan, A. Khachatryan, and K. Touryan, "Quantum dot solar cell," *J. Appl. Phys.*, vol. 89, pp. 2268-2271, 2001
- [5] S. Suraprapapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow, "Quantum Dot Integration in Heterostructure Solar Cells", 14th International Photovoltaic Science and Engineering Conference
- [6] David C. Look, "Electrical Characterization of GaAs Materials and Devices", Johny & Sons; 1989
- [7] Voronkov., "Influence of second-phase inclusions on electrical conductivity and Hall effect", *Sov. Phys. Semicond.*, Vol. 4, pp. 1949-52, 1971



The EECON-29 Conference Joins the Sixtieth Anniversary
Celebration of His Majesty's Accession to the Throne

29th Electrical Engineering Conference

การประชุมวิชาการทางวิศวกรรมไฟฟ้าครั้งที่ ๒๙

Volume II

- ไฟฟ้าสื่อสาร (CM)
- อิเล็กทรอนิกส์ (EL)
- การประมวลผลสัญญาณดิจิทัล (DS)
- ระบบควบคุมและการวัดคุม (CT)
- งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับวิศวกรรมไฟฟ้า (GN)



๙-๑๐ พฤศจิกายน ๒๕๕๙

ณ โรงแรมแอมบาสซาเดอร์ ซิตี้ จอมเทียน พัทยา จังหวัดชลบุรี



a member of NSTDA

ดำเนินการโดย

201 MEDIA & MARKETING

ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า ภาควิชาวิศวกรรมอิเล็กทรอนิกส์และโทรคมนาคม ภาควิชาวิศวกรรมคอมพิวเตอร์
คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลธัญบุรี

DC Characterization of GaAs/GaAlAs Double Heterojunction Bipolar Transistors with p⁺-GaAs Regrown Base

Nay Myo Tun, Supachok Thainoi and Choompol Antarasena

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

Phone +66-2-218-6519, Fax +66-2-218-6523, E-mail:Choompol.A@chula.ac.th

Abstract

GaAlAs/GaAs Double Heterojunction Bipolar Transistors (DHBTs) with p⁺-GaAs regrown base have been designed and fabricated by Liquid Phase Epitaxy (LPE) technique. Normal mode gain of 40 and inverted mode gain of 8 were obtained from the same DHBT. Due to the asymmetry of physical structure, inverted mode gains were inferior to those of normal mode and also resulting in offset voltage of 200 mV. Moreover, some DHBTs exhibited a knee-shape characteristic in inverted mode due to influence of spike at emitter-base heterojunction.

Keywords: GaAs, GaAlAs, DHBT, LPE, regrown base, symmetrical emitter-collector, normal mode gain, inverted mode gain, offset voltage

1. Introduction

The fabrication of GaAs/GaAlAs heterojunction bipolar transistors (HBT) has been developed and now applied in high speed digital and microwave integrated circuits (ICs). Because the electron mobility of these compound semiconductors is much higher than that of Si, the frequency response of these corresponding devices is therefore higher. Moreover, we can improve the transistor performance with the use of GaAs/GaAlAs heterojunction [1]. First, single heterojunction bipolar transistor (SHBT) with N-GaAlAs emitter and p⁺-GaAs base was interesting due to the high injection efficiency inherent in the structure. However, SHBT has several disadvantages especially for their applications in most ICs which the collector should be on the top and similar to that of emitter to reduce the complexity of IC fabrication. SHBTs have the asymmetry between the emitter-base heterojunction and the collector-base homojunction. Therefore, the interchangeability between emitter and collector is impossible. Furthermore, the offset voltage in SHBT is high due to the difference between two junction voltages; this causes plenty of useless power. Hence, the collector-base homojunction should be replaced with the heterojunction similar to that of emitter-base. Double heterojunction bipolar transistors (DHBT) were then proposed to exhibit the symmetrical characteristics [2].

Mesa structures are essentially required to realize these transistors. This is because the collector, base and emitter epilayers are sequentially grown and then contacted by sequential etched. This structure is certainly physically asymmetric. Recently, the Zn doped planar structures have been used to obtain the symmetrical DHBTs. Nevertheless, other problems emerged. The resulting leakage currents degraded the performance of the DHBTs [3]. Hence, the

purpose of this study is to obtain a symmetrical emitter-collector DHBT with p⁺ regrown base. These designed structures can be developed not only to the symmetrical transistors but also the collector-up transistor structures. Moreover, these transistor structures with regrown base lead to an extremely low base resistance and result in high maximum frequency response.

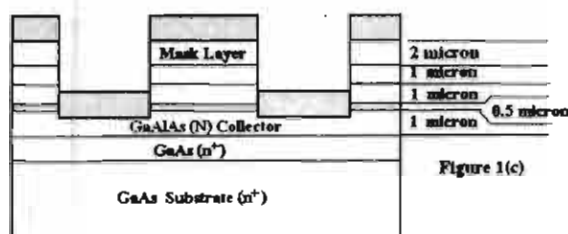
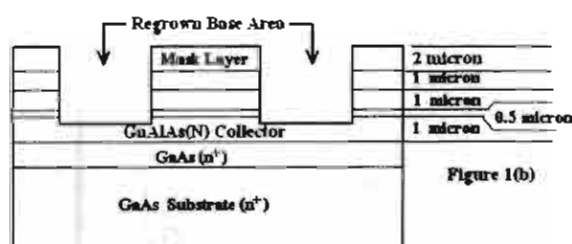
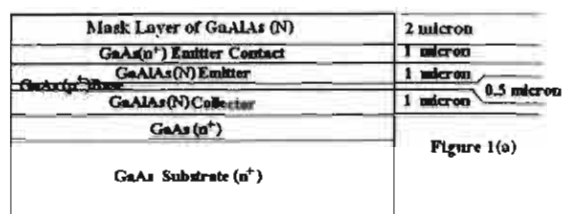
2. Device Fabrication

The symmetrical GaAlAs/GaAs DHBT structure, which has been prepared by Liquid Phase Epitaxy (LPE) supercooling technique, is composed of a buffer layer, a collector layer, a base layer, an emitter layer, a contact emitter layer and a mask layer on n⁺-GaAs substrate. A detailed layer description of DHBT is summarized in Table 1 and shown schematically in Figure 1(a). The aluminium contents both in emitter and collector layers were fixed at 0.2 to reduce the influence of spike at each heterojunction in reverse bias condition [3]. After growth, the external base area was defined onto the sample by etching down to in between N-GaAlAs collector layer (Fig. 1(b)). The wafer was then reloaded in the LPE furnace to grow the p⁺-GaAs external base layer. The surface of the regrown base layer within the defined regrown base area should be in between N-GaAlAs emitter layer (Fig. 1(c)). After second growth, the intrinsic emitter-base junction area was defined by etching the p⁺-GaAs regrown base and GaAlAs mask layer deep to the n⁺-GaAs contact emitter (Fig. 1(d)). Next, the emitter, collector and base ohmic contacts were performed and finally, the devices were isolated. All transistor sequence processes are shown in Figure 1.

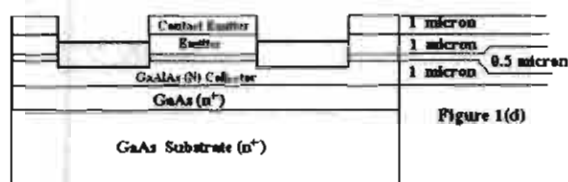
Table 1. Detail layer description of transistor.

Layer	Composition	Thickness (μm)	Doping Concentration (cm ⁻³)
Mask	N-Ga _{0.6} Al _{0.4} As	2	-
Contact Emitter	n ⁺ -GaAs	1	10 ¹⁹
Emitter	N-Ga _{0.8} Al _{0.2} As	1	5.10 ¹⁷
Base	p ⁺ -GaAs	0.5	5.10 ¹⁸
Collector	N-Ga _{0.8} Al _{0.2} As	1	5.10 ¹⁷
Buffer	n ⁺ -GaAs	2	10 ¹⁹

EL26



← p⁺-GaAs Regrown Base Layer



← p⁺-GaAs Regrown Base Layer



← Ohmic Contact

Figure 1. Schematic transistor sequence processes (a) LPE epitaxial layers. (b) Define the regrown base area. (c) Regrow the p⁺-GaAs base layer. (d) Define the intrinsic emitter-base area and uncover the contact emitter. (e) Ohmic contact formation

3. Experimental Results

The current voltage characteristics both in normal mode and inverted mode of sample ST51, ST52 and ST53 are shown in Figure 2, 3 and 4, respectively. Every (I,V) characteristic was asymmetric between both modes. Figure 5 is the enlarged normal mode characteristic of sample ST51, whereas Figure 6 is the enlarged inverted mode of sample ST52. All normal mode characteristics were essentially parallel with the voltage axis, resulting in very high values for the Early voltage, meanwhile, some inverted modes had knee-shape characteristic, as clearly seen in Figure 4. The offset voltage of most transistors was 200 mV. The gains of different transistors are summarized in Table 2.

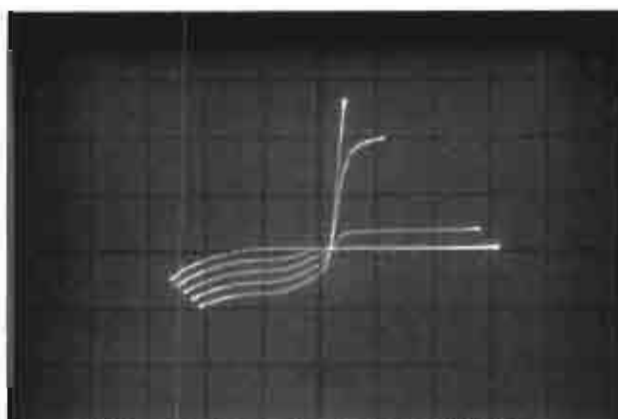


Figure 2. Current-voltage characteristic of ST51
 $I_C(I_E)$: 2 mA/div, V_{CE} : 1 volt/div, I_B : 50 μ A/step

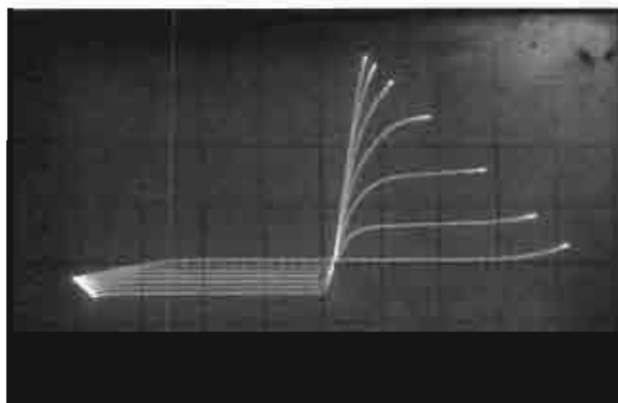


Figure 3. Current-voltage characteristic of ST52
 $I_C(I_E)$: 2 mA/div, V_{CE} : 1 volt/div, I_B : 50 μ A/step

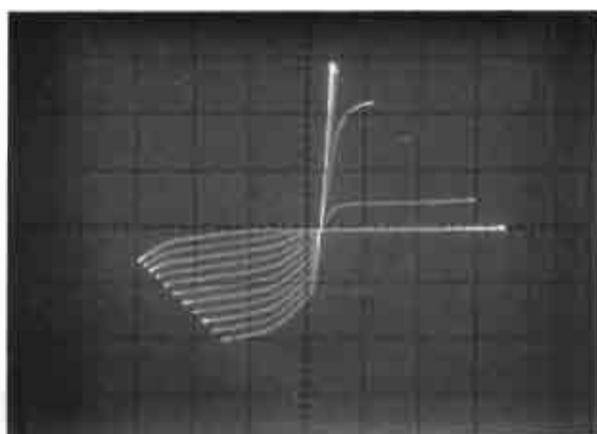


Figure 4. Current-voltage characteristic of ST53 with knee-shape inverted mode $I_C(I_E)$: 2 mA/div, V_{CE} : 1 volt/div, I_B : 100 μ A/step

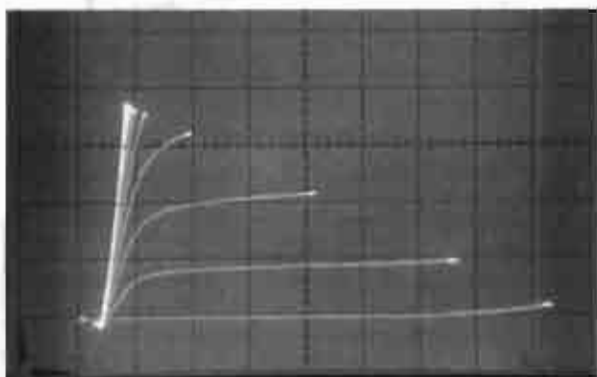


Figure 5 Normal mode current-voltage Characteristic of ST51, I_C : 2 mA/div, V_{CE} : 0.5 volt/div, I_B : 50 μ A/step



Figure 6. Inverted mode current-voltage characteristic of ST52, I_E : 1 mA/div, V_{CE} : 1 volt/div, I_B : 100 μ A/step

Table 2. Normal mode and inverted mode gains

Transistor	Normal mode Gain at (I_C, V_{CE})	Inverted mode Gain at (I_E, V_{CE})
ST51	40 (2 mA, 1V)	8 (1 mA, 1V)
ST52	30 (5 mA, 2V)	5 (1 mA, 2 V)
ST53	20 (4 mA, 1V)	4 (4 mA, 1V)

4. Discussion

All (I, V) characteristics were asymmetric. The normal mode gains were approximately 5 to 6 times higher than that of inverted mode for almost transistors, even though the same composition and carrier concentration of emitter and collector were used. This is because the physical structure of these transistors is asymmetric, as clearly seen in Figure 7. In inverted mode, collector-base junction is forward biased. As a result, collector (behaves as emitter) injects electrons both in internal and external base area. Most of electrons injected outside the intrinsic emitter-base junction are mainly lose due to recombination, result in lower gains. Moreover, for defining the regrown base area, the etching depth has to be precisely controlled in between the N- GaAlAs collector layer, as shown schematically in Figure 1(e). In case of etching beyond the bottom of collector layer, deep to the n^+ buffer layer, as shown schematically in Figure 8, the regrown base layer will form p^+ -GaAs/ n^+ -GaAs homojunction in the external base area. In inverted mode, this homojunction will perform as emitter-base junction parallel to that of collector-base heterojunction. Since, the energy barrier against injected holes of p^+ -GaAs/ n^+ -GaAs homojunction is lower than that of p^+ - GaAs/ N- GaAlAs heterojunction. These transistors

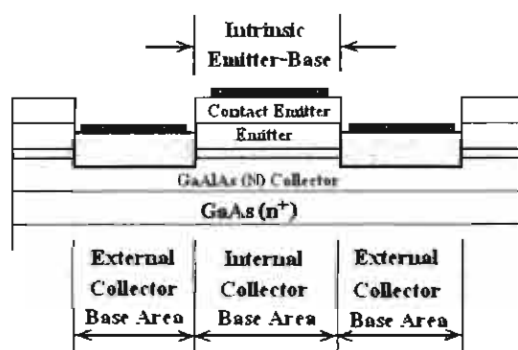


Figure 7. Physical structure of designed transistor, showing the external and internal collector-base areas

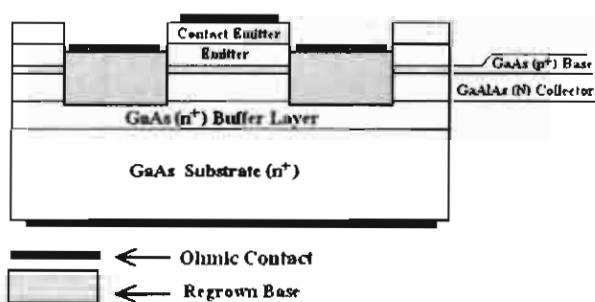


Figure 8. Define the regrown base area deep to the n^+ -GaAs buffer layer

therefore effectively behave as a homojunction bipolar transistor with lower injection efficiency, resulting in lower gain. Furthermore, the spike at emitter-base heterojunction affects the collection of carriers as indicated by the knee-shape characteristic of Figure 4. In addition, the asymmetry between modes can be supported by the difference between the (I,V) characteristic of emitter-base and collector-base junctions with the third terminal opened, as shown in Figure 9. The differential between two (I,V) curves at a fixed current contribute to the amount of offset voltage.

To improve inverted gains, we have to get rid off the electron injections of external collector-base junction by using the P^+ -GaAlAs regrown base in place of p^+ -GaAs one. The homojunction of P^+ -GaAlAs/ N -GaAlAs in the external base area will suppress the electron injected from collector; consequently, a DHBT will perform symmetrically with very low offset voltage.

5. Conclusion

We have demonstrated how to fabricate GaAlAs/GaAs DHBTs with p^+ -GaAs regrown base. LPE technique was used in two steps to grow both the main structure and the regrown base. DHBTs exhibited the asymmetric (I,V) characteristics. The normal mode characteristic was superior to one of inverted mode with offset voltage close to 200 mV. Finally, DHBTs with P^+ -GaAlAs regrown base was proposed to obtain the symmetrical transistor structure.

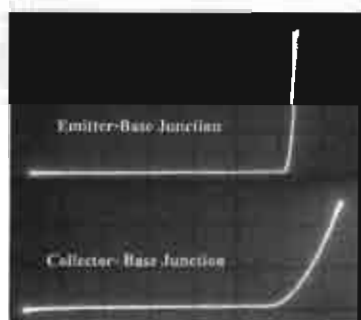


Figure 9. (I,V) characteristics of emitter-base and collector-base junction with the third terminal opened I: 2 mA/div, V: 1 volt/div

6. Acknowledgments

This work is partly supported by National Electronics and Computer Technology Center (NECTEC) and Japan International Cooperation Agency Office for ASEAN University Network (JICA Project for AUN/SEED-Net).

The authors wish to thank Dr. Yoshiji Horikoshi, Professor of School of Science and Engineering, Waseda University for being Co-Investigator for this project.

References

- [1] H. Kroemer, "Heterostructure Bipolar Transistors and Integrated Circuits", Proc. IEEE, Vol. 70, 1982, pp. 13-25.
- [2] J.P. Bailbe, A. Marty, G. Rey, J. Tasselli and A. Bouyahyaoui, "Electrical Behavior of Double Heterojunction NPN GaAlAs/GaAs/GaAlAs Bipolar Transistors", Solid State Electron., Vol. 28, No. 6, 1985, PP627-638.
- [3] Y. Deesirapipat, S. Thainoi, S. Ratanathammapan and C. Antarasena, "Simple Fabrication Technique of Symmetrical Emitter-Collector Zinc-doped Planar $Ga_{1-x}Al_xAs/GaAs/Ga_{1-y}Al_yAs$ Double Heterojunction Bipolar Transistors", JJAP Vol. 40, No. 4A, April 2001, pp. 2127-2131.



Nay myo Tun was born in Labutta, Ayeyawady Division, Myanmar, on June 20, 1975. He received the B.Sc (Hons: Physios) and M.Sc (Eng: Physics) Degree in Physics Department from Yangon University in 2000 and 2002, respectively.

He is currently working toward the Master degree in Electrical Engineering at Chulalongkorn University.



Supachok Thainoi was born in Bangkok, Thailand, on October 12, 1956. He received the M.S. Degree in Nuclear Technology from Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand in 1999. He is a Research Assistant in the

Semiconductor Device Research Laboratory, Electrical Engineering Department, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University. His current interests owe in the field of III-V Compound semiconductor and radiation detectors.

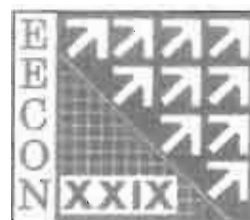


Choopool Antarasena was born in Prachuapkhirikhan, on August 31, 1952. He received the B. Eng. and M. Eng. Degree in Electrical Engineering from Chulalongkorn University in 1976 and 1980, respectively and the D. Ing. in

Electronics from LAAS, INSA Toulouse, France in 1984. He is currently an Associate Professor of Electrical Engineering at Chulalongkorn University



The EECON-29 Conference Joins the Sixtieth Anniversary
Celebration of His Majesty's Accession to the Throne



29th Electrical Engineering Conference

การประชุมวิชาการทางวิศวกรรมไฟฟ้าครั้งที่ ๒๙

Volume II

- ไฟฟ้าสื่อสาร (CM)
- อิเล็กทรอนิกส์ (EL)
- การประมวลผลสัญญาณดิจิทัล (DS)
- ระบบควบคุมและการวัดคุม (CT)
- งานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับวิศวกรรมไฟฟ้า (GN)



๙-๑๐ พฤศจิกายน ๒๕๕๙

ณ โรงแรมแอมบาสซาเดอร์ ซิตี้ จอมเทียน พัทยา จังหวัดชลบุรี



คำเนินการโดย

๒๕๕๙-๒๕๖๐

ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า ภาควิชาวิศวกรรมอิเล็กทรอนิกส์และโทรคมนาคม ภาควิชาวิศวกรรมคอมพิวเตอร์
คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลธัญบุรี

Theoretical Investigation on the Optical Polarization Anisotropy of the Photoluminescence from InAs/GaAs Linearly Aligned Quantum Dots

Nan Thidar Chit Swe, Chanin Wissawinthanon, Somsak Panyakeow

Semiconductor Device Research Laboratory, Department of Electrical Engineering,
Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand
Phone: 0-2218-6500, Fax: 0-2251-8991, E-mail: Chanin.W@chula.ac.th

Abstract

The optical polarization anisotropy of the photoluminescence from InAs/GaAs linearly aligned quantum dots was theoretically investigated using a quantum mechanical approach. The system of the linearly aligned quantum dots was modeled as a series of uniformly spaced quantum wells. A Matlab® program was written to numerically solve the relevant one-dimensional Schrödinger equation for the eigen-energies of such a system. It was found that splittings of the eigen-energy levels occur when the potential wells (or the quantum dots) are close enough to one another so that coupling among them is significant. The degree of optical polarization anisotropy was then formulated and was associated with the amount of splitting of the ground-state eigen-energy levels.

Keywords: photoluminescence, linearly aligned quantum dots, optical polarization anisotropy, coupling, eigen-energy splitting

1. Introduction

The study on quantum-dot-based nanostructures has now drawn much attention from researchers from all over the world. These structures are expected to bring many new potential applications in the fields of nanoelectronics and photonics [1-2]. For example, because of their ultra small sizes, the quantum-dot-based devices operate much faster and at the same time consume much less power than the conventional ones. Our research group has been carrying study on the nanoelectronics/photonics for more than ten years and has been successful in fabricating novel quantum-dot nanostructures such as high-density quantum dots, donut-shape quantum dots, multi-stack quantum dots, linear aligned quantum dots, as well as various kinds of quantum-dot molecules [3-5]. These different quantum-dot structures will lead to different potential applications, for example, high-density quantum dots may find an application in high-performance solar cells, binary quantum-dot molecules for quantum cellular automata (quantum computing), and linearly aligned quantum dots for polarization-sensitive or polarization-dependent photonic devices. In this paper we report results obtained from a theoretical investigation based on a quantum mechanical approach to show that the

manifestation of optical polarization anisotropy of the photoluminescence from linearly aligned quantum dots stems from the splitting of energy levels of coupled quantum dots in the quantum-dot chain.

2. Mathematical Model and Approach

The optical polarization anisotropy of the photoluminescence from InAs/GaAs linearly aligned quantum dots grown in-house by a molecular-beam epitaxial technique was experimentally measured and the result was published elsewhere [6]. We now need to investigate the origin of such a property theoretically so that the physics of this phenomenon is completely established. Optical properties of the photoluminescence from a semiconductor structure may be well understood by knowing the eigen-energy states of the carriers (electrons and holes) in the structure, which in turn may be obtained by solving the Schrödinger equation with an appropriate Hamiltonian relevant to the quantum-dot system. An image of the linearly aligned quantum dots taken by an atomic-force microscope (AFM) is as shown in Fig. 1 (a) and the corresponding quantum-mechanic model of such a structure is schematically shown in Fig. 1 (b), in which the quantum well regions correspond to the InAs quantum dots and the potential barriers correspond to the GaAs capping-layer material (since the bandgaps of InAs dots and bulk GaAs are 1.1 eV and 1.43 eV, respectively.)

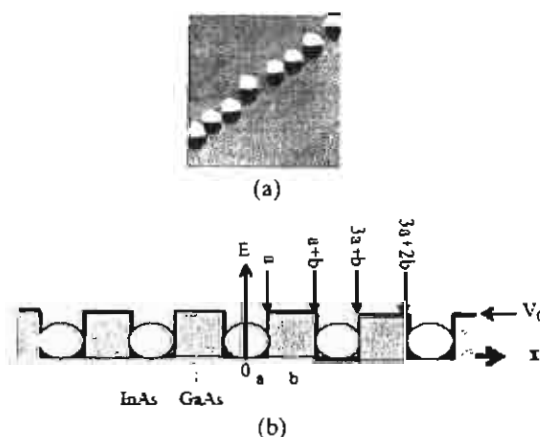


Fig. 1: (a) An AFM image of linearly aligned quantum dots, and (b) the corresponding quantum-mechanic model

Since the quantum dots align in a straight line and the photoluminescence from them shows a linear polarization [6], the relevant Schrödinger equation is one-dimensional, with three describing parameters, namely, the well width of size $2a$, the barrier width b , and the barrier height V_0 . Inasmuch as the photoluminescence is due mainly to the recombination of carriers in the ground state, we shall focus our calculation to the ground-state eigen-energies (E_0) only.

The one-dimensional time-independent Schrödinger equation for the linearly-aligned quantum-dot system, say, in the x -direction, is expressed as

$$\left[\frac{-\hbar^2}{2m^*} \frac{d^2}{dx^2} + V(x) \right] \Psi(x) = E \Psi(x) \quad (1)$$

where the first and the second terms of the Hamiltonian (in the brackets on the left-hand side of the equation) represent the kinetic and the potential energies, respectively [7]. The parameter m^* is the effective mass of the carrier under consideration (an electron or a hole). For our quantum-dot system as shown in Fig. 1 (b), $V(x) = 0$ for the well regions, and $V(x) = V_0$ for the barrier regions. V_0 is the essentially the difference in the bandgap energies of InAs dots and the GaAs capping layer. For the ground-state energy level E_0 , which is a bound state, we have $E_0 < V_0$. In our calculations we assumed, for simplicity, that the quantum dots all have the same size, with the same spacing between them, so that the quantum-mechanic model of the our linearly-aligned quantum-dot system is similar to that of a periodic multiple-quantum-well (MQW) structure. Furthermore, we worked in normalized units, for example, by letting the values of $\hbar^2$ and $2m^*$ equal to unity, as this will finally not affect the *ratio of the change* in eigen-energy values; the physics is still unchanged.

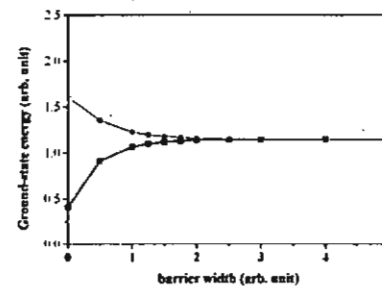
3. Results and Discussion

We developed a computer program written in Matlab® to numerically solve Eq. (1), subject to appropriate boundary conditions relevant to our quantum-dot system, for the ground-state energies (E_0) versus a change of each parameter a , b , and V_0 . Fig. 2 (a), (b) and (c) show E_0 as a function of the barrier width b , for fixed values of the well width $2a = 2$ and the barrier height $V_0 = 5$, for the case of two, three, and four potential wells, corresponding to the chain of two, three, and four coupled quantum dots, respectively.

As seen from the figures, for fixed values of the well width and barrier height, the ground-state energy levels begin to split when the potential wells are close enough to each other so that the coupling between them is manifested, and the energy levels become *degenerate*

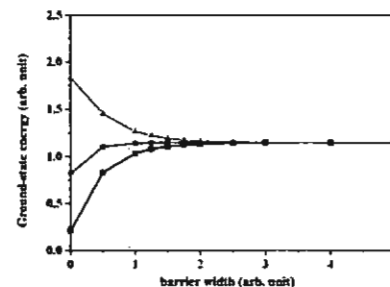
when the wells are far enough from each other (corresponding to isolated, uncoupled quantum dots). Note that in any case the splitting is maximum when the barrier width is zero (no barrier), in other words, all the wells coalesce and become a single wider potential well having an integral size of $n(2a)$, where n is the number of the constitutive wells. When this happens the top-most and the bottom-most of the splitting energy levels are identical to the first excited-state and ground-state energy levels of a single, isolated potential well of size $n(2a)$, respectively. Higher energy levels obtained from our calculations also show a similar trend.

Ground-state energy level splitting of 2 wells plotted as a function of the barrier width



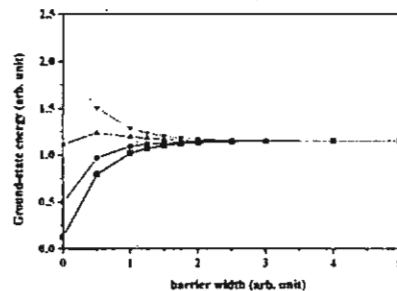
(a)

Ground-state energy level splitting of 3 wells plotted as a function of the barrier width



(b)

Ground-state energy level splitting of 4 wells plotted as a function of barrier width



(c)

Fig. 2: Ground-state eigen-energy as a function of barrier width b for the cases of (a) two wells, (b) three wells, and (c) four wells, for fixed values of the well width $2a = 2$ and the barrier height $V_0 = 5$.

Fig. 3 (a), (b) and (c) show the spatial wavefunctions of three coupled quantum dots, whose individual size is $2a = 2$, for various dot spacing b equal to 5, 1, and 0, respectively. The potential barrier height is the same, i.e., $V_0 = 5$, for all the three cases. As seen from the figures, for $b = 5$, the dots are relatively far apart from each other and non-interacting, the wavefunction consists of three separate lobes. When the spacing between the dots is reduced to $b = 1$, a strong coupling between the three lobes is clearly seen and becomes stronger and stronger as the spacing is reduced further and further, until $b = 0$, in which the three dots combine to form a single larger dot of size $3(2a) = 6$, the three lobes combine completely and the wavefunction now appears as a single larger lobe, as expected. In the latter case the coupling is maximum. The wavefunctions for two and four coupled quantum dots show a similar behavior.

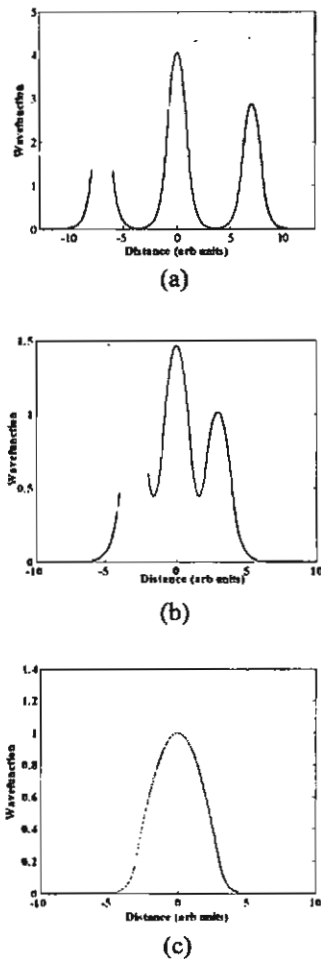


Fig. 3: Ground-state eigen-functions (in arbitrary units) of three coupled quantum dots, each having a size of $2a = 2$, for various spacings b between the dots: (a) $b = 5$, (b) $b = 1$, (c) $b = 0$, for a fixed value of the barrier height $V_0 = 5$.

We also have extracted information on the splitting of the ground-state energy levels (ΔE_0) as a function of the number of quantum dots in the chain for fixed values of ($2a = 2$, $b = 0.5$, $V_0 = 5$) and summarized it in Table 1 below. We see that the amount of energy splitting increases as the number of the coupled quantum dots increases.

Number of QDs	ΔE_0
1	-
2	0.4465
3	0.6267
4	0.7183

Table 1: the splitting of the ground-state energy levels (ΔE_0) as a function of the number of quantum dots in the chain for fixed values of ($2a = 2$, $b = 0.5$, $V_0 = 5$).

It was found that photoluminescence from an individual quantum dot exhibits a certain degree of optical polarization (that is, the magnitude of the optical electric field in a particular direction is stronger than that in the orthogonal direction, say, $|\vec{E}_x| > |\vec{E}_y|$) if the dot has a shape anisotropy, i.e., having different sizes in different directions [8], and/or if the dot is subject to an anisotropic applied electric field even though the dot itself has an isotropic shape [9]. In either case, the degree of optical polarization anisotropy (DOPA) was found to be proportional to the difference in the square of the magnitude of the wave vectors of the eigenfunctions in the two orthogonal directions ($|\vec{k}_x|^2 - |\vec{k}_y|^2$). In our case of coupled quantum dots, where the shape of individual quantum dots is isotropic, as evident from Fig. 1(a), we define the DOPA as

$$\text{DOPA}_{\text{coupling}} = \left(\frac{\Delta E_0}{E_1 - E_0} \right) \text{DOPA}_{\text{shape anisotropy}} \quad (2)$$

where $\text{DOPA}_{\text{coupling}}$ is the degree of optical polarization anisotropy arising from the coupling among the quantum dots in the linear chain, ΔE_0 is the amount of the ground-state energy splitting, E_0 and E_1 are the ground-state and the first excited-state energy levels, respectively, of the composite potential well (quantum dot) of size $n(2a)$ as mentioned earlier, and $\text{DOPA}_{\text{shape anisotropy}}$ is the degree of optical polarization anisotropy arising purely from the shape anisotropy of such a composite well. The above equation is justifiable as the eigen-energy is related to the wave number as $E \sim k^2$. $\text{DOPA}_{\text{coupling}}$ is, of course, a function of a , b , V_0 , and n (the number of coupled quantum dots). The maximum value of $\text{DOPA}_{\text{coupling}}$ is equal to $\text{DOPA}_{\text{shape anisotropy}}$ as the maximum possible

value of ΔE_0 is $E_1 - E_0$, for which case the ratio in the bracket in Eq. (2) becomes unity. The method of calculating a DOPA_{shape} anisotropy is a two-dimensional problem and is beyond the scope of this paper. (We are now also investigating this and the results will be published elsewhere in a near future.)

4. Conclusion

The degree of optical polarization anisotropy of the photoluminescence from InAs/GaAs linearly aligned quantum dots was theoretically investigated using a quantum mechanical approach. The linearly-aligned quantum-dot chain was modeled as a series of one-dimensional periodic multiple quantum wells, with the well and the barrier regions corresponding to the InAs quantum dot and the GaAs capping layer, respectively, in the real sample. A Matlab® program was developed to numerically solve the Schrödinger equation for the eigen-energies of our quantum-dot system. The amount of splitting of the ground-state energy levels of the system was calculated as a function of the potential well width, the barrier width, and the barrier height. (Due to limited space, we have only presented the effect of changing the barrier width and the number of quantum dots here.) The optical polarization of photoluminescence from closely-spaced linearly aligned quantum dots was then formulated and found to be directly related to the amount of the splitting of the ground-state energy levels. The amount of splitting was also found to be increasing with the number of the coupled quantum dots. Our further investigation is to extend the calculation method to deal with any number of coupled quantum dots in the chain and also with applied electric field. The remarkable property of optical polarization manifested by the photoluminescence from linearly aligned quantum dots would make the linearly-aligned-quantum-dot structure attractive for realizing novel nanophotonic devices, such as quantum-dot light emitters with polarized emission, quantum-dot lasers with preferred direction of polarization, polarization-sensitive photodetectors, polarization modulators/converters, and polarization switches and filters.

Acknowledgement

The authors would like to thank Miss Suwaree Suraprapapich for providing the AFM image of the linearly aligned quantum dots and to acknowledge the Thailand Research Fund (TRF) as well as the Japan International Cooperation Agency (JICA)'s Project on the ASEAN University Network / Southeast Asian Engineering Development Network (AUN/SEED-Net) for the financial supports on this project.

References

- [1] Y. M. Manz, A. Christ, O. G. Schmidt, T. Riedl, A. Hangleiter, "Optical and structural anisotropy of InP/GaN quantum dots for laser applications", *Appl. Phys. Lett.* 83 (2003)
- [2] D. Bimberg, M. Grundmann, and N. N. Ledentsov, *Quantum Dot Heterostructures* (Wiley, Chichester, 1999)
- [3] S. Suraprapapich, S. Kanjanachuchai, S. Thainoi, S. Panyakeow, "Ordered quantum dots formation on engineered template by molecular beam epitaxy", *Microelectronic Engineering* 78-79 (2005), 349-352
- [4] S. Suraprapapich, S. Kanjanachuchai, S. Thainoi, S. Panyakeow, "Self-assembled lateral InAs quantum dot molecules: Dot ensemble control and polarization-dependent photoluminescence", *Microelectronic Engineering* 83 (2006), 1526-1529
- [5] S. Suraprapapich, S. Kanjanachuchai and S. Panyakeow, "Quantum-dot molecules for quantum computing", *EECON-27 Proceedings*, 2004
- [6] N. Chit Swe, S. Suraprapapich, S. Thainoi, P. Changmoang, C. Wissawinthanon and S. Panyakeow, "Polarized Photoluminescence of InAs/GaAs Linearly Aligned Quantum Dots", *EECON-28 Proceedings Vol.II*, pp.1133-1136, 2005
- [7] A. F. J. Levi, *Applied Quantum Mechanics* (Cambridge University Press, 2003)
- [8] G. Cantele, G. Piacente, D. Ninno and G. Ladonisi, "Optical anisotropy of ellipsoidal quantum dots", *Phys. Rev. B* 66, 113308 (2002)
- [9] H. Gotoh, H. Kamada, T. Saitoh, H. Ando and J. Temmyo, "Electric-field-induced anisotropy of excitonic optical properties in semiconductor dots", *J. Appl. Phys* 94, 342 (2003)



Nan Thidar Chit Swe has been granted a scholarship by the AUN/SEED-Net to pursue her doctoral degree in electrical engineering at Chulalongkorn University since 2004.

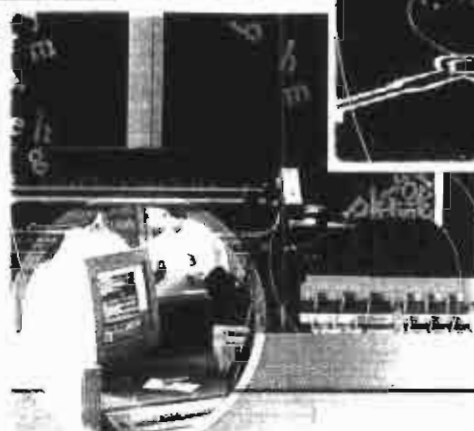
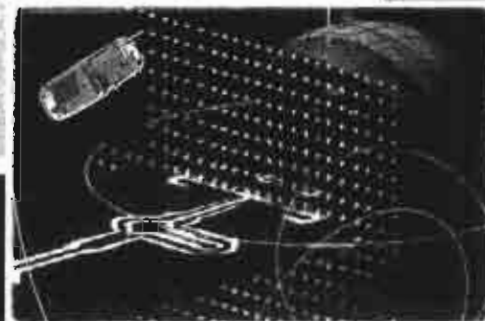


Chanin Wissawinthanon received his Ph.D. degree in electrical engineering from University of Minnesota, USA, in 2001. He is currently a faculty member at the Department of Electrical Engineering, Chulalongkorn University.



Somsak Panyakeow received all his B.S., M.S., and Ph.D. degrees from Osaka University in Japan and is currently a professor (Rank 11) at the Department of Electrical Engineering, Chulalongkorn University.

VOLUME 1

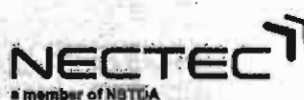


ECTI-CON 2007

**Mae Fah Luang University, Chiang Rai, Thailand
May 9-12, 2007**

VOLUME 1

- Circuits and Systems
- Control Engineering
- Electrical Power Engineering
- Other Related Fields



Characteristics of GaAs-based Phototransistors After High-Power Operation

N. Thudsalingkarnsakul, S. Thainoi and S. Kanjanachuchai
Semiconductor Device Research Laboratory, Department of Electrical Engineering
Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Phayathai Road
Bangkok 10330, Thailand

Abstract—A commercial phototransistor (SG-105F) with a rated power of 50 mW has been subject to high-power operation (at 300 mW). Its electrical and optical characteristics before and after 24, 48 and 72 hours of high-power operation are analyzed. The output electrical characteristics (I_C - V_{CE}) and the sensitivity (I_C/I_{LED} ratio) show degradation behaviors which correlate well with the optical measurements. The photocurrent-wavelength plot indicates that the intrinsic properties of the material do not change while the reduction in the peak photocurrent values, together with the electrical results, positively identifies increased contact resistance as the source of the device's degradation.

I. INTRODUCTION

Phototransistors are widely used in many applications; for examples, in floppy disk drives and in toll booths. After several years of operation, the phototransistors may lose their sensitivities and may malfunction as a result. The purpose of this paper is to subject a sample phototransistor to high-power operation and study the degradations in electrical and optical characteristics.

The high-power operation or high-current injection is an attempt to simulate long-term operation of the device under normal biasing conditions and thus can be thought of as an accelerated DC aging process [1, 2].

The main function of phototransistors is to detect light, or photons. The structure of phototransistors is the same as a typical bipolar junction transistor (BJT) which consists of an emitter (E), a base (B) and a collector (C). Only the E and C terminals are available; the base is exposed to the environment via a transparent capping material. Photon can travel through the capping material and be absorbed by the base, generating free carriers which can move under an externally applied electric field (V_{CE} , for example). The output from the phototransistor is the collector current (I_C) whose magnitude depends on the biasing circuit and the wavelength and the intensity of the input light.

The phototransistor under test will be characterized electrically and optically before and after being subject to high-power operation. The electrical measurements will examine how much output (I_C) can be obtained for a fixed input light, while the optical measurements will determine the range of wavelengths to which the device is sensitive.

The organization of the paper is as follows: the experimental procedures will be given in Section II, followed

by results and discussions in Section III and the conclusion in Section IV

II. EXPERIMENT

The device under test is a commercially available phototransistor (SG-105F) manufactured by Kodenshi. The SG-105F is a reflection-based device that consists of an infrared light-emitting diode (LED) placed next to an npn GaAs-based phototransistor.

The LED emits light at a peak wavelength of 940 nm. The sensitivity of phototransistor can be measured from the I_C/I_{LED} ratio. Given a constant I_{LED} , the higher the output current I_C the more sensitive the device to the input light. The I_C/I_{LED} ratio will be used extensively in the analysis in the next section.

The electrical measurements set-up is shown in Fig. 1. The LED is fed with a constant current of $I_{LED} = 40\text{mA}$ by a power supply, Advantest TR6143. The light is reflected off a mirror towards the phototransistor which is biased at a constant voltage of $V_{CE} = 5\text{V}$, while the collector current I_C is simultaneously measured (by a Pico-ammeter, HP4140B). This set-up is considered a normal operating condition.

In the high-power operating mode (to simulate long-term operation), the power dissipation at the phototransistor is set well above the rated output power of 50mW. The phototransistor is thus operated at 300mW ($I_C = 20\text{mA}$, $V_{CE} = 15\text{V}$) when subject to high-power operation. Due to the small package of the SG-105F, the LED which comes with it does not provide sufficient light to drive the phototransistor to 300mW. Consequently, the high-power operation is carried out using a separate LED (TOIR - 50b94bCEa manufactured by OASIS) which can output high intensity light at the wavelength of interest.

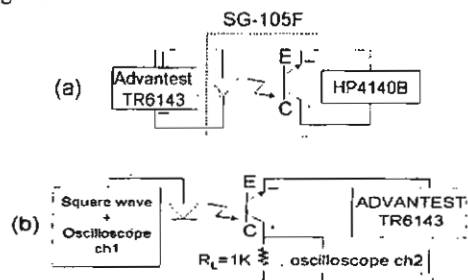


Fig. 1. Electrical set-up for (a) normal and high-power operation (b) response time measurement.

Another important electrical measurement which can be used to study the phototransistor is the response time measurement whose set-up is shown in Fig. 1(b). The purpose of this measurement is to determine the dynamical characteristics of the phototransistor, mainly to measure the rise time (t_r) and the fall time (t_f). In order to do so, the input (LED) is fed with a 500Hz, 4V_{p-p} square wave. The LED thus generates light at the same frequency; the phototransistor correspondingly detects the LED light. The phototransistor is connected in series to a 1-k Ω resistor in order to study the rising and falling edges of the output current I_C using an oscilloscope. The time response of the output (I_C), however, lacks those of the input (I_{LED}), giving rise to non-abrupt changes in the rising and falling edges.

The rise and fall times depend mainly on the RC time constant and thus are a good indicator of physical changes of the device, whether intrinsic or extrinsic. All electrical measurements are carried out in the dark, with only intended light from a relevant LED.

The optical measurement serves to illustrate the range of wavelengths of light to which the phototransistors can respond. The set-up shown in Fig. 2 makes use of a wavelength filter (the spex 1000M monochromator) which at one end receives a broad spectrum light from a tungsten lamp and at the other end outputs a monochromatic light of wavelength set by internal gratings. The monochromatic output light is then shone onto the phototransistor which is biased at $V_{CE} = 5V$. The resulting current is simultaneously measured by a digital multimeter (Keithley 485). The monochromator can be programmed to scan from one wavelength to another at a specified wavelength step. The resolution of the scanning mechanism is better than 1 Å and when coupled with the current readout (from Keithley 485) can provide a high-resolution photocurrent response of any photo device, including phototransistors.

III. RESULTS AND DISCUSSIONS

The phototransistor's characteristics, both electrical and optical, are measured before and after high-power operations; the latter is measured in intervals: at 24, 48 and 72 hours of operation. The following results thus comprise a set of four curves corresponding to 0, 24, 48 and 72 hours of high-power operations.

The output electrical characteristic (I_C - V_{CE}) of the phototransistor is shown in Fig. 3. All curves are measured at a constant input light, $I_{LED} = 40mA$. It is clear from the figure that after each high-power operation, the resultant output degrades. For example, the output current I_C at $V_{CE} = 10V$ reduces from 0.275 mA to 0.267, 0.250 and 0.241 mA after 24, 48 and 72 hours of high-power operations, or over 12% after 3 days.

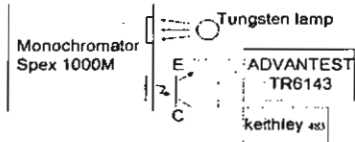


Fig. 2. Set-up for photocurrent measurement

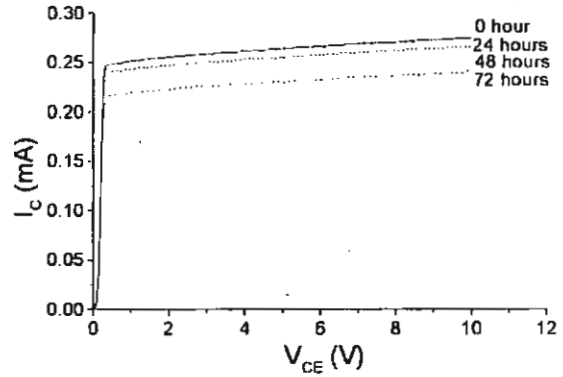


Fig. 3. Output electrical characteristic (I_C - V_{CE}) of the phototransistor before and after being subject to high-power operation for 24, 48 and 72 hours. $I_{LED} = 40mA$ for all curves.

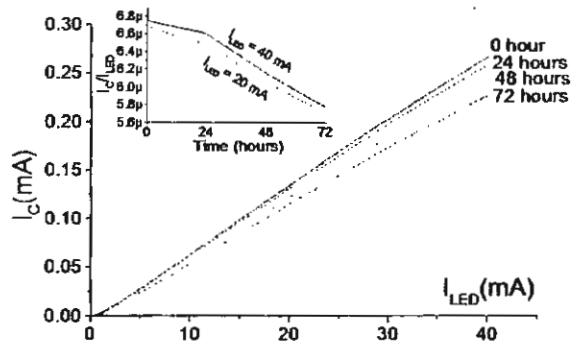


Fig. 4. The I_C - I_{LED} plot and (inset) the I_C/I_{LED} ratio vs time plot of phototransistor before and after being subject to high-power operation for 24, 48 and 72 hours. $V_{CE} = 10V$ for all curves.

The I_C - I_{LED} plot shown in Fig. 4 further supports the above results. It can be seen in Fig. 4 that for all I_{LED} 's, the longer the high-power operation, the further reduction in the output current I_C . This fact is made more obvious in the I_C/I_{LED} plot shown in the inset of Fig. 4 which shows the reduction in the I_C/I_{LED} ratio as a function of the number of hours of high-power operation.

In order to understand the underlying mechanism(s) that cause the degradation in sensitivity of the phototransistor it is important to examine the factors that influence the I_C/I_{LED} ratio. Since the LED light is kept constant for all tests, the carriers thus get generated in the base by the same amount. The I_C/I_{LED} ratio can thus be interpreted as the I_C/I_B ratio whose value is given by [3]:

$$\beta = \frac{I_C}{I_B} \approx \frac{\tau_n}{\tau_t} \quad (1)$$

where τ_n is the electron recombination lifetime in the base and τ_t is the transit time across the neutral base width W_b . The reduction in β can thus be explained by the reduction in τ_n , or the increase in τ_t , or the combination both. The reduction in

τ_n , however, can be discarded due to the fact that τ_n is a material parameter which depends on impurity concentration, and is unlikely to change during tests. The increase in τ_i is thus a more likely cause for the reduction in β .

The value of τ_i can be shown to be related to the neutral base width W_b according to [3]:

$$\tau_i = \frac{W_b^2}{2D} \quad (2)$$

where D is the diffusion coefficient which, in turn, depends on the carrier mobility μ in the base according to the Einstein's relationship:

$$\frac{D}{\mu} = \frac{kT}{q} \quad (3)$$

where k is the Boltzmann's constant, T is the temperature, and q is the electronic charge. Therefore, the value of D is also unlikely to change during tests due to the fact that the mobility, which depends on the doping concentration, is not affected by high-power operation. The increase in τ_i can thus only be explained by the increase in W_b .

The neutral base width W_b depends on the depletion regions at the emitter junction (a) and the collector junction (b) according to the relationship:

$$W_b = W - a - b \quad (4)$$

where W is the metallurgical base width, see Fig. 5 for visual representation of W , W_b , a and b . The variations in either a or b , or both, can thus have an impact on W_b , and, in turn, on τ_i and β .

It has been found that high-power operation of semiconductor devices can increase contact resistances to the outside world due to electromigration or degraded metal/semiconductor interface [4]. The operation at 300mW in our case is much higher than the rated 50mW which the device can adequately dissipate. The heat can thus build up throughout the device, affecting all contacts and can degrade (increase) contact resistance. The small-signal equivalent circuit of the BJT shown in Fig. 5(b) shows that at a constant V_{CE} , the increase in emitter contact resistance (r_e) and the collector contact resistance (r_c) will affect the voltages dropped across the emitter and collector junctions, respectively. The voltage drops result in the reduction in a and b because the depletion width x of a p-n junction depends on the voltage drop V across it according to:

$$x = \left\{ \frac{2\epsilon_s \epsilon_0 V}{q} \left(\frac{1}{N_a} + \frac{1}{N_d} \right) \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (5)$$

where ϵ_s is the relative permittivity of the semiconductor, ϵ_0 is the permittivity of vacuum, and N_a and N_d are the acceptor and donor concentrations of the p- and n-side of the junction, respectively.

The increase in contact resistances r_e and r_c thus results in the reduction in voltage drops across the emitter and collector junctions which, according to (5), decrease a and b . Consequently, W_b increases, due to (4), which increases τ_i , due to (2), and ultimately decreases β , due to (1).

The increase in contact resistance as the cause of reduced sensitivity is further supported by the response time measurements. Table 1 summarizes the rise and fall times of the phototransistor before and after 24, 48 and 72 hours of high-power operation. While the rise time increases by approximately 4%, the fall time increases by a greater percentage of 8%. The combined 12% increase in rise and fall times very well reflects the similar reductions in the output current in Fig. 3 and the I_C/I_{LED} ratio in Fig. 4.

The electrical characterizations above suggest that after long-term operation at high-power condition (300mW), only contact resistances increase while basic material parameters do not change. If this is the case, the absorption/emission characteristics of the phototransistor should reflect this.

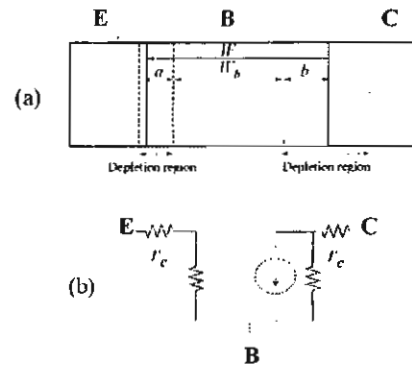


Fig. 5. (a) Cross section and (b) small-signal equivalent circuit of a BJT

TABLE I
Measured rise and fall times of the phototransistor before and after 24, 48 and 72 hours of high-power operation.

duration of high-power operation (hrs)	t_r (μ sec)	t_f (μ sec)
0	50	48
24	50	48
48	52	52
72	52	52

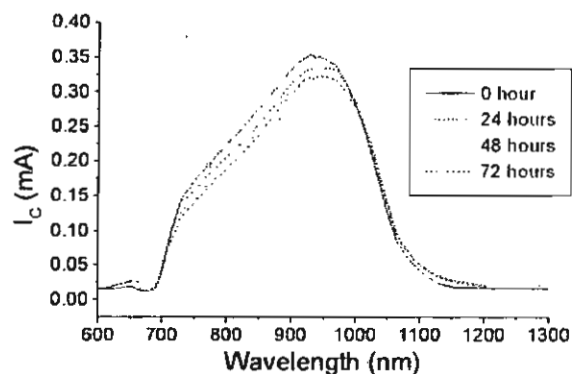


Fig. 6. The photocurrent plot of the phototransistor before and after being subject to high-power operation for 24, 48 and 72 hours. $V_{CE} = 5V$ for all curves.

The photocurrent as a function of wavelength is shown in Fig. 6 for the phototransistor before and after high-power operations.

It can be seen that for all conditions, the device's optical characteristics remain virtually the same: the two peaks (at 730- and 940nm) and the full-width-at-half-maxima (FWHM = 274nm) of the normalized curves (not shown) are the same. Further examination of the peak absorption at 730- and 940-nm wavelengths shows that the reduction in I_C is approximately 12%.

The fact that the peak positions and the FWHM do not change implies that the intrinsic properties of the device (thus the material) are not affected. The reduced peak, however, can be explained by the increase in contact resistances, r_c and r_e , which results in reduced voltages dropped across the emitter and collector junctions, in good agreement with the electrical results.

IV. CONCLUSION

In summary, a commercially available phototransistor has been subject to high-power operations (300mW as opposed to the nominal, rated power of 50mW) and its electrical and optical characteristics studied. It is found that the device's electrical and optical behaviors are degraded in the same way:

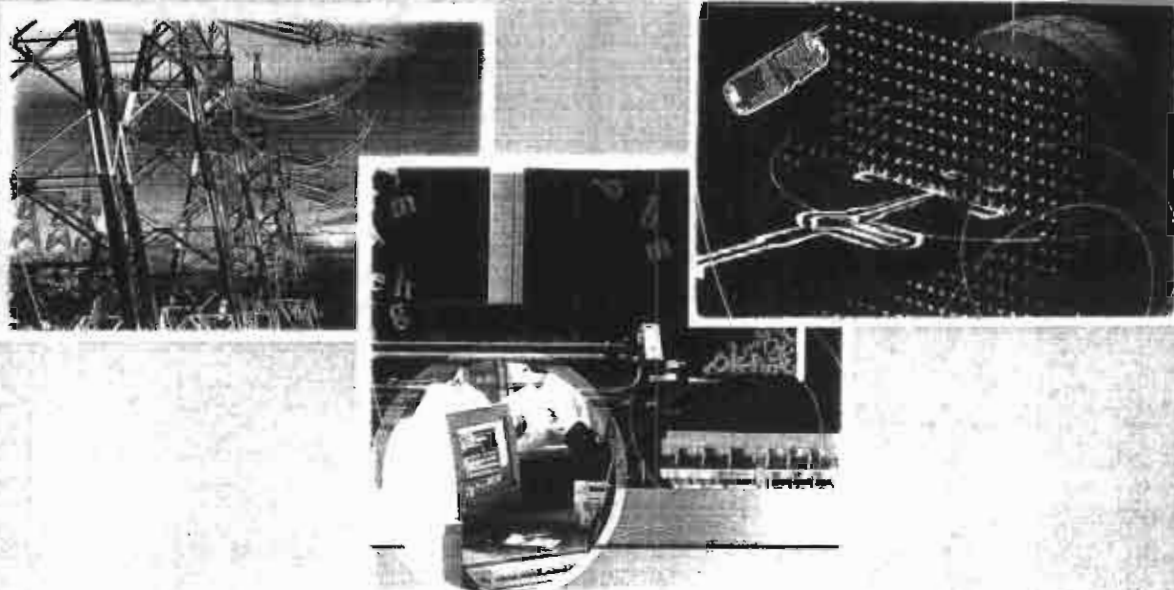
the electrical sensitivity reduced by approximately 12%, and the optical responses around the sensitivity peaks are reduced by approximately 12%. The dynamic behaviors also indicate an increase of rise and fall times by the same amount. The resulting electrical and optical degradations have been explained in terms of increased contact resistances, while the intrinsic properties of the device remain unchanged.

ACKNOWLEDGMENT

N. Thudsalingkarnsakul acknowledges scholarships from Thailand Graduate Institute of Science and Technology (TGIST).

REFERENCES

- [1] M. G. Adlerstein and J. M. Gering, "Current Induced Degradation in GaAs HBT's", *IEEE Transactions on Electron Device*, vol. 47, no. 2, February 2000, pp. 434-439.
- [2] B. Surridge and J. Law, "Accelerated Reliability Testing of InGaP/GaAs HBTs", GaAs MANTECH Conference, April 8-11, 2002, San Diego, California.
- [3] B. G. Streetman and S. Banerjee, *Solid state electronic devices* 5th Ed, 2000, Prentice Hall, Inc., pp. 129, 167, 328, 368.
- [4] S. P. Hau-Riege and C. V. Thompson, "Electromigration saturation in a simple interconnect tree" *Journal of Applied Physics*, vol. 88, number 5, 1 September 2000, pp. 2382-2385.

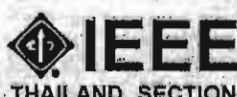
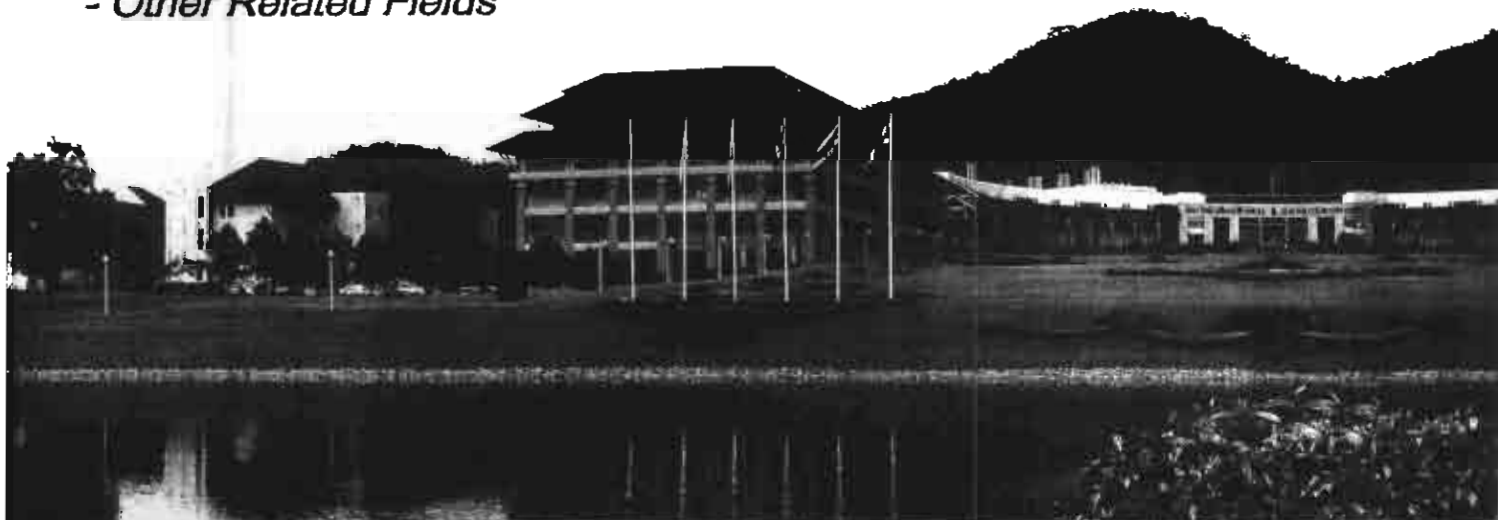


ECTI-CON 2007

**Mae Fah Luang University, Chiang Rai, Thailand
May 9-12, 2007**

VOLUME 1

- Circuits and Systems
- Control Engineering
- Electrical Power Engineering
- Other Related Fields



Degradation Characteristics of Blue Light-Emitting Diodes under Accelerated DC Aging Process

T. Limwongse, S. Thainoi, and S. Kanjanachuchai

Semiconductor Device Research Laboratory, Department of Electrical Engineering
Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Phayathai Road
Bangkok 10330, Thailand

Abstract—Blue light-emitting diodes (LEDs) have been subject to high-current DC aging process at room temperature in order to study its degradation characteristics by electrical and optical characterizations. Electrical measurements show that after each cycle of aging, the diode's ideality factor increases at all forward bias levels. The reverse saturation current also increases after each aging process. Optical measurements show that although the peak wavelength of the diode remains almost constant at 468nm, its full-width-at-half-maximum (FWHM) value broadens from 27nm to 34nm after 24-hr of aging, and nearly saturate at 39nm after 48 hours. The peak wavelength intensity also decreases steadily with time. We attribute the LED's degradation to the creation (or activation) of defect levels inside the band gap. These levels provide pathways for non-radiative recombination, resulting in dimmed LEDs under forward bias. They also contribute to generation current under reverse bias.

I. INTRODUCTION

Blue light-emitting diodes (LEDs) are widely used in general electrical appliances and electronic devices such as function panels in cars and keypads light in mobile phones. In general, LEDs are finding more lighting and signaling applications as they are more efficient than other light sources. Because of growing usage, LED characteristics must be fully understood. When used in commercial applications, warranties are usually given against LED malfunction. For manufacturers or system designers to be confident of the warranty period, it is important to subject blue LEDs of interest to accelerated DC aging and study the electrical and optical properties of the LEDs before and after aging.

The blue LED under test is a commercially available, InGaN-based high-brightness blue LED. The LED is well encapsulated under blue cover and its rated nominal working parameters are 20mA of forward injection current, and 3.2-3.9V of forward voltage under the ambient temperature at 25°C. For the reverse bias region, the maximum bias should not exceed -5V in order to avoid damage to the LED. At normal forward bias operation, the peak wavelength is 464nm and the full-width-at-half-maximum (FWHM) is 23nm.

It is generally known that long-term operation of diodes degrades their electrical and optical characteristics: LEDs become dimmer and consume more power with time. It usually takes a long time for such degradation to be noticeable. In order to simulate the aging process in a controlled environment, all the LEDs used in this study are subjected to accelerated DC aging where power larger than

the rated value is intentionally supplied to the LEDs. Since the power supplied is larger than the amount that the packaging can dissipate, the heat builds up inside the device and accelerates the degradation mechanisms. With proper DC bias and power supplied, it is possible to subject the LEDs to one day under test which has a theoretical equivalence of one year of continuous operation at the rated conditions. Care must be taken, however, for LEDs can easily be damaged in the event of sudden change of device temperature. By studying the LED characteristics before and after accelerated DC tests, it is possible to estimate the LED's lifetime which has important implications for warranty periods.

The LED's characteristics of interest are optical and electrical performances before and after the aging process. What follows in the remaining of the paper will show how the electrical and optical characteristics are degraded, and what are the causes and consequences of the degradation. The structure of the paper is as follows: the experimental procedures including the electrical and optical measurement set-ups will be given next in Section II. This is followed by Section III where the results are shown and discussions are given, followed by the conclusion in Section IV.

II. EXPERIMENT

The structure of the blue LED under test is shown in Fig. 1. The device is grown on a sapphire substrate starting from n-type contact layer (n-GaN), InGaN active layer, p-AlGaIn emitter and p-GaN as the top contact layer. The device is subjected to the accelerated DC aging process shown in Fig. 2. For each cycle of the process, the LED's electrical and optical characteristics are measured using the set-ups shown in Figs. 3 and 4, respectively.

The schematic flow diagram in Fig. 2 describes how the LED is subjected to tests and measurements. The LED is measured before (0 hour) and after each of the three 24-hour aging cycles (24, 48 and 72 hours). A computer program has been written to control a power supply (Advantest TR6143) in such a way that only dissipated power needs be input. The program will automatically adjust the current and voltage to match the power required. The program has a ramp-up and down features to prevent sudden temperature change of the device. The program is set to supply the required power (500mW) for 24 hours before being terminated. Afterwards, the LED's electrical and optical characteristics are measured

and the LED is further subjected to the same aging process until it is aged by 72 hours, which corresponds to approximately 3 years of operation at the nominally rated conditions.

The electrical measurement set-up shown in Fig. 3 consists of a control personal computer (PC) which is connected to a power supply via a general-purpose interface bus (GPIB). The power supply is either a HP 4140 or Advantest TR6143, depending on the required current/power used in measurement or for aging process. In either case, the power supply outputs a current (I) and measures the voltage (V), or vice versa. Each data point (I, V) can be subsequently read back by the PC via GPIB.

The optical measurement set-up shown in Fig. 4 consists of a monochromator, a photomultiplier and a digital multimeter (DMM). The PC is used to adjust the grating of the monochromator so that only selected wavelength can go through it. The filtered light is subsequently detected at the other end by a photomultiplier whose output is measured by the DMM and read back by the PC. The control value (λ required) and the result read back (volt, corresponding to light intensity) are then used to plot the optical characteristic.

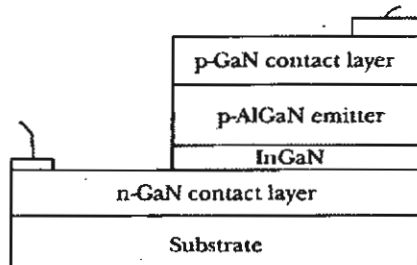


Fig. 1. Structure of the device.

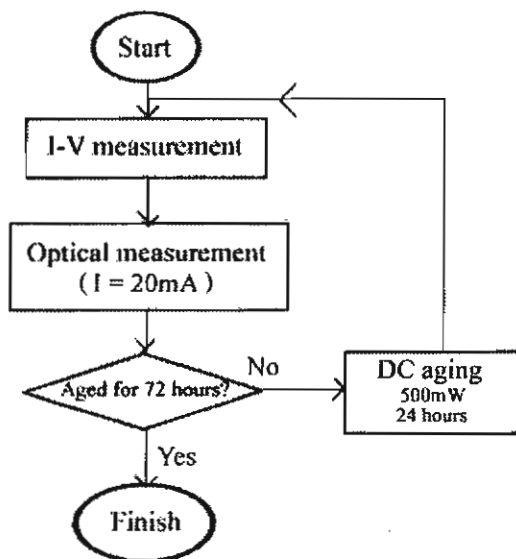


Fig. 2. Flow diagram of the accelerated DC aging process.

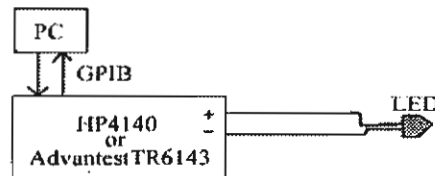


Fig. 3. The electrical measurement set-up.

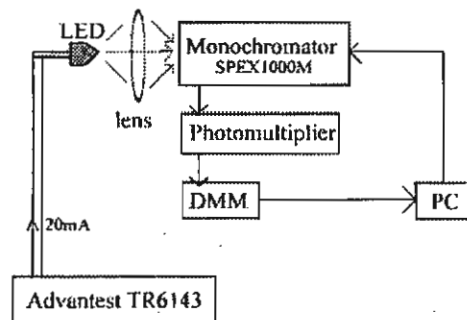


Fig. 4. The optical measurement set-up.

III. RESULTS AND DISCUSSIONS

The electrical characteristic of the LED in Fig. 5 shows the current-voltage (I - V) of the diode before and after being aged at 500mW for 24, 48 and 72 hours. The semi-logarithmic plot shows that the electrical characteristics of the diode's forward and reverse biases are significantly affected, most notably after the first 24 hours of aging. The inset of Fig. 5 shows that the reverse saturation current of the LED increases with the aging time, indicating that there may be physical changes in the active area of the LED.

The reverse saturation current is associated with generation centres in the semiconductor band gap. The centres may be inactive as grown, but become active after prolonged usage.

These mid-gap centers can also become active at forward bias conditions where they are effective as recombination centers. This is evident in Fig. 6 which shows the plot of ideality factor as a function of forward bias for two conditions: new and 24-hour aged LEDs. The ideality factor η can be determined from the relationship [3]:

$$I = I_0(\exp(qV/\eta k_B T) - 1) \quad (1)$$

where I is the current, V is the voltage, I_0 is the reverse saturation current, q is the electronic charge, k_B is the Boltzmann constant, and T is the temperature.

The ideality factor depends on relative contribution of diffusion and recombination currents. The value of η approaches 1 if all current components are diffusion currents, and reaches 2 when recombination current dominates [2,3]. Fig. 6 shows that the ideality factor η increases for all bias levels [1]. Ideality factor even greater than 2 is possible if the quasi-Fermi levels splitting is less than bias voltage and the recombination spreads out over a wide region [5].

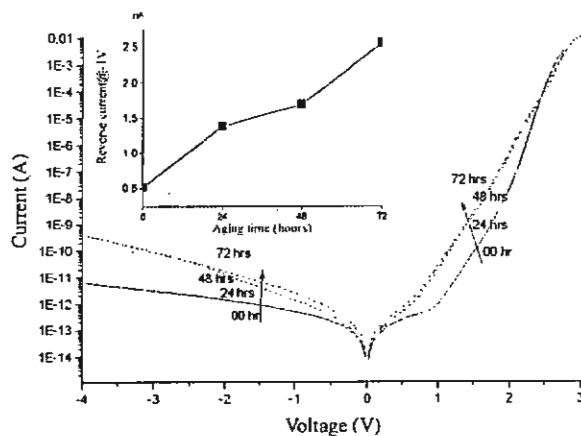


Fig. 5. The current-voltage (I-V) characteristics of the blue LED before and after being aged at 500mW for 24, 48 and 72 hours.

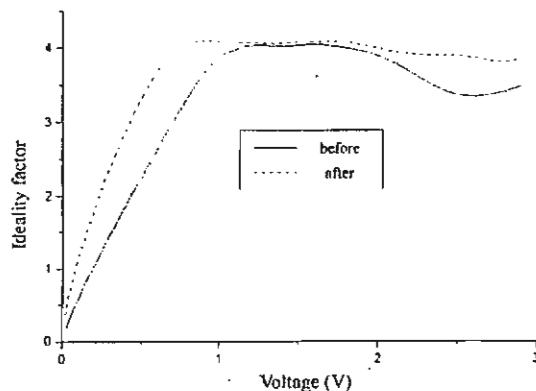


Fig. 6. Ideality factor of the LED before and after being aged at 500mW for 24 hours.

The optical characteristic of the LED is shown in Fig. 7. The intensity of light output from the LED when it is forward biased at the rated current (20mA) is shown before and after being aged at 500mW for 24, 48 and 72 hours. The inset shows the relative peak intensity and FWHM values of each aged cycle.

The optical results show that the peak wavelengths stay almost constant at the rated value of 465 nm while the intensity at the peak wavelength reduces significantly, most notably between the first and the second aged cycles (i.e between 24 and 48 hours). The FWHM values which indicate the "purity" of the color that the eyes perceive also degrade after each aging cycle. The reduced intensity results in dimmer LEDs after long-term operation while the broadened FWHM contributes to the change in color that human eyes perceive.

The fact that the electrical characteristic undergo a critical change after 24 hours of aging while the optical characteristic undergo a critical change between 24 and 48 hours of aging is

indicative that different mechanisms may be responsible for electrical and optical degradations. However, it has been suggested that defects in recombination region may be responsible for both types of degradations [4].

In order to explain our results, and in agreement with the mechanism suggested by Cao [4], we propose a simple model to illustrate why the reverse current increases and the emission efficiency decreases after each aged cycle.

Fig. 8 shows a plot of (upper) energy-wave vector ($E-k$) diagram and (lower) energy-distance diagrams across a p-n junction in the case of (left panels) new and (right) aged LEDs. A mid-gap energy level (E_r) is shown only for the aged LEDs. The existence of E_r in the $E-k$ diagram means that carrier recombination can occur via indirect recombination, which results in heat or phonons. E_r in the energy-distance diagram shows that it can function as an effective generation center under reverse bias conditions [3], resulting in increased reverse current as shown by the comparatively larger arrow in Fig. 8.

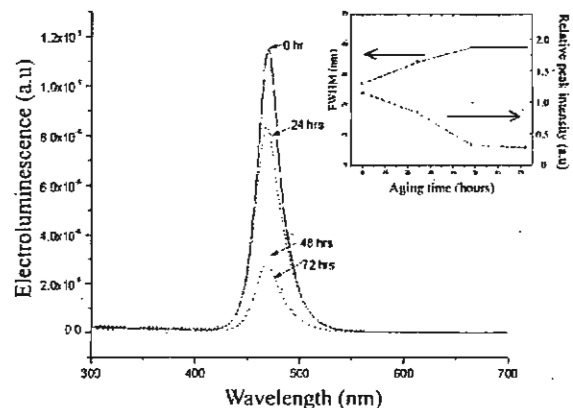


Fig. 7. Optical emission from the LED before and after being aged at 500mW for 24, 48 and 72 hours. The inset shows the peak wavelength and FWHM of each cycle.

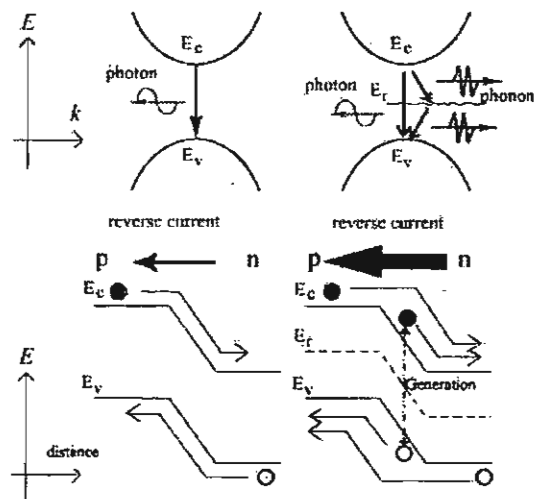


Fig. 8. Energy-wave vector (upper) and energy-distance across a p-n junction (lower) of new (left) and aged (right) LEDs.

IV. CONCLUSION

In conclusion, commercially available blue LEDs have been subject to accelerated DC aging process and their electrical and optical characteristics are measured. It is found that both characteristics are degraded after each aging cycle: the ideality factor and the reverse saturation current in I - V characteristics increase while the peak wavelength intensity in the electroluminescence characteristic decreases. We attribute the degraded characteristics to the formation (or activation) of mid-gap energy levels which can effectively function as non-radiative recombination centres in the forward-biased mode, and generation centres in the reverse-biased mode.

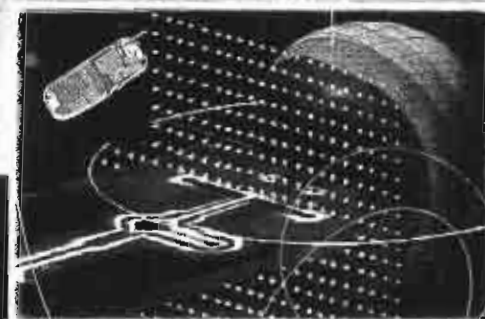
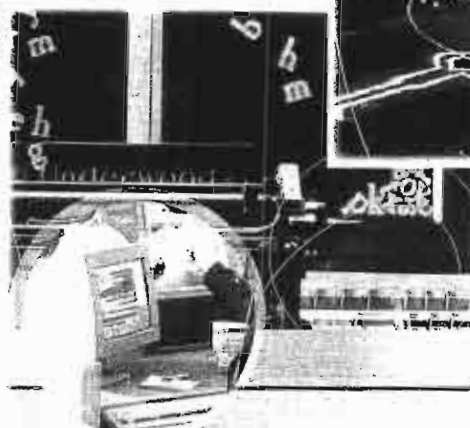
ACKNOWLEDGMENT

T. Limwongse acknowledges scholarship from Thailand Graduate Institute of Science and Technology (TGIST). The LEDs in this work (HP HLMP-HB57) are supplied by VITA EMTECH Co., Ltd.

REFERENCES

- [1] G. Meneghesso, S. Levada, R. Pierobon, "Degradation mechanism of GaN-based LEDs after accelerated DC current aging," *International Electron Devices Meeting, 2002. IEDM '02*, pp. 103 - 106
- [2] V. Wittipahl, Y. Y. Lui, D. S. H. Chan, "A Degradation Monitor for the Light Output of LEDs based on Cathodoluminescence Signal and Junction Ideality Factor," *Reliability Physics Symposium, 1996. 34th Annual Proceedings., IEEE*, pp. 188-194.
- [3] B. G. Streetman, S. Banerjee, "Solid State Electronic devices 5th edition. Prentice Hall, pp 214-218.
- [4] X. A. Cao, P. M. Sandvik, S. F. LeBoeuf, S. D. Arthur, "Defect generation in InGaN/GaN light-emitting diodes under forward and reverse electrical stresses," *Microelectronics Reliability*, Volume 43, Number 12 (2003), pp. 1987-1991.
- [5] P. A. Beck, J. H. Nickel, P. G. Hartwell, "High Current Density in uc-Si PECVD Diodes for Low Temperature Application," *HPL-2004-63; MRS Spring Proceedings 2004*.

VOLUME 2



ECTI-CON 2007

**Mae Fah Luang University, Chiang Rai, Thailand
May 9-12, 2007**

VOLUME 2

- Communication Systems
- Signal Processing
- Computer and Information



Quantum Dot Molecule Chains and Their Polarization Photoluminescence

N. Budsayaplakorn, S. Thainoi and S. Panyakeow

Semiconductor Device Research Laboratory

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

Abstract—Quantum dot molecules (QDMs) were grown on nanopropeller templates which were obtained by thin-capping-and-regrowth MBE process. Thin-capping-and-regrowth was done on as-grown quantum dots (QDs) at low temperature. All processes are self-assembled method which provides defect-free structures. The length of nanopropeller templates was extended by applying several cycles of thin-capping-and-regrowth as well as by using proper thin-capping thickness. Longer nanopropellers result in the possibility of growth of longer chains of QDMs if QDs are grown with suitable thickness in final cycle. Chains of QDMs stretch along $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction. With their alignment in one specific direction, chains of QDMs demonstrate optical anisotropy. The polarization dependence of photoluminescence (PL) spectrum of QDM chains was measured. The QDMs grown with difference conditions were compared in term of degree of anisotropy. The optical anisotropy increases when length of aligned QDs is increased. However, it is reduced when the density of QDMs become high.

I. INTRODUCTION

Quantum dots have been attracting interest for applications in optoelectronic devices and quantum computing as well as the fundamental physics of QDs. Their unique physical properties lead to high performance optoelectronic devices, for example, QDs lasers have low threshold current density, high temperature stability, high gain etc.[1] Because of their applicability of optoelectronic devices in fibre-optical communication, polarization dependence of QDs photoluminescence is required as one fundamental optical property. The polarization-uncontrolled laser has problems such as increasing of relative intensity noise which leads to a deterioration of bit error rate.[2] Polarized emission property of QDs was proposed to be arisen from asymmetric shape, anisotropic composition and anisotropic strain of QDs.[3-5] Recently, coupling of aligned QDs was introduced that it also contributes to polarization anisotropy.[6]

QDs can be modified to form laterally close-packed QDs, which are so-called quantum dot molecules, by the GaAs-thin-capping and regrowth of InAs-QDs at low temperature on the as-grown QDs.[7] QDMs obtained by this technique have formation pattern of QDs stretching along $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction. The advantage of this growth process, which is a self-assembled technique, is the possible growth of defect-free nanostructure. In our previous work, we proposed the modified MBE growth process for extending the length of QDMs.[8] The thin-capping-and-regrowth done

for several cycles with proper thin-capping thickness was applied for this purpose. In this paper, we reported further experimental result i.e. the polarization-dependence PL intensity of long chain of QDMs. Polarization-dependence measurement system was set up by modifying the conventional PL measurement system. A half wave plate was placed in front of samples to adjust the polarized direction of incident laser and polarizer was placed between samples and a monochromator. The light emerging from polarizer is corresponding to Malus's law and was measured by a detector.

II. QUANTUM DOT MOLECULE CHAINS

After oxide desorption under As_4 overpressure of 8×10^{-6} Torr, 300 nm of GaAs buffer layer was grown on GaAs(100) substrates with growth rate of 0.6 ML/s at 580 °C. Afterward, the substrates were cooled down to 500 °C. This temperature which was used as a reference temperature was checked by RHEED-pattern transition from (2×4) to (2×2) reconstruction. 1.8 ML of InAs was deposited to form QDs using low growth rate of 0.01 ML/s. The growth interruption time of 30s was applied to obtain uniform QDs before the substrates were reduced to 470 °C. The QDs were thin-capped by GaAs and the growth interruption of 25 s was applied at retaining temperature of 470 °C. After that, InAs QDs were regrown with different depositions of InAs thickness. The thicker thin-capping thickness was deposited, the more InAs amount was required to form QDs. The thickness was estimated by observing RHEED transition into clear spotty pattern. As the results, the necessary thickness of InAs for the cases of the samples thin-capped with 6, 9, 12 and 15 ML of GaAs are 0.6, 0.75, 0.82 and 0.875 ML, respectively. After QDs-regrowth and annealing for 25 s, the QDs locating at the center of nanopropellers are nucleated above the QDs buried in GaAs thin-capping layer due to the seeding effect of strain as well as both of nanopropeller's blades stretch along $[1\bar{1}0]$ crystallographic direction due to strain anisotropy. Thin-capping-and-regrowth processes were done for several cycles in order to extend length of nanopropeller's blades.

The samples thin-capped with 9, 12 and 15 ML of GaAs and regrown QDs with InAs were used to compare the surface of samples by atomic force microscope (AFM). The nanopropeller length is statistically summarized in Fig.1 as

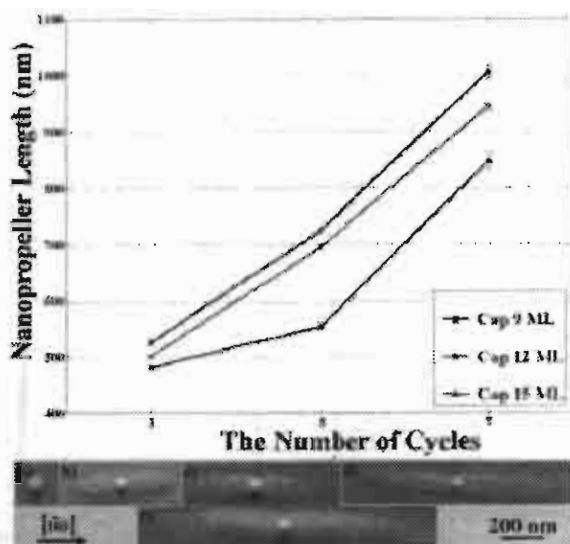


Figure 1. Nanopropeller length as a function of the number of cycles of thin-capping-and-regrowth for thin-capping thickness of 9 ML, 12ML and 15 ML. And AFM images of as-grown QDs and nanopropeller from 9ML-thin-capping for 1,3,5 and 7 cycles in a), b), c), d), and e)

well as the AFM images of as-grown QDs and nanopropeller QDs from 9ML-thin-capping for 1,3,5 and 7 cycles are shown in Fig.1 a), b), c), d) and e), respectively.

Corresponding to all thin-capping thicknesses, the nanopropeller length is increased when capping-and-regrowth process is more repeated. Considerably, the length of nanopropellers with thin-capping thickness of 9 ML is consistently longer than the length of nanopropeller with thin-capping thickness of 12 and 15 ML. However, the length fluctuation is lowest at thin-capping thickness of 12 ML and is highest at thin-capping thickness of 15 ML. For example, the standard deviations of length of nanopropellers with thin-

capping of 9 ML, 12 ML and 15 ML for 7 cycles are 185.6, 123.6 and 196.36 nm, respectively.

The chains of QDMs were achieved by depositing further InAs in the last cycles. The additional QDs are likely to locate on the nanopropeller's blade templates. The chains of QDMs ordering along $[1\bar{1}0]$ direction can be attained by depositing with appropriate InAs amount. The QDMs from 1 cycle of 9ML-thin-capping-and-regrowth which originate from isolated nanopropellers contain 10 QDs per group in average. And the numbers of QDs per QDM form 5 cycles of thin-capping-and-regrowth and final-cycles regrowth thickness of 1.5 ML are 25 and 22 for thin-capping thickness of 9 ML (sample1 shown in Fig.2 a)) and 12 ML (sample2 shown in Fig.2 b)), respectively. The QDs densities of QDMs chains increase from densities of as-grown QDs ($3.2 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$) and nanopropeller QDs ($1.8 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$) to $2.7 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ and $2.24 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ for sample1 and sample2, respectively. When final-cycles regrowth thickness increase to 1.8 ML (sample3 shown in Fig.2 c)), the QDs density is raised up to $3.38 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$.

III. POLARIZATION DEPENDENCE OF QDM CHAINS

All samples used to perform PL measurement were capped with 10 nm of GaAs at 470 °C. And the substrate temperature was ramped up to 500 °C while the growth of GaAs was suspended. Further 90 nm of GaAs was grown when substrate temperature was stable.

All samples were excited by Ar⁺ laser at wavelength of 488 nm. The peaks of PL spectra of sample1, sample2 and sample3 are at 1.17 eV and full widths at half maximum are 50 meV at 77 K. In order to measure polarization dependence of the peaks, The polarized direction of laser were adjusted by retarding a halfwave plate and a polarizer was used to filter light emerging from the samples before the light entered into monochromator. The polarized direction of laser was adjusted to obtain the highest excitation of electron in QDMs by observing PL intensity at the peaks. After that, the polarizer was retarded to determine the highest intensity and set that

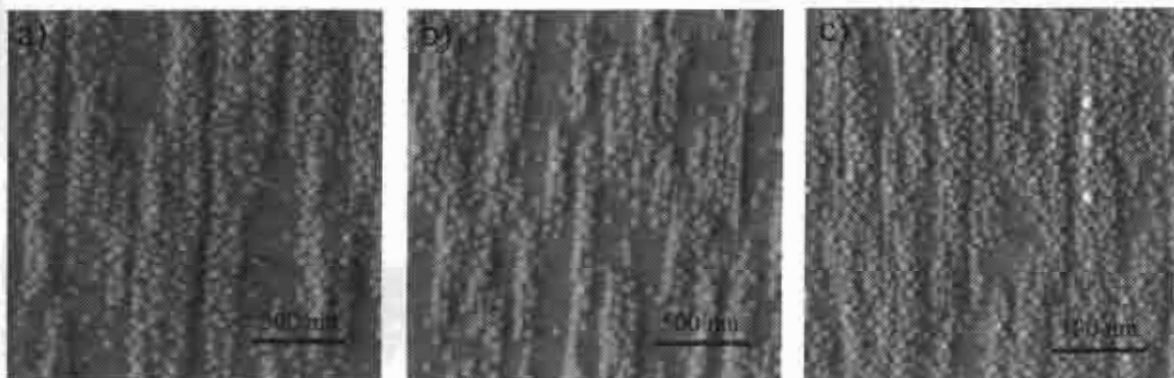


Figure 2. The AFM image of QDMs from 5 cycles of thin-capping-and-regrowth with 9 ML and 12 ML of thin-capping thickness and 1.5 ML of final-cycles regrowth thickness in a) and b), respectively and with 9 ML of thin-capping thickness and 1.8 ML of final-cycles regrowth thickness

direction to be angle of zero.

The polarization dependence of PL peaks from as-grown QDs was not observed in this experiment. QDMs in sample1, sample2 and sample3, however, demonstrated clear polarization dependence. The degree of linear polarization P defined by

$$P = \frac{I_{\max} - I_{\min}}{I_{\max} + I_{\min}}$$

where $I_{\max}$ and $I_{\min}$ are the maximum and minimum PL intensity. The degree of polarization at PL peaks of sample1, sample2 and sample3 are 35.15%, 29.72% and 21.35%. The PL spectrum of sample1 at each angle from 0° to 90° are shown in fig.3 as well as the peak intensity of PL spectrum was plotted on the upper right side as a function of polarization angle θ . The results of peak intensity of PL spectrum exhibit existence of two orthogonal components of PL peak intensity. The peak intensity of PL spectrum was thus fitted by

$$I = A \sin^2(\theta + \delta) + B \cos^2(\theta + \delta)$$

where A and B correspond to the peak intensities of PL spectrum in each of their component and δ correspond to the deviation angle due to zero-angle setting error. A and B imply for the PL intensity in polarization direction along $[1 \bar{1} 0]$ and $[1 1 0]$ directions, respectively. The optical anisotropy of QDM chains is resulted from the difference in the square of the magnitude of the wave vectors between $[1 \bar{1} 0]$ and $[1 1 0]$ directions. It is arisen from the difference in amount of coupled QDs in each direction.

The measurement results of the peaks of PL spectrum can be comparatively explained. Sample1 have stronger polarization dependence than sample2. That is in an agreement with the AFM result that nanopropeller templates

of sample1 are longer than that of sample2. It also implies that the number of coupled QDs aligning along $[1 \bar{1} 0]$ direction in sample1 is greater than that in sample2. In contrast, sample3 have weaker optical anisotropy, because sample3 have high density of QDs which lead to greater amount of coupling in $[1 1 0]$ direction.

IV. CONCLUSION

Nanopropeller used for QDM template can be extended by applying many cycles of thin-capping-and-regrowth and proper selection of thin-capping thickness as the parameters of thin-capping-and-regrowth process. Polarization dependence of QDMs was observed in PL spectrum of QDMs. Alignment of coupled QDs along $[1 \bar{1} 0]$ rather than $[1 1 0]$ is the origin of optical anisotropy. Longer nanopropeller template with proper overgrowth thickness gives longer ordering of QDs as well as stronger anisotropy. On the other hand, if the density of QDs which is resulted from the density of as-grown QDs and overgrowth thickness is too high, the anisotropy will be limited.

ACKNOWLEDGMENT

This research is financially supported by Asian Office of Aerospace Research and Development (AOARD), U.S. Air Force, Thailand Research Fund (TRF), Nanotechnology Center of Thailand (Nanotech), and Chulalongkorn University.

REFERENCES

- [1] Y. Arakawa and H. Sakaki, Appl. Phys. Lett., vol. 40, pp. 939-941, 1982.
- [2] D. V. Kuksakov, H. Temkin, and S. Swirhun, Appl. Phys. Lett., vol. 67, pp. 2141-3, 1995.
- [3] H. Saito, K. Nishi, S. Sogou, and Y. Sugimoto, Appl. Phys. Lett., vol. 71, pp. 590, 1997.
- [4] Y. Nabetani, T. Ishikawa, S. Noda, and A. Sasaki, J. Appl. Phys., vol. 76, pp. 347, 1994.
- [5] M. Henini, S. Sanguinetti, S. C. Fortina, E. Grilli, M. Guzzi, G. Panzarini, L. C. Andreani, M. D. Upward, P. Moriarty, P. H. Beton, and L. Eaves, Phys. Rev. B, vol. 57, pp. 6815, 1998.
- [6] N. T. C. Swe, C. Wissawinatham, and S. Panyakeow, "Theoretical investigation on the optical polarization anisotropy of photoluminescence from InAs/GaAs linearly aligned quantum dots", EECN-29 Proceedings, 2006.
- [7] S. Suraprapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, and S. Panyakeow, J. Vac. Sci. Technol. B vol. 23(3), pp. 1217, 2005.
- [8] S. Ruangdet, N. Budsayaporn, C. C. Thet, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, and S. Panyakeow, "Long chains of self-assembled InAs quantum dot molecules by modified MBE growth technique", MBE2006 14th International Conference Molecular Beam Epitaxy, 2006.

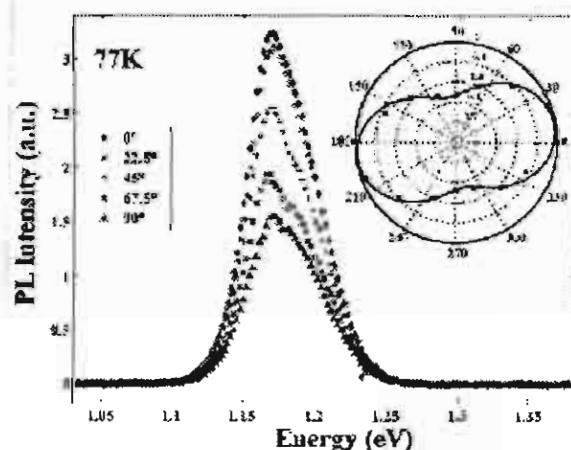


Figure 3 PL spectrum of QDMs from 9ML thin-capping and regrowth for 5 cycles (sample1) which polarized in angle of 0° to 90° and peak of PL spectrum as a function polarized angle

ภาคผนวก

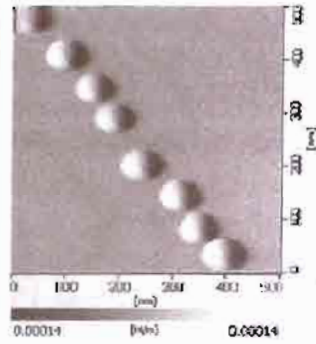
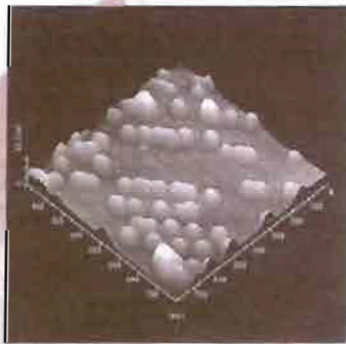
บทความสำหรับการเผยแพร่

สื่อในประเทศ ทำให้เกิดการปฏิบัติสองมาตรฐาน นอกจากนั้นกลยุทธ์การค้าอาจจะเปลี่ยนไปตลาดที่สังคมไทยยังเต็มไปด้วยผู้ดื่มสุรา มาตรการทางกฎหมายอาจจะไม่ทำให้เกิดผลในการหยุดดื่ม หรือแม้กระทั่งการทำให้ นักดื่มหน้าใหม่เข้ามาสู่การเป็นนักดื่ม เราน่าจะพิจารณามาตรการทางสังคมอื่นๆ ที่จะทำให้ผู้ดื่มสุราลดการดื่ม ขณะเดียวกันก็น่าจะมีการสร้างความเข้าใจแก่วัยรุ่นซึ่งเป็นกลุ่มเป้าหมายในการทดลองดื่มสุราถึงผลเสียของการดื่มสุรา ซึ่งมาตรการการลดการดื่มสุรานี้ต้องไม่ใช่การรณรงค์อย่างที่เคยปฏิบัติมา ต้องกระทำอย่างต่อเนื่อง มิใช่แต่เพียงออกมาประกาศกฎกระทรวงฯ น่าจะมีการดำเนินงานอื่นๆ ที่ลดอุปสงค์ของการดื่มสุราของประชาชนให้ได้ ซึ่งอาจจะต้องเป็นการทำงานหลายองค์กรร่วมกันทั้งภาครัฐและเอกชน เช่น กระทรวงสาธารณสุขน่าจะมีส่วนข้อมูลที่ให้ประชาชนทราบว่าการติดสุรานั้นมีผลเสียอย่างไร กระทรวงศึกษาธิการอาจจะต้องให้ความรู้กับนักเรียน นอกจากนี้กระทรวงวัฒนธรรม กระทรวงมหาดไทย ฯลฯ ก็น่าจะมีส่วนช่วยงานเรื่องนี้ ส่วนสำคัญที่ขาดไม่ได้คือภาคเอกชนและประชาชน โดยการสร้างความร่วมมือจากประชาชนและชุมชนให้เข้าใจผลเสียของการดื่มสุรา

ถึงเวลาแล้วหรือยังที่เราจะสร้างค่านิยมให้กับสังคมไทยว่าการดื่มสุราไม่ใช่สิ่งที่น่านิยมต่อไป .

“นาโนอิเล็กทรอนิกส์”

วิทยาการความก้าวหน้า ที่วิเศษๆ อูฬๆ



โดย ศ.ดร.สมศักดิ์ ปิณฑญาแก้ว

ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาฯ

อิเล็กทรอนิกส์เป็นศาสตร์ทางวิศวกรรมไฟฟ้าที่ควบคุมการทำงานของอิเล็กทรอนิกส์ในอุปกรณ์ไฟฟ้าทุกชนิด ชิ้นส่วนที่เป็นพื้นฐานทางอิเล็กทรอนิกส์ได้แก่ ทรานซิสเตอร์ ซึ่งมีขนาดเล็กมากแต่จะทำงานในรูปแบบของวงจรรวมหรือที่เรียกกันว่า ชิปไอซี ซึ่งประกอบด้วย ทรานซิสเตอร์ทำงานร่วมกันเป็นจำนวนมาก บางครั้งเป็นล้านๆตัว เช่น

ในกรณีของชิ้นส่วนในเครื่องคอมพิวเตอร์ โทรศัพท์มือถือ อุปกรณ์เครื่องมือที่ใช้ควบคุมเครื่องจักรกลในโรงงาน แม้แต่เครื่องใช้ไฟฟ้าในบ้าน เช่น เครื่องซักผ้า โทรศัพท์มือถือ เครื่องใช้ไฟฟ้าในสำนักงาน ได้แก่ เครื่องถ่ายเอกสาร เครื่องพิมพ์ เครื่องโทรสาร ฯลฯ

ทรานซิสเตอร์เป็นชิ้นส่วนขนาดเล็กจิ๋วในระดับไมโครเมตร หรือ 10^{-6} ในพันส่วนของมิลลิเมตร ซึ่งสร้างขึ้นโดยเทคนิคการย่นส่วน โดยย่นส่วนให้เล็กลงไปเรื่อยๆ ทำให้คอมพิวเตอร์ยุคใหม่มีขนาดเล็กลง แต่มีสมรรถนะสูงขึ้น และราคาถูกลง จนกลายเป็นอุปกรณ์ใช้งานในสังคมยุคใหม่อย่างกว้างขวาง ผลกระทบเชิงสังคมที่เกิดจากอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ขนาดเล็กจิ๋วที่เห็นได้ชัด ได้แก่ โทรศัพท์มือถือ กล้องถ่ายรูปดิจิทัล ที่กลายเป็นของใช้ทางของคนทุกระดับ ทุกวัยในปัจจุบัน

วิศวกรรมที่ทำงานด้านอิเล็กทรอนิกส์พยายามคิดค้นเทคโนโลยีใหม่ๆ เพื่อย่นส่วนให้มีขนาดเล็กจนถึงระดับนาโนเมตรหรือ 10^{-9} ในล้านส่วนของมิลลิเมตร จึงเกิดศาสตร์ใหม่ที่เรียกว่า นาโนอิเล็กทรอนิกส์ขึ้น ชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์ที่มีขนาดเล็กจิ๋วมากนี้เป็นระดับของขนาดอะตอมหรือโมเลกุลทรานซิสเตอร์ในระดับนาโนเมตรจึงสามารถควบคุมการเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนได้เป็นตัวยุ ทรานซิสเตอร์จึงกินกระแสไฟฟ้าน้อยมากและทำงานได้เร็ว ซึ่งเป็นที่ต้องการมากในทางวิศวกรรมศาสตร์ โดยเฉพาะในยุคน้ำมันแพง และในยุคที่ข้อมูลข่าวสารมีจำนวนมาก

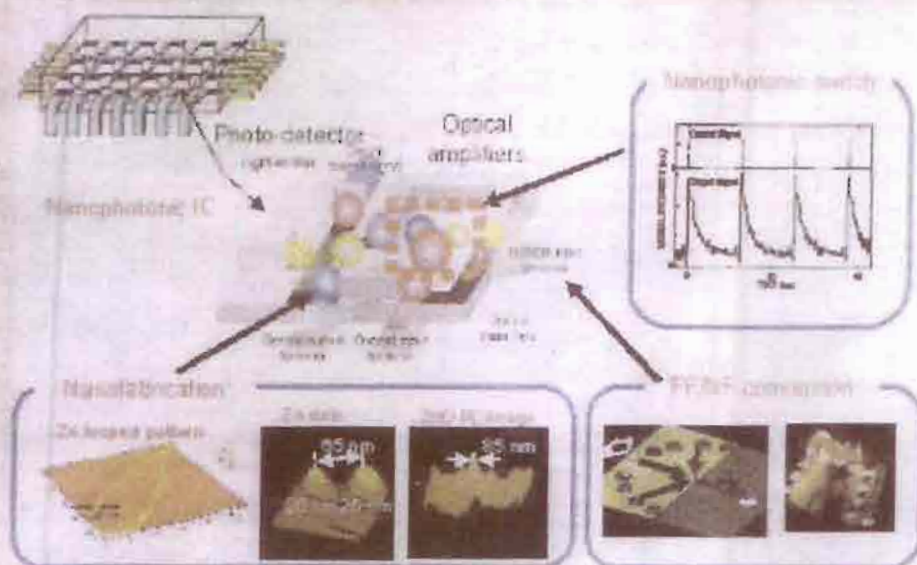
คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย นำโดย ศ.ดร.สมศักดิ์ ปิณฑญาแก้ว และคณะ ได้มีการศึกษาวิจัยงานด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์มากกว่า ๑๓ ปีแล้ว โดยติดตั้งเครื่องมือปลูกผลึกสารกึ่งตัวนำด้วยลำไมเลกุลในสภาพสุญญากาศที่ดีเยี่ยม เมื่อปี ๒๕๓๖ เพื่อสร้างโครงสร้างควอนตัมดอทที่มีขนาดนาโนเมตร และนำมาประยุกต์ใช้งานในอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์หลากหลายชนิดได้แก่ เลเซอร์ไดโอด ตัวตรวจจับสัญญาณแสง เซลล์แสงอาทิตย์ประสิทธิภาพสูง และทรานซิสเตอร์อิเล็กทรอนิกส์เดี่ยว ซึ่งจะเป็นการบุกเบิกวิทยาการใหม่ๆ สำหรับอนาคต ผลงานวิจัยดังกล่าวได้รับการสนับสนุนเงินทุนวิจัยจากสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย (สกว.) ศูนย์นาโนเทคโนโลยีแห่งชาติ และจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ล่าสุดเพิ่งได้รับการสนับสนุนด้านทุนวิจัยจากศูนย์วิจัยด้านอวกาศของกองทัพอากาศสหรัฐอเมริกา

เทคโนโลยีการปลูกโครงสร้างควอนตัมดอทนี้เป็นแนวคิดใหม่ที่ไม่ได้อาศัยการย่นส่วน แต่เป็นการก่อตัวเองโดยธรรมชาติ เช่นเดียวกับเซลล์ของสิ่งมีชีวิต จึงเป็นโครงสร้างที่ไม่มีจุดบกพร่อง มีคุณสมบัติดีเยี่ยมทั้งทางไฟฟ้าและทางแสง เหมาะที่จะเป็นชิ้นส่วนพื้นฐานทางนาโนอิเล็กทรอนิกส์ และนาโนฟิสิกส์ต่อไป.

นาโนวิท

Active Opinion

ความก้าวหน้า



อิเล็กทรอนิกส์ เป็นศาสตร์ทางวิศวกรรมไฟฟ้าที่ควบคุมการทำงานของอิเล็กทรอนิกส์ในอุปกรณ์ไฟฟ้าทุกชนิด

ชิ้นส่วนที่เป็นพื้นฐานทางอิเล็กทรอนิกส์ได้แก่ทรานซิสเตอร์ ซึ่งมีขนาดเล็กมากแต่จะทำงานในรูปแบบของวงจรรวม หรือที่เรียกกันว่า ชิปไอซี ซึ่งประกอบด้วยทรานซิสเตอร์ทำงานร่วมกันเป็นจำนวนมาก บางครั้งเป็นล้านๆ ตัว เช่น กรณีของชิ้นส่วนในเครื่องคอมพิวเตอร์ โทรศัพท์มือถือ อุปกรณ์เครื่องมือที่ใช้ควบคุมเครื่องจักรกลในโรงงาน แม้แต่เครื่องใช้ไฟฟ้าในบ้าน เช่น เครื่องซักผ้า โทรทัศน์วิทยุ เครื่องใช้ไฟฟ้าในสำนักงาน ได้แก่ เครื่องถ่ายเอกสาร เครื่องพิมพ์ เครื่องโทรสาร ฯลฯ

ทรานซิสเตอร์เป็นชิ้นส่วนขนาดเล็กจิ๋วในระดับไมโครเมตร หรือ 1 ในพันส่วนของมิลลิเมตร สร้างขึ้นโดยเทคนิคการย่นส่วน โดยย่นส่วนให้เล็กลงเรื่อยๆ ทำให้คอมพิวเตอร์ยุคใหม่มีขนาดเล็กลง แต่มีสมรรถนะสูงขึ้น และราคาถูกลง จนกลายเป็นอุปกรณ์ใช้งานในสังคมยุคใหม่อย่างกว้างขวาง

บทความพิเศษที่ ๑๖๖ จากอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์

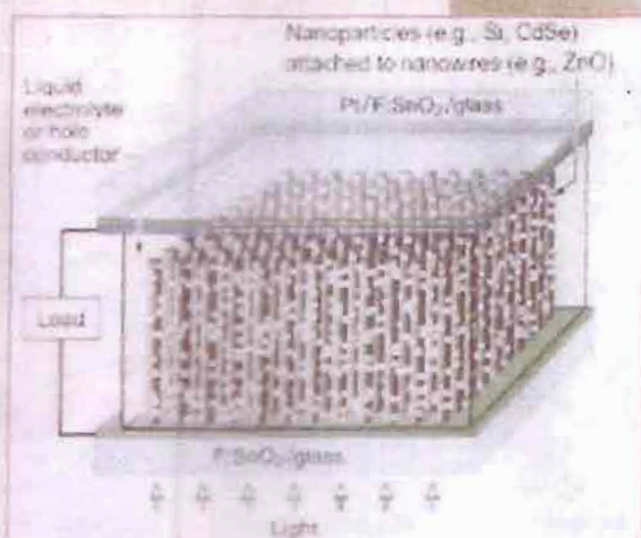


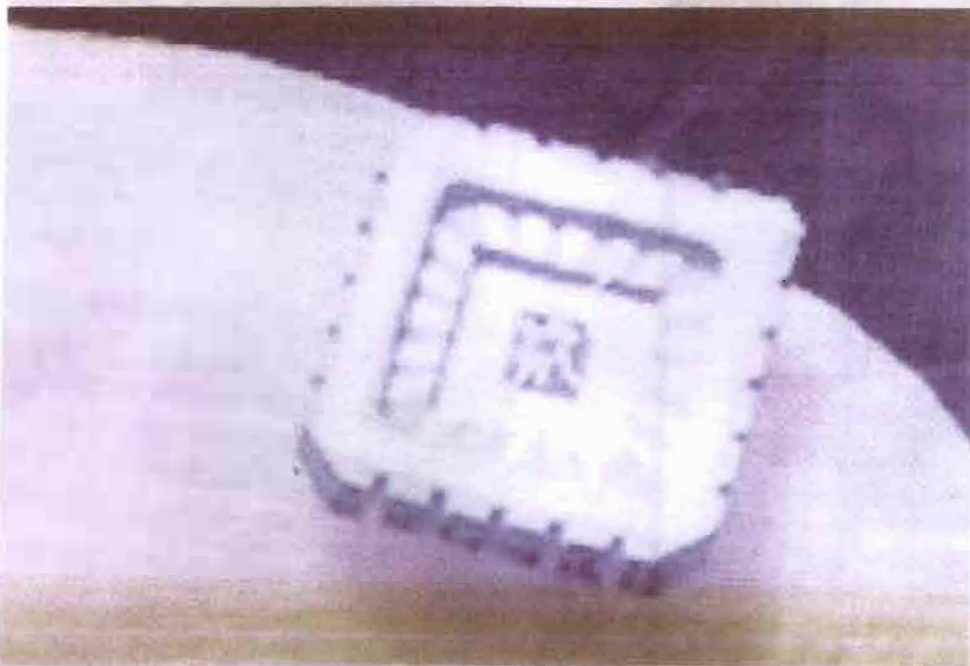
FIGURE 1 Schematic of a solar cell based on an ensemble of nanometer scale heterojunctions between semiconductor nanoparticles (e.g., CdS, CdSe or Si) and wide band gap semiconductor nanowires (e.g., ZnO).

ทรานซิสเตอร์ขนาดเล็กจิ๋วที่เห็นได้ชัด ได้แก่ โทรศัพท์มือถือ กล้องถ่ายรูปดิจิทัล ที่กลายเป็นของใช้ของทุกคนทุกระดับ ทุกวัยในปัจจุบัน

วิศวกรที่ทำงานด้านอิเล็กทรอนิกส์พยายามคิดค้นเทคโนโลยีใหม่ๆ เพื่อ

ยาการ

อิเล็กทรอนิกส์



ป้อนให้มีขนาดเล็กจนถึงระดับนาโนเมตรหรือ 1 ในล้านส่วนของมิลลิเมตร จึงเกิดศาสตร์ใหม่ที่เรียกว่า นาโนอิเล็กทรอนิกส์ขึ้น

ชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์ที่มีขนาดจิ๋วมากนี้เป็นระดับของขนาดอะตอมหรือโมเลกุลทรานซิสเตอร์ในระดับนาโนเมตรจึงสามารถควบคุมการเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนได้เป็นตัวๆ ทรานซิสเตอร์ จึงกินกระแสไฟฟ้าอย่างมาก และทำงานได้เร็ว เป็นที่ต้องการมากในทางวิศวกรรมศาสตร์ ยุคนี้มันแพง และยุคข้อมูลข่าวสารมีจำนวนมาก

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย มีการศึกษาวิจัยทางด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์มากกว่า 13 ปี ติดตั้งเครื่องมือปลูกผลึกสารกึ่งตัวนำด้วยลำโมเลกุลในสภาพสุญญากาศที่ดีย่อม เมื่อปี 2536 เพื่อสร้างโครงสร้างควอนตัมดอทที่มีขนาดนาโนเมตร และนำมาประยุกต์ใช้งานในอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์หลากหลายชนิดได้แก่ เซลล์โซลาร์เซลล์ตัวตรวจจับสัญญาณแสง เซลล์แสงอาทิตย์ประสิทธิภาพ

ภาพสูง และทรานซิสเตอร์อิเล็กทรอนิกส์เดี่ยวเป็นการบุกเบิกวิทยาการใหม่ๆ สำหรับอนาคต

ผลงานวิจัยได้รับการสนับสนุนเงินทุนวิจัยจากสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย (สกว.) ศูนย์นาโนเทคโนโลยีแห่งชาติและจุฬาฯ ล่าสุดศูนย์วิจัยด้านอวกาศของกองทัพอากาศสหรัฐอเมริกาให้ทุนสนับสนุน

เทคโนโลยีการปลูกโครงสร้างควอนตัมดอทนี้เป็นแนวคิดใหม่ที่ไม่ได้อาศัยการเย็บส่วน แต่เป็นการก่อตัวเองโดยธรรมชาติ เช่นเดียวกับเมล็ดของสิ่งมีชีวิต จึงเป็นโครงสร้างที่ไม่มีจุดบกพร่อง มีคุณสมบัติดีเยี่ยมทั้งทางไฟฟ้าและทางแสงเหมาะที่จะเป็นชิ้นส่วนพื้นฐานทางนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์ต่อไป

ศ.ดร.สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาฯ

ศ.นพ.สุทธิพร จิตต์มิตรภาพ รองอธิการบดีด้านวิจัย จุฬาฯ กล่าวว่า สารโคตินโคโดซานเป็นวัสดุเหลือใช้ทางการเกษตร ที่สกัดมาจากเปลือกของสัตว์ทะเล จุฬาฯเล็งเห็นความสำคัญในการพัฒนาผลผลิตทางการเกษตรในประเทศมาทำให้เกิดประโยชน์ และเป็น การสร้างมูลค่าเพิ่มให้กับผลผลิตทางการเกษตร และสร้างศักยภาพในการแข่งขันเชิงพาณิชย์ของประเทศ ความร่วมมือ ในครั้งนี้จึงเป็นการพัฒนาการวิจัยที่นำไปสู่การปฏิบัติจริงเพื่อให้เกิดประโยชน์สูงสุด

ดร.รัฐ พิษณุวงกูร หัวหน้าโครงการวิจัยฯ กล่าวว่า การนำสารโคตินโคโดซานมาประยุกต์ในการเพิ่มผลผลิตกล้วยไม้ เนื่องจากกล้วยไม้เป็นพืชเศรษฐกิจที่สร้างรายได้มหาศาลสู่ประเทศไทย และมีการพัฒนาสายพันธุ์ได้หลากหลาย การวิจัยแบ่งเป็น ๒ ส่วน คือ ส่วนแรก ทำการพัฒนาสารโคตินโคโดซานให้อยู่ในสภาพที่เหมาะสมในการใช้งาน ส่วนที่ ๒ คือการประยุกต์ใช้กับพืช โดยติดตามผล ที่เกิดขึ้นว่าโครงสร้างโคของสารโคตินโคโดซานเหมาะสมสำหรับกล้วยไม้ และติดตามวิธีการใช้ว่าจะใช้อย่างไรให้ได้ประสิทธิภาพสูงสุด ซึ่งผลลัพธ์ที่เกิดขึ้นพบว่าสารโคตินโคโดซานใช้ในการเพิ่มผลผลิตในกล้วยไม้ได้ผลเป็นอย่างดี และยังสามารถนำไปใช้ในการเพาะเลี้ยง เนื้อเยื่อได้อีกด้วย โดยตั้งเป้าหมายว่าจะนำผลการวิจัยไปเผยแพร่ให้เกิดประโยชน์ต่อเกษตรกร และเศรษฐกิจโดยรวมของประเทศ ให้ได้มากที่สุด.

ควอนตัมดอทโซล่าเซลล์



ศ.ดร.สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว
ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า
คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาฯ

ควอนตัมดอทโซล่าเซลล์หรือเซลล์แสงอาทิตย์



ชนิดโครงสร้างควอนตัมดอทเป็นเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีประสิทธิภาพการเปลี่ยนพลังงานแสงอาทิตย์ เป็นพลังงานไฟฟ้าที่สูงมากกว่า ๒๕ - ๓๐% ในขณะที่เซลล์แสงอาทิตย์ที่ทำจากผลึกซิลิกอนซึ่งใช้งาน อยู่ในปัจจุบันมีประสิทธิภาพเพียง ๑๒ - ๑๕% ในยุคน้ำมันแพง การแสวงหาแหล่งพลังงานใหม่ที่ยั่งยืน เป็นสิ่งที่มีความสำคัญในระยะยาว เพราะควรเป็นพลังงานสะอาดและไม่ทำลายสิ่งแวดล้อม พลังงานแสงอาทิตย์จึงเป็นความหวังหนึ่งที่เหมาะกับประเทศไทยที่มีปริมาณแสงอาทิตย์จำนวน มากกว่าพื้นที่อื่นหลายแห่งในโลก

เซลล์แสงอาทิตย์ที่ทำจากผลึกซิลิกอนและใช้งานภาคสนามในปัจจุบันมีประสิทธิภาพค่อนข้างต่ำ จึงต้องใช้พื้นที่รับแสงที่กว้างมาก เพื่อผลิตพลังงานไฟฟ้าให้เพียงพอต่อการใช้งาน ทำให้ต้นทุนการติดตั้งแผงเซลล์แสงอาทิตย์จำนวนมากนี้สูงมาก จนไม่เป็นที่นิยมของ ผู้สนใจใช้งาน การประยุกต์ใช้งานเซลล์แสงอาทิตย์ในการผลิตพลังงานไฟฟ้าจึงมีอย่างจำกัดเฉพาะในชนบทที่อยู่ห่างไกลจากระบบสายส่ง ไฟฟ้ากำลัง เนื่องจากประสิทธิภาพต่ำและราคาสูง ไฟฟ้าที่ผลิตได้จึงมีปริมาณน้อยไม่เพียงพอต่อความต้องการของชาวชนบท เช่น ใช้ไฟฟ้า ได้วันละไม่เกิน ๒ ชั่วโมง สำหรับไฟแสงสว่างและโทรทัศน์ขนาดเล็ก ความเชื่อมั่นในการใช้พลังงานใหม่จึงถดถอย ต้องหันมาใช้พลังงาน น้ำมันเหมือนเดิม ซึ่งส่งผลกระทบต่อเศรษฐกิจโดยรวมของประเทศ

ควอนตัมดอทโซล่าเซลล์เป็นโครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์แบบใหม่ที่มีข้อดีประกอบที่มีขนาดเล็กจิ๋วของควอนตัมดอท ในระดับนาโนเมตร ทำให้ประสิทธิภาพการเปลี่ยนพลังงานแสงอาทิตย์เป็นพลังงานไฟฟ้ามีค่าสูงมาก และมีเสถียรภาพดีต่อแสงอาทิตย์ความเข้มสูง เซลล์แสงอาทิตย์ชนิดนี้จึงมีอัตราส่วนของน้ำหนักหรือพื้นที่เซลล์ต่อพลังงานที่ผลิตได้มีค่าต่ำ หรืออธิบายได้อีกอย่างหนึ่งว่า เซลล์ตัวเล็กลง แต่ผลิตกระแสไฟฟ้าได้มากขึ้นนั่นเอง และหากใช้เลนส์รวมแสงอาทิตย์ให้ตกกระทบบนเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดนี้ พลังงานไฟฟ้าก็จะสูงเป็น ทวีคูณเป็น ๑๐ เป็น ๑๐๐ หรือเป็น ๑,๐๐๐ เท่า ตามความเข้มแสงที่เพิ่มขึ้น จึงเหมาะนำไปใช้งานเป็นระบบผลิตพลังไฟฟ้าจากแสงอาทิตย์ ในรูปแบบของโรงไฟฟ้าที่ควบคุมโดยวิศวกร เพื่อจ่ายไฟฟ้าให้กับชุมชนต่อไป เนื่องจากเป็นเซลล์แสงอาทิตย์ประสิทธิภาพสูงที่มีขนาดเล็ก การผลิตโซล่าเซลล์ชนิดนี้จึงสามารถได้แนวคิดการผลิตแบบจำนวนมาก ๆ เช่นเดียวกับอุตสาหกรรมไอซี ที่จะทำให้อัตราต้นทุนการผลิตต่ำ และได้ โซล่าเซลล์ที่มีราคาถูกลง เมื่อเทียบกับพลังงานที่โซล่าเซลล์ชนิดนี้ผลิตได้ แม้จะใช้วัสดุสารประกอบกึ่งตัวนำแทนที่ผลึกซิลิกอน

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาฯ ได้พัฒนาควอนตัมดอทโซล่าเซลล์มาแล้ว ๕ ปีแล้ว โดยใช้เทคนิคการปลูกโครงสร้างควอนตัมดอท ด้วยลำเลเซอร์ในสภาพสุญญากาศดีเยี่ยม ปัจจุบันสามารถสร้างโซล่าเซลล์ชนิดนี้ที่มีประสิทธิภาพสูง ๒๕.๙% โครงการวิจัยนี้ได้รับการสนับสนุน จากสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย (สกว.) และศูนย์วิจัยด้านอวกาศของกองทัพอากาศสหรัฐอเมริกา ขณะนี้ยังได้รับการสนับสนุนการวิจัย จากศูนย์นาโนเทคโนโลยีแห่งชาติ และจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัยด้วย.

ควอนตัมคอมพิวเตอร์ล้ำเรลล์

Active Opinion

คอมพิวเตอร์โดยนำเทคโนโลยีหรือเครื่องมือต่าง ๆ ที่มี ใช้ได้จริงมา ลงมือฝึกปฏิบัติจนเข้าใจ และเข้าใจถึงมีประสิทธิภาพการเปลี่ยนแปลง ตามความต้องการ 25-30% ในระยะที่สามนี้คนทำงานได้ทำรายการสิ่งที่เขาเข้าใจ และเข้าใจได้จริงเป็นประสิทธิภาพเพิ่ม 12-5%

โครงการนี้จะส่งผลให้ประเทศไทยสามารถพัฒนาและยกระดับคุณภาพชีวิตของประชาชนได้เป็นอย่างดี โดยเฉพาะอย่างยิ่งในด้านการพัฒนาโครงสร้างพื้นฐานและการบริการสาธารณะ ซึ่งจะทำให้ประเทศไทยมีความสามารถในการแข่งขันในระดับสากลมากยิ่งขึ้น

Lu Xun

การพัฒนาระบบความปลอดภัย

มาตรฐานการปฏิบัติงานที่มีประสิทธิภาพออกมาใช้ทันที โดย
ตั้งเจ้าหน้าที่รับผิดชอบทั้ง 7 คน มาเพื่อผลิตผลงาน
ไปใช้ภายในหน่วยงานต่อไป ส่วน ค่าที่เพิ่มมูลค่าหรือ
เพิ่มประสิทธิภาพเอง ก็เพิ่มขึ้นตามกลไกตลาด จนเป็น
เป็นที่นิยมของสถาบันต่อไป

[illegible]

การที่ ^๑บริษัทมหาชนแห่งหนึ่ง
เสนอระดมถือหุ้นที่ ^๒องค์กรธุรกิจขนาดเล็กใช้งาน
มาตรฐานบัญชีที่มีประสิทธิภาพน้อยกว่า ^๓บริษัท
คู่แข่งที่มีปริมาณงาน ^๔น้อยกว่า เพื่อลดต้นทุน
ค่าใช้จ่ายที่ ^๕เกี่ยวข้องกับการดำเนินงาน ^๖บริษัท

ผู้เขียนขอแสดงความยินดีกับกรมกสิกรรมฯ ซึ่งเป็นที่นิยมของเกษตรกรผู้สนใจรับทราบ การนำความรู้ที่เรียนมา
มาใช้ในการปฏิบัติงานจริง

www.pearsoned.com.au

กัญชง เป็นจากเมล็ดพืชที่ปลูกเพื่อเอาใย ใยที่
ที่ได้จะมีปริมาณน้อยเกินไปพอต่อความ
ต้องการของชุมชน เช่น ใยที่ได้จะไม่
เป็น 2 ชั้น ใยบาง ใยสั้น ใยสกปรก ใยที่มี

[illegible]

Author's note: Please contact Dr. Robert M. Loeber at rloeber@ualberta.ca for more information.

คงคิดว่ามีนโยบายลดอัตราเงินเฟ้อลงให้เหลือ
ให้อยู่ประมาณร้อยละ 2-3 เพื่อไม่ให้เงินมีค่า
เสื่อมสภาพลง 25.0% โครงการนี้ได้รับ
สนับสนุน จากสำนักงานกองทุนวิจัย
(สอว.) และมูลนิธิสถาบันพัฒนาองค์กร
ภาคีชุมชน (ก) ขณะนี้ยังไม่มีรายละเอียดการวิจัย

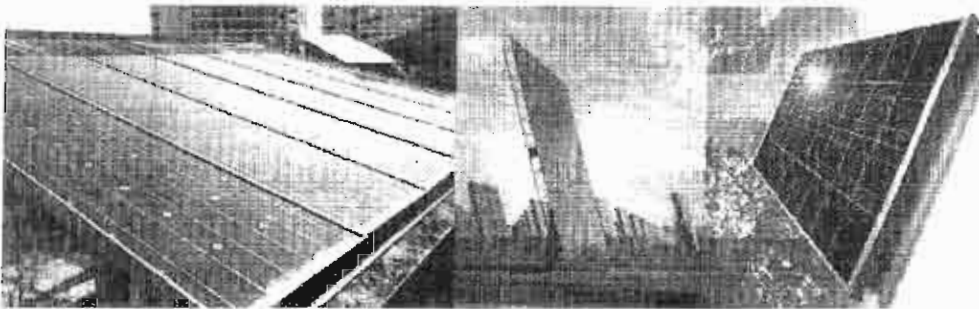
ศ.ดร.สมศักดิ์ ปิณฑนาแก้ว
คป.แม่โจ้วิทยาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ จ.มหาสารคาม

"นาโน" เทคโนโลยีเพื่อชีวิต

ควอนตัมดอทโซล่าเซลล์หรือเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดโครงสร้างควอนตัมดอท เป็นเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีประสิทธิภาพในการเปลี่ยนพลังงานแสงอาทิตย์เป็นพลังงานไฟฟ้าได้สูงกว่า 25 ถึง 30 % ในขณะที่เซลล์แสงอาทิตย์ที่ทำจากผลึกซิลิกอนซึ่งใช้งานอยู่ในปัจจุบันมีประสิทธิภาพเพียง 12 ถึง 15 %

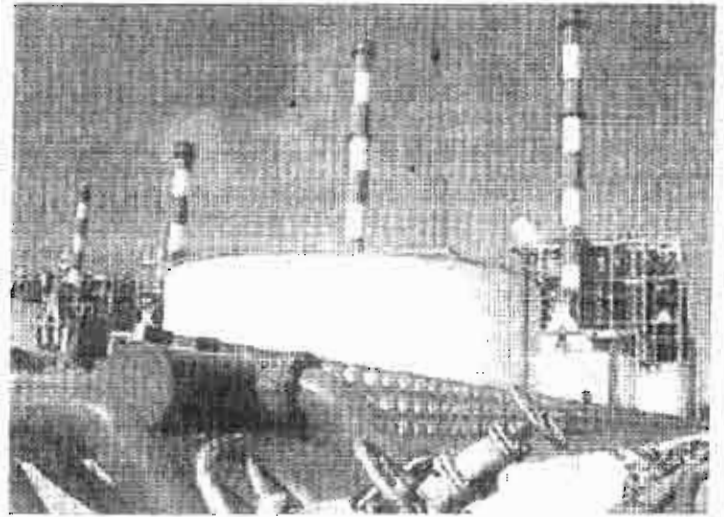
ในยุคน้ำมันแพง การแสวงหาแหล่งพลังงานใหม่ที่ยั่งยืนเป็นสิ่งที่มีความสำคัญในระยะยาว เพราะควรเป็นพลังงานสะอาดและไม่ทำลายสิ่งแวดล้อม พลังงานแสงอาทิตย์จึงเป็นความหวังหนึ่งที่เหมาะกับประเทศไทย ที่มีปริมาณแสงอาทิตย์จำนวนมากกว่าพื้นที่อื่นหลายแห่งในโลก

เซลล์แสงอาทิตย์ที่ทำจากผลึกซิลิกอน และใช้งานภาคสนามในปัจจุบันมีประสิทธิภาพค่อนข้างต่ำ จึงต้องใช้พื้นที่รับแสงกว้างมากเพื่อผลิตพลังงานไฟฟ้าให้เพียงพอต่อการใช้งาน ทำให้ต้นทุนการติดตั้งแผงเซลล์แสงอาทิตย์สูงมากจนไม่เป็นที่นิยมของผู้สนใจใช้งาน การประยุกต์ใช้เซลล์แสงอาทิตย์เพื่อผลิตพลังงานไฟฟ้าจึงมีอยู่อย่างจำกัด เฉพาะเขตชนบททางไกลจากระบบสายส่งไฟฟ้ากำลัง และเนื่องจากประสิทธิภาพต่ำราคาสูง ไฟฟ้าที่ผลิตได้มีปริมาณน้อยไม่เพียงพอต่อความต้องการของชาวชนบท เช่น ใช้ไฟฟ้าได้วันละไม่เกิน 2 ชั่วโมง สำหรับไฟแสงสว่าง และโทรทัศน์ขนาดเล็ก ความเชื่อมั่นในการใช้พลังงานใหม่จึงถดถอยต้องหันกลับมาใช้พลังงานน้ำมันเหมือนเดิม ซึ่งส่งผลกระทบต่อเศรษฐกิจโดยรวมของประเทศ



ควอนตัมดอทโซล่าเซลล์ เป็นโครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์แบบใหม่ที่ใช้องค์ประกอบที่มีขนาดเล็กจิ๋วของควอนตัมดอทในระดับนาโนเมตร ทำให้ประสิทธิภาพการเปลี่ยนพลังงานแสงอาทิตย์เป็นพลังงานไฟฟ้ามีค่าสูงมาก และมีเสถียรภาพดีต่อแสงอาทิตย์ความเข้มสูง เซลล์แสงอาทิตย์ชนิดนี้จึงมีอัตราส่วนของน้ำหนัก หรือพื้นที่เซลล์ต่อพลังงานที่ผลิตได้มีค่าต่ำ หรืออธิบายได้ก็อย่างหนึ่งว่า เซลล์ตัวเล็กลงแต่ผลิตกระแสไฟฟ้าได้มากขึ้นนั่นเอง และหากใช้เลนส์รวมแสงอาทิตย์ให้ตกกระทบบนเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดนี้ พลังงานไฟฟ้าก็จะสูงเป็นทวีคูณ เป็น 10 เป็น 100 หรือเป็น 1000 เท่าตามความเข้มแสงที่เพิ่มขึ้น จึงเหมาะนำ

ควอนตัมดอทโซล่าเซลล์



ไปใช้งานเป็นระบบผลิตพลังงานไฟฟ้าจากแสงอาทิตย์ในรูปแบบของโรงไฟฟ้าที่ควบคุมโดยวิศวกร เพื่อจ่ายไฟฟ้าให้ชุมชนต่อไป เนื่องจากเป็นเซลล์แสงอาทิตย์ประสิทธิภาพสูงที่มีขนาดเล็ก การผลิตโซล่าเซลล์ชนิดนี้จึงสามารถใช้แนวคิดการผลิตแบบจำนวนมากๆ เช่นเดียวกับอุตสาหกรรมโออี ที่จะทำให้อัตราต้นทุนการผลิตต่ำ และได้โซล่าเซลล์ที่มีราคาถูกลง เมื่อเทียบกับพลังงานที่โซล่าเซลล์ชนิดนี้ผลิตได้ แม้จะใช้วัสดุสารประกอบกึ่งตัวนำแทนที่ผลึกซิลิกอน

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย โดย ศ.ดร.สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว และทีมวิจัยได้พัฒนาควอนตัมดอทโซล่าเซลล์

มากกว่า 5 ปี โดยใช้เทคนิคการปลูกสร้างควอนตัมดอทด้วยลำไมเลกุลในสภาพสุญญากาศดีเยี่ยม ปัจจุบันสามารถสร้างโซล่าเซลล์ชนิดนี้ที่มีประสิทธิภาพสูง 25.9 % โครงการวิจัยนี้ได้รับทุนสนับสนุนจากหลายหน่วยงาน อาทิ สำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย ศูนย์วิจัยด้าน

อวกาศของกองทัพอากาศสหรัฐอเมริกา จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย และศูนย์นาโนเทคโนโลยีแห่งชาติ สำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี (สวทช.) กระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี

เขียนโดย ศ.ดร.สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว

นาโนเทคโนโลยี หมายถึง "เทคโนโลยีที่เกี่ยวข้องกับการจัดการ การสร้าง การสังเคราะห์วัสดุ อุปกรณ์และระบบต่างๆ ที่มีขนาดเล็กอยู่ในช่วง 1 ถึง 100 นาโนเมตร ด้วยความถูกต้องและแม่นยำ ซึ่งจะส่งผลให้วัสดุหรืออุปกรณ์ต่างๆ มีคุณสมบัติที่พิเศษขึ้น ทำให้เกิดประโยชน์ต่อผู้ใช้สอยและเพิ่มมูลค่าทางเศรษฐกิจได้"

เผยแพร่โดย ฝ่ายถ่ายทอดวิชาการและเทคโนโลยี

NANOTEC

สวทช.

กระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี

ศูนย์นาโนเทคโนโลยีแห่งชาติ สำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ กระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี

โทรศัพท์ 0 2564 7100 โทรสาร 0 2564 6985 เว็บไซต์ www.nanotec.or.th

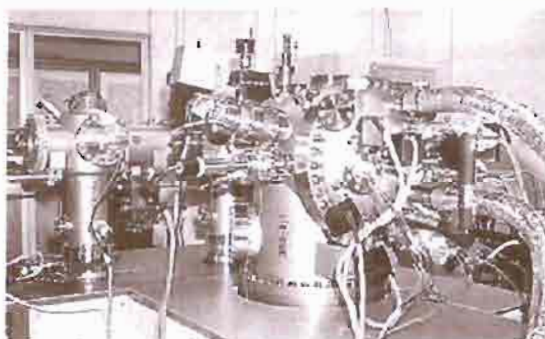
ควอนตัมคอมพิวเตอร์



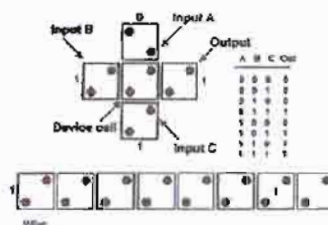
จุฬาฯ วิจัย



ศ.ดร.สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว
คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาฯ



เครื่องมือวิจัย Molecular Beam Epitaxy ที่ใช้ในการศึกษาวิจัยโครงสร้างควอนตัมที่คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ควอนตัมคอตที่มีรูปแบบการเรียงตัวตามหลักการควอนตัมเซลล์ลออโตมาต้า



ควอนตัมคอตคู่ เพื่อทำงานเป็น Qubits โดยอาศัยหลักการหมุนรอบตัวเองของอิเล็กตรอน

ควอนตัมคอมพิวเตอร์จึงนอกจากมีขนาดเล็กระดับนาโนเมตร (หนึ่งในล้านส่วนของมิลลิเมตร) แล้วยังแทบไม่กินไฟฟ้า และทำงานได้เร็วมากด้วย คอมพิวเตอร์ในอนาคตจึงอาจเล็กมากเท่าฝ่ามือ ใช้แบตเตอรี่ที่เกือบไม่ต้องชาร์จไฟฟ้าเป็นเดือนๆ แต่ทำงานได้รวดเร็วมาก คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย โดย ศ.ดร.สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว และคณะได้ติดตั้งเครื่องมือวิจัยล่าสุดเพื่อศึกษาโครงสร้างควอนตัมมากกว่า ๑๓ ปีแล้ว เพื่อค้นหาเทคนิคในการประดิษฐ์สร้างควอนตัมคอตที่มีขนาดนาโนเมตร ที่มีรูปแบบการเรียงตัวกันเป็นองค์ประกอบพื้นฐานของควอนตัมคอมพิวเตอร์ตามหลักการควอนตัมเซลล์ลออโตมาต้า (Quantum Cellular Automata) และควอนตัมคอตคู่เพื่อใช้งานตามหลักการของสปินทรอนิกส์ (Spintronics) งานวิจัยดังกล่าวเป็นงานวิจัยพื้นฐานสำหรับอนาคต ซึ่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัยให้การสนับสนุนในยุคเริ่มต้น และต่อจากนั้นได้รับการสนับสนุนอย่างต่อเนื่องจากสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย (สกว.) องค์การวิจัยด้านอวกาศของกองทัพอากาศสหรัฐอเมริกา และศูนย์นาโนเทคโนโลยีแห่งชาติซึ่งจะเป็นประโยชน์แก่วงการวิจัยของประเทศต่อไปเป็นอนาคต.

คอมพิวเตอร์ในยุคต้น ๆ มีขนาดใหญ่เท่าห้อง ปัจจุบันคอมพิวเตอร์ที่มีสมรรถนะเดียวกันมีขนาดเพียงตั้งโต๊ะหรือโน้ตบุ๊ก และมีสมรรถนะที่คนส่วนใหญ่ใช้ได้ ทำให้คอมพิวเตอร์เข้ามาอยู่ในชีวิตประจำวันของเรามากขึ้น การติดต่อผ่านอินเทอร์เน็ต อีเมล การซื้อขาย และธุรกรรมต่างๆ ผ่านเครือข่ายคอมพิวเตอร์ การประชุมทางไกลผ่าน video conference กลายเป็นเครื่องมือที่จำเป็นของสังคมยุคใหม่ ไม่ว่าเราจะชอบมันหรือไม่ก็ตาม งานคอมพิวเตอร์ไม่ได้อยู่เพียงในด้านวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีเท่านั้น แต่ยังเข้าไปพัฒนาแนวคิดใหม่ของศาสตร์ทางด้านศิลปะ ด้านวัฒนธรรม ด้านอักษรศาสตร์ และด้านสังคมศาสตร์อย่างหลีกเลี่ยงไม่ได้ ผลผสมผสานกับการใช้โทรศัพท์มือถือ กล้องถ่ายรูปดิจิทัล เครื่องเสียง MP3 เครื่องเล่นดีวีดี ทำให้ชีวิตประจำวันเราเปลี่ยนไปอย่างรวดเร็ว เทคโนโลยีหลายตัวหายไปจากท้องตลาด เช่น ฟิสิกส์ด้วยรูป เทปเพลงที่ใช้แถบเสียง วิดีโอที่ใช้เทป สิ่งที่มีเหมือนกันอย่างหนึ่งคือ อุปกรณ์ไฟฟ้าอิเล็กทรอนิกส์มีขนาดเล็กลง ราคาถูกลง แต่มีสมรรถนะสูงขึ้น รวมทั้งคอมพิวเตอร์

คอมพิวเตอร์ที่มีใช้งานในปัจจุบันใช้ชิปไอซีที่ประกอบด้วยทรานซิสเตอร์ล้านๆ ตัว ทำหน้าที่เป็นมันสมองและหน่วยความจำ ทรานซิสเตอร์ซึ่งเป็นองค์ประกอบพื้นฐานของคอมพิวเตอร์แต่ละตัวมีขนาดนับไมโครเมตร (หนึ่งในพัน หรือหนึ่งในหมื่นส่วนของมิลลิเมตร) ซึ่งประดิษฐ์สร้างโดยเทคโนโลยีล่าสุดที่อาศัยหลักการของการย่นส่วนเม็ชิปไอซีจะมีขนาดเล็กลงมากแล้วก็ตาม มันก็ยังกินไฟฟ้ามากและมีขีดจำกัดในด้านความเร็วของคอมพิวเตอร์อยู่ ถ้าทำมันมีประสิทธิภาพใช้คอมพิวเตอร์ประเภทโน้ตบุ๊กอยู่บ้าง ท่านจะพบว่าการชาร์จแบตเตอรี่ของคอมพิวเตอร์ต้องทำบ่อยพอสมควร และบางครั้งการทำงานของคอมพิวเตอร์จะช้าหากข้อมูลที่ต้องวิเคราะห์มีขนาดโต

ประเด็นในด้านวิศวกรรมคอมพิวเตอร์สำหรับอนาคต จึงได้แก่การพัฒนาคอมพิวเตอร์ที่ใช้หลักการใหม่ๆ เพื่อให้มีขนาดเล็กลงไปอีก กินไฟน้อยมาก และมีความเร็วสูง หลักการใหม่ๆ นี้มีหลายวิธี เช่น คอมพิวเตอร์ทางแสง คอมพิวเตอร์ดีเอ็นเอ คอมพิวเตอร์โมเลกุล ซึ่งหลักการเหล่านี้เริ่มเลียนแบบการทำงานของสิ่งมีชีวิตมากขึ้น แนวคิดใหม่อย่างหนึ่งได้แก่ ควอนตัมคอมพิวเตอร์ ซึ่งอาศัยปรากฏการณ์ทางควอนตัม ได้แก่ การที่อะตอมและโมเลกุลมีระดับพลังงานเป็นขั้นๆ หรือการที่อิเล็กตรอนในอะตอมมีการหมุนรอบตัวเอง ๒ แบบ คือ หมุนวนซ้ายและหมุนวนขวา คุณสมบัติทางควอนตัมของอะตอมและโมเลกุลสามารถนำมาใช้เป็นองค์ประกอบพื้นฐานของคอมพิวเตอร์ได้ ทรานซิสเตอร์ระดับอะตอมหรือโมเลกุลทำงานได้โดยใช้อิเล็กตรอนเพียงตัวเดียว หรือในบางกรณีไม่ได้อาศัยการเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนในการคำนวณหรือจัดจำข้อมูลเลย แต่ใช้หลักการพื้นฐานของแรงคูลอมบ์แทน

มติชน
วิทยาการ

e/people

ควอนตัม

คอมพิวเตอร์

Active Opinion

คอมพิวเตอร์ในยุคต้นๆ มีขนาดใหญ่เท่าห้อง ปัจจุบันคอมพิวเตอร์ที่มีสมรรถนะเดียวกันมีขนาดเพียงตั้งโต๊ะหรือโน้ตบุ๊ก และมีสนนราคาที่ค่อนข้างใหญ่ซื้อใช้ได้ ทำให้คอมพิวเตอร์เข้ามาอยู่ในชีวิตประจำวันของเรามากขึ้น

การติดต่อผ่านอินเทอร์เน็ต อี-เมล การซื้อขายและธุรกรรมต่างๆ ผ่านเครือข่ายคอมพิวเตอร์ การประชุมทางไกลผ่านวิดีโอคอนเฟอเรนซ์ (video conference) กลายเป็นเครื่องมือที่จำเป็นของสังคม

สูง หลักการใหม่ๆ นี้มีหลายวิธี เช่น คอมพิวเตอร์ทางแสง คอมพิวเตอร์ดีเอ็นเอ คอมพิวเตอร์โมเลกุล หลักการเหล่านี้เริ่มเขียนแบบการทำงานของสิ่งมีชีวิตมากขึ้น แนวคิดใหม่ออย่างหนึ่งได้แก่ ควอนตัมคอมพิวเตอร์ ซึ่งอาศัยปรากฏการณ์ทางควอนตัม ได้แก่ การที่อะตอม



เทคโนโลยีเท่านั้น แต่ยังเข้าไปพัฒนาแนวคิดใหม่ของ ศาสตร์ทางด้านศิลปะ ด้านวัฒนธรรม ด้านเกษตรศาสตร์ และด้านสังคมศาสตร์อย่างหลีกเลี่ยงไม่ได้ ผลผสมผสานกับการใช้โทรศัพท์มือถือ กล้องถ่ายรูปดิจิทัล เครื่องเสียง MP3 เครื่องเล่นดีวีดี ทำให้ชีวิตประจำวันเรา เปลี่ยนไปอย่างรวดเร็ว

เทคโนโลยีหลายตัวหายไปจากท้องตลาด เช่น ฟิล์มถ่ายรูป เทปเพลงที่ใช้แถบเสียง วิดีโอที่ใช้เทป สิ่ง ที่เหมือนกันอย่างหนึ่งคือ อุปกรณ์ไฟฟ้าอิเล็กทรอนิกส์ มี ขนาดเล็กลง ราคาถูกลง และมีสมรรถนะสูงขึ้น รวมทั้ง คอมพิวเตอร์

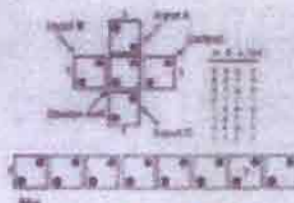
วนซ้ายและหมุนวนขวา คุณสมบัติทางควอนตัมของ อะตอมและโมเลกุลสามารถนำมาใช้เป็นองค์ประกอบ พื้นฐานของคอมพิวเตอร์ได้

ทรานซิสเตอร์ระดับอะตอมหรือโมเลกุลทำงานได้ โดยใช้อิเล็กตรอนเพียงตัวเดียว หรือในบางกรณีไม่ได้ อาศัยการเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนในการคำนวณหรือ จัดจำข้อมูลเลย แต่ใช้หลักพื้นฐานของแรงดึงดูดบีบแทน ควอนตัมคอมพิวเตอร์จึงนอกจากมีขนาดเล็กกว่าระดับนาโน เมตร (หนึ่งในล้านส่วนของมิลลิเมตร) แล้วยังแทบไม่ กินไฟฟ้า และทำงานได้เร็วมากด้วย

คอมพิวเตอร์ในอนาคตจึงอาจเล็กมากเท่าฝ่ามือ ใช้



เครื่องมือ MBE Molecular Beam Epitaxy ที่ใช้ในการศึกษาวิจัย โครงสร้างควอนตัมที่คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ควอนตัมดอทที่มีรูปแบบวงจรแบบวงแหวน



ควอนตัมดอทคู่ เพื่อทำงานเป็น Qubits

คอมพิวเตอร์ที่ใช้งานในปัจจุบันใช้ชิปไอซี ที่ประกอบด้วยทรานซิสเตอร์ล้านๆ ตัว ทำหน้าที่เป็นเหมือนสมอง และหน่วยความจำทรานซิสเตอร์ซึ่งเป็นองค์ประกอบ พื้นฐานของคอมพิวเตอร์แต่ละตัว มีขนาดขยับไม่ได้อีกเมตร (หนึ่งในพัน หรือหนึ่งในหมื่นส่วนของมิลลิเมตร) ประดิษฐ์ สร้างโดยเทคโนโลยีล่าสุดที่อาศัยหลักการของการย่นย่อ

แม้ชิปไอซีจะมีขนาดเล็กลงมากแล้วก็ตาม มันก็ยัง กินไฟฟ้ามากและมีขีดจำกัดในด้านความเร็วของ คอมพิวเตอร์อยู่ ถ้าท่านมีประสบการณ์คอมพิวเตอร์ ประเภทโน้ตบุ๊กอยู่บ้าง จะพบว่าการทำงานของแบตเตอรี่ ของคอมพิวเตอร์ต้องทำบ่อยพอสมควร และบางครั้ง การทำงานของคอมพิวเตอร์จะช้าหากข้อมูลที่ต้อง วิเคราะห์มีขนาดโต

ประเด็นในทัศนวิสัยควอนตัมคอมพิวเตอร์สำหรับอนาคต จึงได้แก่การพัฒนาคอมพิวเตอร์ที่ใช้หลักการใหม่ๆ เพื่อ ให้มีขนาดเล็กลงไปอีก กินไฟน้อยมาก และมีความเร็ว

แบบเตอร์ที่เกือบไม่ต้องหาไฟฟ้าเป็นเดือนๆ แต่ ทำงานได้รวดเร็วมาก คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ได้คิดตั้งเครื่องมือวิจัยล้ำยุคเพื่อ ศึกษาโครงสร้างควอนตัมมากกว่า 13 ปีแล้ว เพื่อค้นหา เทคนิคในการประดิษฐ์สร้างควอนตัมดอทที่มีขนาด นาโนเมตร ที่มีรูปแบบการเรียงตัวกันเป็นองค์ประกอบ พื้นฐานของควอนตัมคอมพิวเตอร์ตามหลักการควอนตัม เซลลูลาร์ออโตมาตา (Quantum Cellular Automata) และควอนตัมดอทคู่เพื่อใช้งานตามหลักการของสปิน ทรอนิกส์ (Spintronics)

งานวิจัยดังกล่าวเป็นงานวิจัยพื้นฐานสำหรับอนาคต ซึ่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัยในยุคเริ่มต้น และต่อจากนั้น ได้รับทุนสนับสนุนอย่างต่อเนื่องจากสำนักงานกองทุน สนับสนุนการวิจัย (สกว.) องค์การวิจัยด้านอวกาศ ของกองทัพอากาศสหรัฐอเมริกา และศูนย์นาโนเทคโนโลยีแห่งชาติซึ่งเป็นประโยชน์แก่วงการวิจัยของ ประเทศไทยต่อไปในอนาคต

๑ ศ.ดร.สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว ๑

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



ชิปทรอนิกส์ เทคโนโลยีใหม่ เพื่อพัฒนาสังคมประดิษฐ์ในอนาคต

ศ.ดร.สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว

ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า

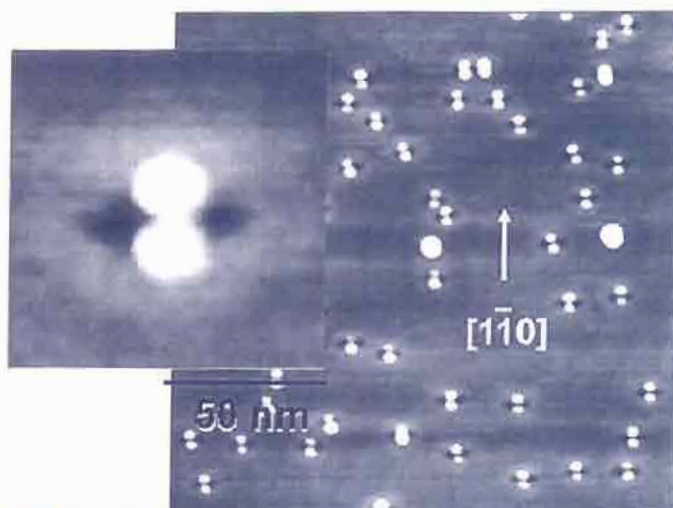
คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาฯ

"อิเล็กทรอนิกส์" เป็นศาสตร์ด้านวิศวกรรมไฟฟ้าที่ควบคุมการเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนในอุปกรณ์ไฟฟ้าทุกชนิดไม่ว่าจะเป็น คอมพิวเตอร์ โทรศัพท์ โทรทัศน์ วิทยุ เครื่องซักผ้า เตาไมโครเวฟ ตลอดจนอุปกรณ์ไฟฟ้าในสำนักงานในโรงงานอุตสาหกรรม ฯลฯ ขนาดของชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์ถูกย่อส่วนให้มีขนาดเล็กจิ๋วจนถึงระดับนาโนเมตร (๑ ในล้านส่วนของมิลลิเมตร) จึงเกิดศาสตร์ใหม่เรียกว่า "นาโนอิเล็กทรอนิกส์" อุปกรณ์ชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์ในอนาคตจะมีขนาดเล็กมากในระดับอะตอมและโมเลกุล สามารถควบคุมการเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนเพียงตัวเดียว

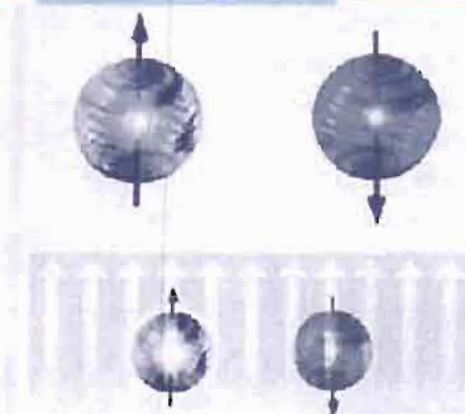
พลังงานของอิเล็กตรอนในอะตอมมีลักษณะเป็นค่าโดด กำหนดโดยค่าควอนตัม ตามกฎเกณฑ์ของควอนตัมฟิสิกส์ ซึ่งเป็นแนวคิดทางฟิสิกส์แบบใหม่ที่พัฒนาในช่วงปี ค.ศ. ๑๙๕๐ - ๑๙๗๐ โดยไฮน์สไตน์ ไชน์เบิร์ก ฟายน์แมน ฯลฯ การเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนซึ่งมีประจุไฟฟ้าลบในอะตอมมีลักษณะเป็นวงโคจรรอบนิวเคลียสและยังหมุนรอบตัวเอง เช่นเดียวกับลูกข่าง เรียกว่า "สปิน"

การหมุนรอบตัวเองของอิเล็กตรอนนั้นมีเพียง ๒ ลักษณะ คือหมุนควงซ้าย และหมุนควงขวา ค่าควอนตัมของสปินจึงมีเพียง $+\frac{1}{2}$ และ $-\frac{1}{2}$ ประจุไฟฟ้าที่หมุนควงนี้ทำให้เกิดขั้วแม่เหล็กได้ เมื่ออยู่ในสนามแม่เหล็กจากภายนอก พลังงานของอิเล็กตรอนที่หมุนควงซ้ายและหมุนควงขวาจึงมีค่าไม่เท่ากัน แล้วแต่ทิศทางของสนามแม่เหล็ก แนวคิดนี้จึงนำมาสู่การใช้อิเล็กตรอนสปิน แทน "๐" และ "๑" หรือ "คิวบิต" (Qubit) ซึ่งเป็นพื้นฐานของควอนตัมคอมพิวเตอร์ในอนาคต กลุ่มวิจัยด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์ที่คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ได้ศึกษาโครงสร้างควอนตัมดอทที่ควบคุมอิเล็กตรอนเดี่ยวได้ มีการศึกษาโครงสร้างควอนตัมดอทคู่ เพื่อให้อิเล็กตรอนเดี่ยวแต่ละตัวมี "สปิน" ต่างกันจึงสามารถทำงานเป็น "คิวบิต" ซึ่งจะนำไปใช้ประกอบเป็นองค์ประกอบพื้นฐานของคอมพิวเตอร์ยุคใหม่ได้ งานวิจัยเกี่ยวกับควอนตัมดอทคู่นี้เป็นความร่วมมือกับ ศ.ชาร์ล ทุแห่งมหาวิทยาลัยแคลิฟอร์เนียที่ซานดิเอโก

ควอนตัมดอทคู่นี้ทำจากสารประกอบกึ่งตัวนำอินเดียมอาเซไนด์และแกลเลียมอาเซไนด์ โดยเทคนิคการปลูกผลึกในระดับนาโนเมตรด้วยลำโมเลกุล สารประกอบกึ่งตัวนำในตระกูลแกลเลียมอาเซไนด์นี้ทำให้อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์มากมาย เช่น ชิปไอซีความเร็วสูง



อะตอมเดี่ยวถูกปลูกสร้างด้วยเทคนิค Molecular Beam Epitaxy และอาจเป็นได้เป็น "คิวบิต" ศึกษาหลักการของอิเล็กตรอนเดี่ยว



อิเล็กตรอนสปินเป็นการหมุนควงซ้าย (สปินขึ้น) และหมุนควงขวา (สปินลง) ของประจุไฟฟ้า ทำให้เกิดขั้วแม่เหล็กขึ้น จึงมีขั้วขั้วต่างกันเมื่อถูกกระทำจากสนามแม่เหล็กภายนอก

ที่ใช้ในคอมพิวเตอร์และโทรศัพท์มือถือ เลเซอร์ไดโอดที่ใช้งานสื่อสารผ่านเส้นใยแสง และเซลล์แสงอาทิตย์ประสิทธิภาพสูง เป็นต้น การผสมเติมธาตุแมงกานีส (Mn) เข้าไปในสารประกอบกึ่งตัวนำชนิดนี้ทำให้ได้สารตัวใหม่คือ แกลเลียมแมงกานีสอาเซไนด์ (Gallium Manganese Arsenide: GaMnAs) ซึ่งเป็นสารประกอบกึ่งตัวนำที่มีคุณสมบัติทางแม่เหล็ก (Magnetic Semiconductor) จึงสามารถใช้คุณสมบัติของอิเล็กตรอนสปินได้อย่างเต็มที่ นับเป็นการบุกเบิกศาสตร์ใหม่ที่เรียกว่า "สปินทรอนิกส์" ซึ่งจะมีความรู้ใหม่ในวงการอิเล็กทรอนิกส์และจะทำให้เราสามารถพัฒนาสิ่งประดิษฐ์ใหม่ๆ ในอนาคตได้

งานวิจัยพื้นฐานข้างต้นเป็นส่วนหนึ่งของโครงการที่ได้รับการสนับสนุนจากสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย (สกว.) ศูนย์นาโนเทคโนโลยีแห่งชาติ ศูนย์วิจัยพัฒนาด้านอวกาศของกองทัพอากาศสหรัฐอเมริกา และจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

Solar Cell

เซลล์แสงอาทิตย์เป็นอุปกรณ์ที่ใช้ผลิตกระแสไฟฟ้าจากแสงอาทิตย์โดยไม่ต้องใช้เชื้อเพลิงอื่นใด ทำให้มีความเหมาะสมในการนำไปใช้กับชนบทที่อยู่ห่างไกลจากระบบสายส่งไฟฟ้ากำลัง ตลอดจนในพื้นที่ที่ทุรกันดาร เช่น บนเกาะ บนภูเขาสูง หรือในป่า ซึ่งไม่สามารถนำเครื่องกำเนิดไฟฟ้าชนิดอื่นเข้าไปใช้งานได้

เซลล์แสงอาทิตย์ถูกนำมาใช้งานครั้งแรกในประเทศไทยก่อนปี 1970 ในโครงการแพทย์อาสาของสมเด็จพระบรมราชชนนี โดยใช้งานเป็นแหล่งกำเนิดไฟฟ้าที่จำเป็นสำหรับหน่วยแพทย์เคลื่อนที่ที่เข้าไปทำงานในชนบทและแหล่งทุรกันดาร ส่วนใหญ่จะใช้กับอุปกรณ์สื่อสารเพื่อติดต่อด้านข้อมูลการแพทย์ และใช้กับตู้เย็นสนามเพื่อเก็บยาและวัคซีน คุณค่าของเซลล์แสงอาทิตย์จึงมีประโยชน์ต่อการช่วยเหลือด้านการสาธารณสุขของชาวชนบท โดยนำพระทัยของสมเด็จพระย่าจนจบเท่าทุกวันนี้

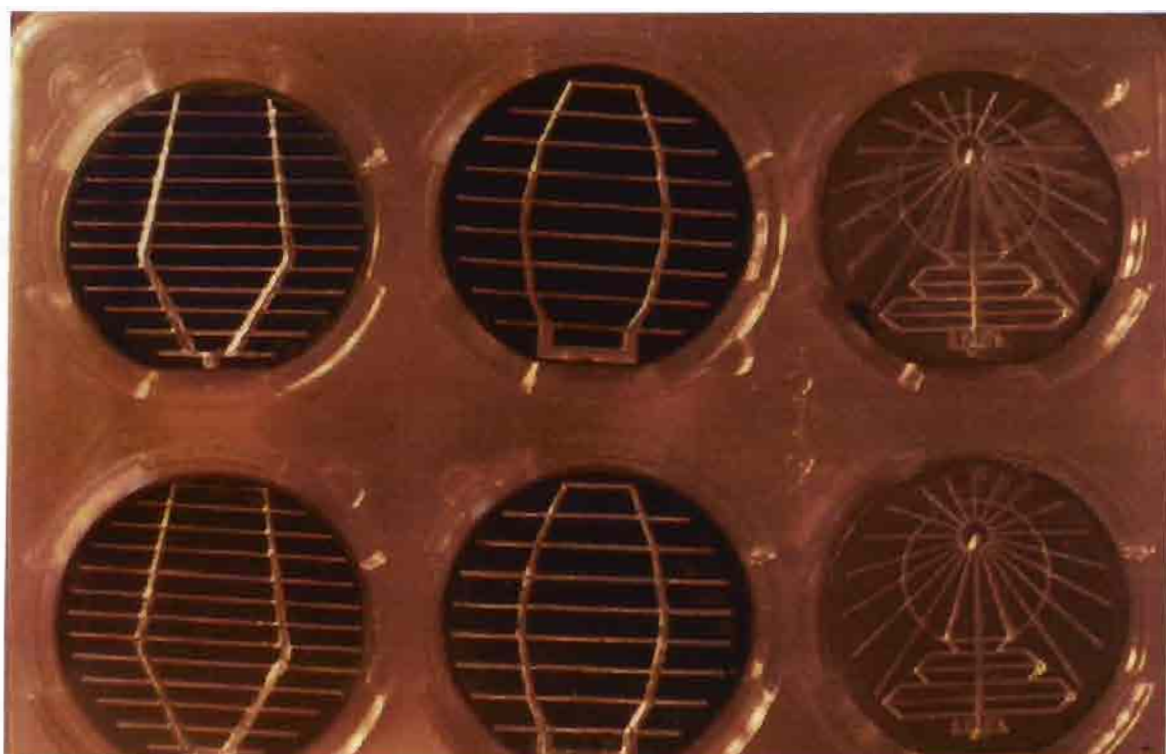
หลังปี 1973 เมื่อเกิดวิกฤตการณ์พลังงานครั้งแรก หลังโอเปคร่วมตัวกันขึ้นราคาน้ำมัน ทำให้เกิด Oil Shock กระจายไปทั่วโลก จึงเป็นสัญญาณเตือนให้มวลมนุษยชาติเริ่มตระหนักปัญหาด้านพลังงาน และเริ่มมองหาแหล่งพลังงานใหม่ๆ โดยเฉพาะพลังงานนอกกรอบแบบ เช่น พลังงานแสงอาทิตย์ การพัฒนาเซลล์แสงอาทิตย์จึงเริ่มได้รับความสนใจอย่างจริงจัง

ผู้เขียนได้กลับมารับราชการ เป็นอาจารย์ที่คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ในปี 1974 และจัดตั้งห้องปฏิบัติการวิจัยสิ่งประดิษฐ์สารกึ่งตัวนำขึ้น เพื่อศึกษาวิจัยการใช้ประโยชน์ของสารกึ่งตัวนำชนิดซิลิกอนสำหรับงานด้านวิศวกรรมไฟฟ้าอิเล็กทรอนิกส์ เนื่องจากซิลิกอนเป็นวัสดุสำคัญในการผลิตเป็นเซลล์แสงอาทิตย์ได้ด้วย ผู้เขียนจึงได้เลือกหัวข้อวิจัยเซลล์แสงอาทิตย์เป็นแนวทางหลักของการดำเนินการตั้งแต่นั้นปี 1975 จนถึงปัจจุบัน (ปี 2006)

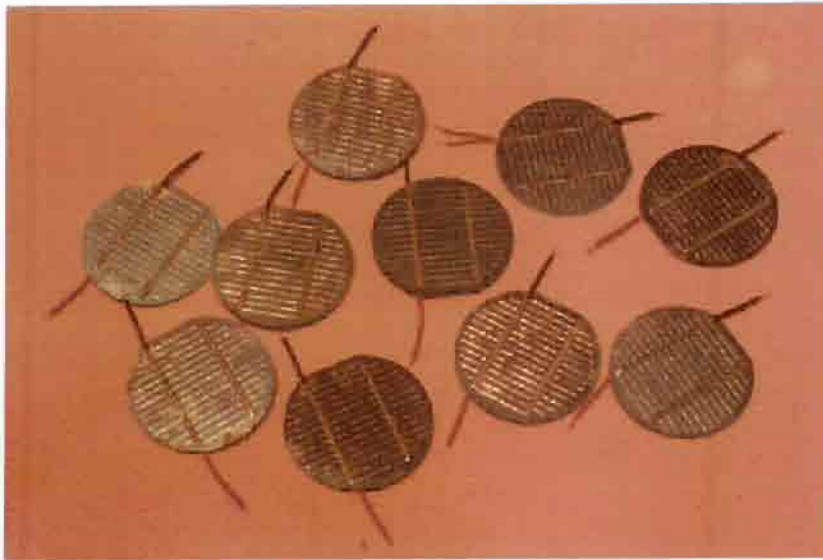
เซลล์แสงอาทิตย์ที่พัฒนาในช่วงปี 1975-1985 เน้นการใช้วัสดุเริ่มต้นที่เป็นผลึกซิลิกอนทั้งผลึกเดี่ยวและผลึกย่อยในการทำเซลล์แสงอาทิตย์ แม้ว่าเซลล์แสงอาทิตย์ที่ทำจากผลึกซิลิกอนจะมีคุณภาพดีในเชิงประสิทธิภาพ (12-15%) และมีความคงทน (อายุใช้งานเกินกว่า 25 ปี) แต่ก็มีราคาแพง ทำให้การประยุกต์ใช้งานมีขีดจำกัด ไม่ได้รับความนิยมนแพร่หลาย เพราะประชาชนทั่วไปไม่มีกำลังซื้อ ทำให้โครงการเซลล์แสงอาทิตย์ส่วนใหญ่เป็นงานของภาครัฐ เช่น การใช้งานกับสถานีวิจัยขององค์การโทรศัพท์ที่อยู่ในท้องถิ่นทุรกันดารกระจายอยู่ทั่วประเทศ การใช้งานในระบบผลิตพลังงานไฟฟ้าจากแสงอาทิตย์เพื่อใช้อัดประจุของแบตเตอรี่ในหมู่บ้านชนบทที่ไม่มีไฟฟ้าใช้ของหน่วยงานด้านการพัฒนาชนบทของประเทศ



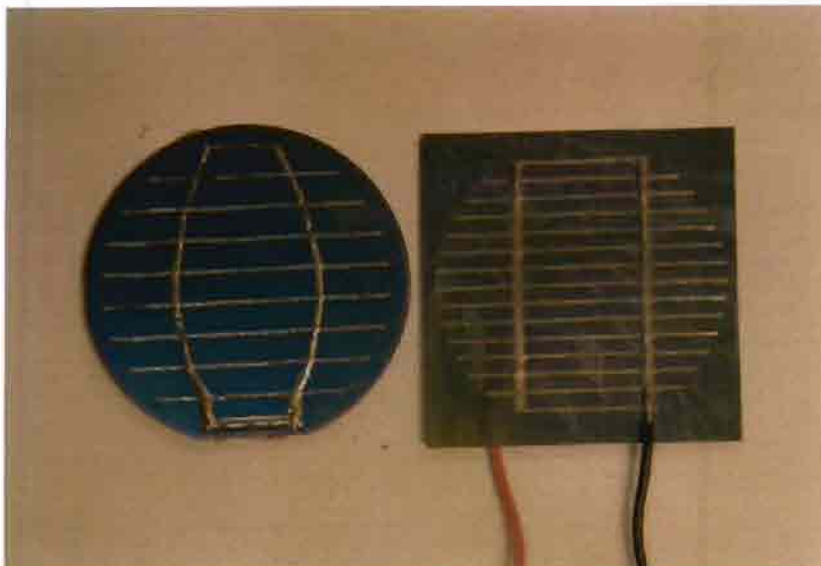
เครื่องมือวิจัยด้านซิลิกอนเทคโนโลยีที่ คณะวิศวกรรมฯ จุฬาฯ



เซลล์แสงอาทิตย์ชนิดผลึกซิลิกอนที่สร้างเป็นครั้งแรก ที่ คณะวิศวกรรมฯ จุฬาฯ



เซลล์แสงอาทิตย์ชนิด
ซิลิกอนที่ทดลองผลิต
จำนวนมาก



เซลล์แสงอาทิตย์ชนิด
ผลึกเดี่ยวและผลึกย่อย
ของซิลิกอน



แผงเซลล์แสงอาทิตย์ที่
สร้างขึ้นที่ คณะวิศวกรรมฯ
จุฬาฯ



ระบบเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีระบบติดตามตำแหน่งของพระอาทิตย์



การใช้เซลล์แสงอาทิตย์กับแสงความเข้มสูง



การใช้เซลล์แสงอาทิตย์ในการอัดประจุ
แบตเตอรี่ใช้งานในชนบท



การใช้เซลล์แสงอาทิตย์กับหมู่บ้านในชนบท



สถานีไฟฟ้าพลังงานแสงอาทิตย์

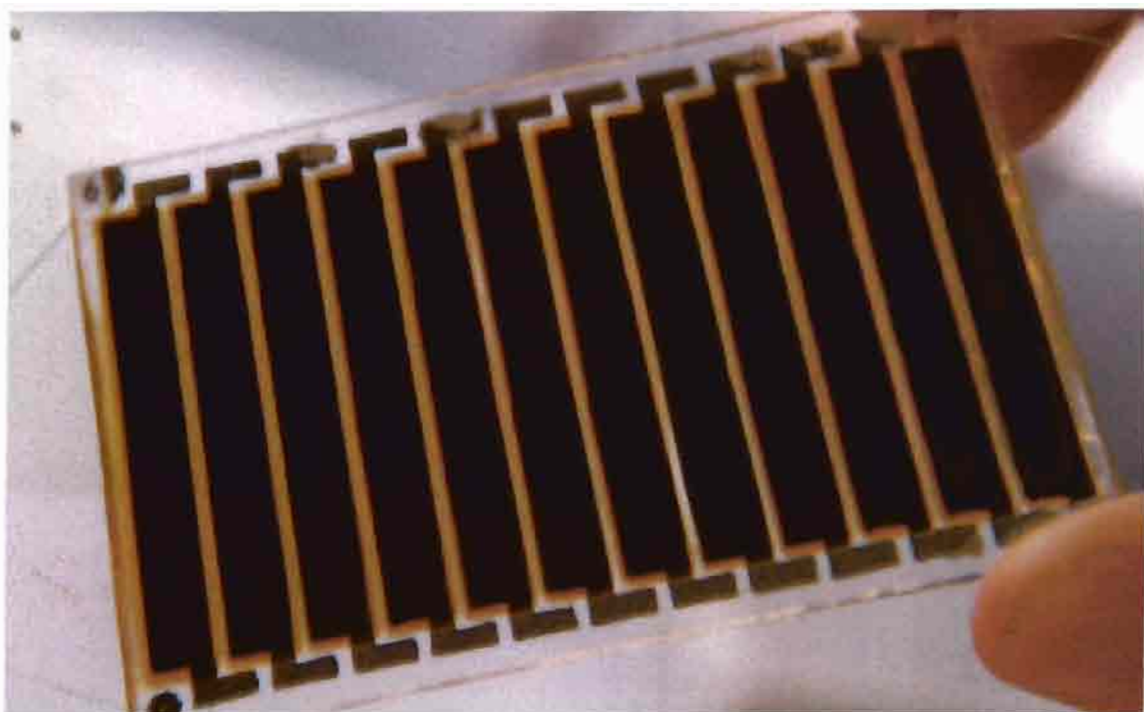
เพื่อลดต้นทุนการผลิตของเซลล์แสงอาทิตย์ให้ต่ำลง ในช่วงปี 1985-1995 งานวิจัยด้านเซลล์แสงอาทิตย์ที่คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย จึงมุ่งมาที่การใช้วัสดุฟิล์มบางของซิลิกอน เพื่อผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ราคาถูก เนื่องจากใช้วัสดุสารกึ่งตัวนำปริมาณน้อยในรูปของฟิล์มบางที่เคลือบบนแผ่นกระจก หรือแผ่นโลหะ จึงเป็นเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีลักษณะพิเศษ เช่น โปร่งแสง และสามารถม้วนงอได้ จึงเหมาะสมสำหรับการใช้งานกับเครื่องใช้ไฟฟ้าหลายชนิด โดยเฉพาะอุปกรณ์ไฟฟ้าที่กินไฟฟ้าน้อย เช่น เครื่องคิดเลข นาฬิกาข้อมือ เซลล์แสงอาทิตย์ชนิดฟิล์มบางซิลิกอน จึงมีการประยุกต์อย่างกว้างขวาง และเข้าอยู่ในชีวิตประจำวันของประชาชนมากขึ้น โดยที่หลายคนอาจจะนึกไม่ถึง เช่น ไฟกระพริบตามพื้นถนน ตามทางแยก ซึ่งต้องใช้เซลล์แสงอาทิตย์เป็นแหล่งจ่ายพลังงานทั้งสิ้น แม้ว่าเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดฟิล์มบางซิลิกอนจะมีราคาถูกลง แต่ก็มีปัญหาด้านประสิทธิภาพ (8-10%) ที่ค่อนข้างต่ำ และมีอายุการใช้งานที่สั้น (5-10 ปี) จึงยังไม่สามารถนำไปใช้ผลิตกำลังไฟฟ้าที่มีขนาดใหญ่ ๆ ได้



ระบบปลูกฟิล์มบางของซิลิกอนที่ คณะวิศวฯ จุฬาฯ



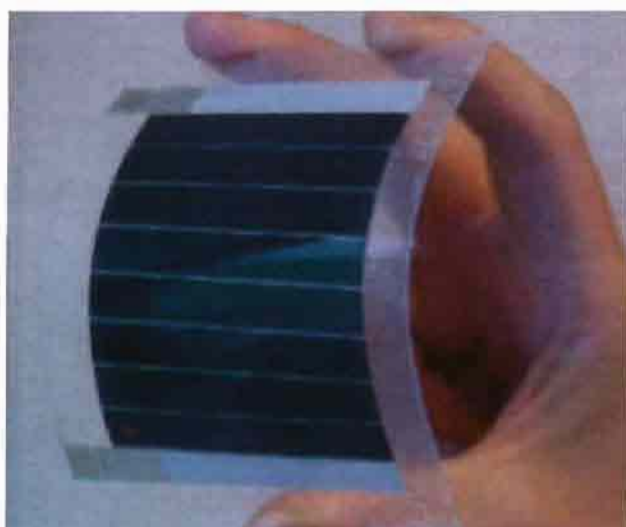
เซลล์แสงอาทิตย์แบบฟิล์มบางใช้กับเครื่องคิดเลข



เซลล์แสงอาทิตย์แบบฟิล์มบางที่ปลูกบนกระจก



เซลล์แสงอาทิตย์แบบโปร่งแสง



แผงเซลล์แสงอาทิตย์ที่โค้งงอได้



เซลล์แสงอาทิตย์แบบฟิล์มบางจะงอได้



การใช้กับไฟกระพริบที่ติดตั้งตามทางแยกในกทม



ไฟกระพริบจะทำงานเมื่อพระอาทิตย์ตกดิน



ไฟกระพริบใช้เซลล์แสงอาทิตย์เป็นแหล่งจ่ายไฟ

ในช่วงปี 1985-1995 เดียวกันนี้เอง ผู้เขียนได้พัฒนาเทคโนโลยีด้านสารประกอบกึ่งตัวนำขึ้น โดยใช้วัสดุ GaAs (แกเลียมอาร์เซไนด์) ซึ่งจะเป็นวัสดุเริ่มต้นสำหรับเซลล์แสงอาทิตย์ประสิทธิภาพสูง (20-25%) แต่มีราคาแพงกว่าผลึกซิลิกอนประมาณ 50 เท่า เซลล์แสงอาทิตย์ที่ใช้แกเลียมอาร์เซไนด์นี้เหมาะสมกับการใช้งานในอวกาศ เพื่อใช้เป็นแหล่งกำเนิดไฟฟ้า แก่ ความเข็มและยานอวกาศ ตลอดจนสถานีอวกาศ เพราะเป็นเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีสมรรถนะสูง ใช้งานกับแสงอาทิตย์ความเข้มสูง และอุณหภูมิสูงได้ดี นอกจากนี้ยังมีความคงทนต่ออนุภาคพลังสูง ที่มีอยู่มากในอวกาศด้วย ตัวอย่างการใช้งานของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดแกเลียมอาร์เซไนด์บนพื้นโลกได้แก่การใช้กับระบบรวมแสง (100-500 suns) จึงอาจสามารถลดต้นทุนการผลิตไฟฟ้าจากแสงอาทิตย์ลงได้ทางหนึ่ง เพราะใช้เซลล์แสงอาทิตย์ที่มีขนาดเล็ก แต่มีประสิทธิภาพสูงในการแปลงพลังงานจากแสงอาทิตย์ความเข้มสูงได้ ระบบรวมแสงนี้เป็นเทคโนโลยีใหม่เพราะต้องมีการติดตามตำแหน่งของดวงอาทิตย์ในขณะที่ใช้งานด้วย



เครื่องปลูกผลึกสารประกอบกึ่งตัวนำที่ คณะวิชา จุฬาฯ



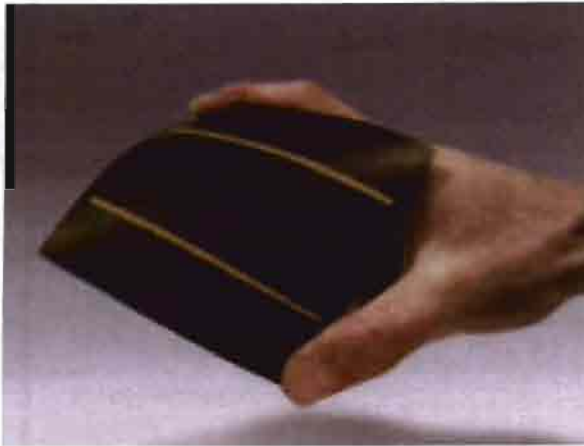
Sputnik ดาวเทียมดวงแรกของโลกสร้างโดยประเทศรัสเซีย



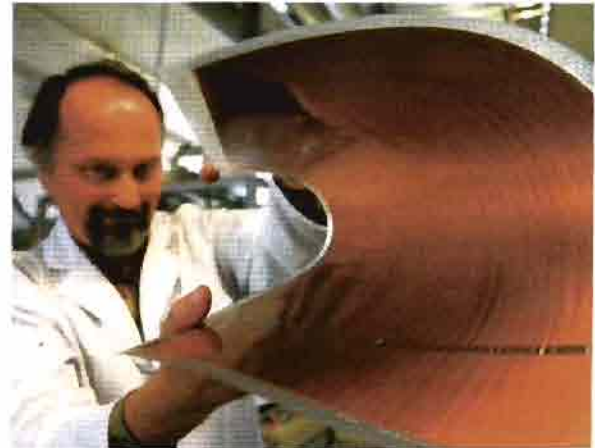
Vanguard I ดาวเทียมดวงแรกของ
สหรัฐอเมริกาที่ใช้เซลล์แสงอาทิตย์



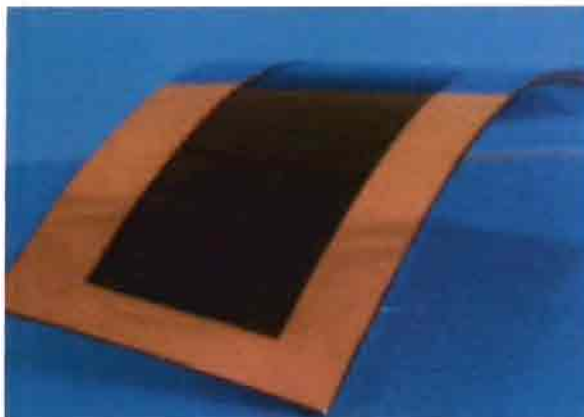
กล้อง Hubble ต้องใช้แผงเซลล์แสงอาทิตย์พับได้



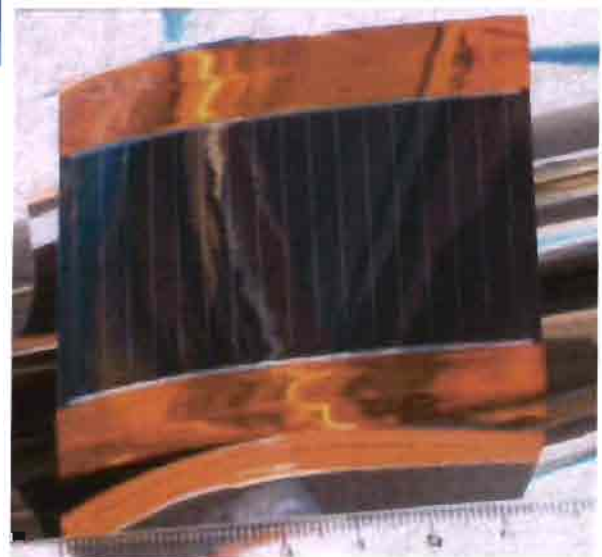
แผงเซลล์แสงอาทิตย์โค้งงอได้



แผงเซลล์แสงอาทิตย์ที่พับได้



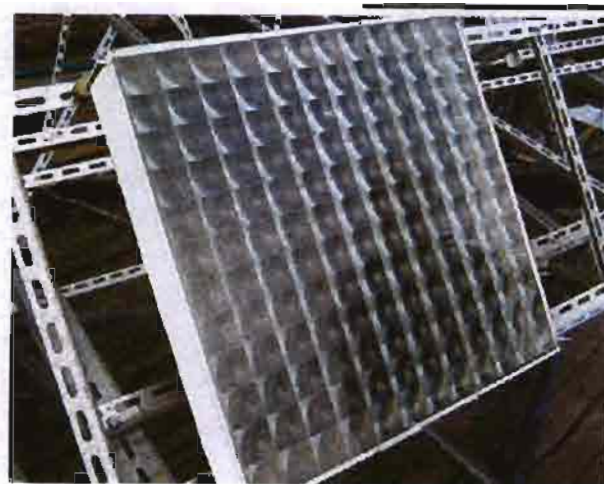
แผงเซลล์แสงอาทิตย์บนแผ่นโลหะ



แผงเซลล์แสงอาทิตย์บนแผ่นฟอยล์



การใช้แผงเซลล์แสงอาทิตย์กับสถานีอวกาศ



เซลล์แสงอาทิตย์ที่ใช้งานกับแสงความเข้มสูง



ระบบรวมแสง



แผงเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีระบบติดตามตำแหน่งของดวงอาทิตย์



ระบบติดตามตำแหน่งของดวงอาทิตย์

ในปี 1993 ผู้เขียนได้ติดตั้งเครื่องมือปลูกผลึกการประกอบกึ่งตัวนำชนิดแกเลียมอาร์เซไนด์ ด้วยลำโมเลกุล (Molecular Beam Epitaxy) จึงสามารถศึกษาโครงสร้างผลึกขนาดจัวในระดับนาโนเมตรได้ และได้เสนอแนวคิดที่จะนำโครงสร้างระดับนาโนมาใช้กับเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีประสิทธิภาพสูง (30-40%) ซึ่งเป็นงานวิจัยระดับแนวหน้า และเป็นงานบุกเบิกด้านเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดใหม่ โครงสร้างนาโนที่ใช้ได้แก่ ควอนตัมดอทซึ่งเป็นสารประกอบกึ่งตัวนำขนาดจัวทำจากอินเดียมอาร์เซไนด์ (InAs) ที่ก่อตัวขึ้นเองบนผลึกฐาน GaAs ด้วยเทคนิค Molecular Beam Epitaxy ภายในสภาพสุญญากาศที่ต่ำยิ่งยวด (10^{-12} Torr)

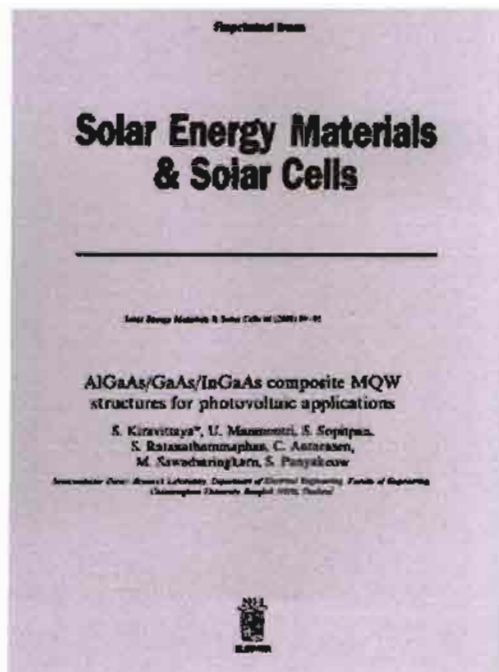
ในปี 2006 หลังจากทำงานวิจัยอย่างต่อเนื่องมากกว่า 12 ปี เพื่อเรียนรู้ศาสตร์ในด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์ ผู้เขียนจึงประสบความสำเร็จในการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีโครงสร้างนาโน เรียกว่า เซลล์แสงอาทิตย์ชนิดควอนตัมดอทโมเลกุล ซึ่งมีประสิทธิภาพสูง (26 %) และเป็นเซลล์แสงอาทิตย์ที่ใช้งานได้ดีกับแสงความเข้มสูง เนื่องจากการนำเอาโครงสร้างนาโนมาใช้งาน ประสิทธิภาพในทางทฤษฎีของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดควอนตัมดอทนี้มีค่าสูงถึง 63 % จึงยังมีช่องทางที่จะพัฒนาได้อีกมาก นับเป็นงานบุกเบิกที่น่าท้าทายยิ่ง



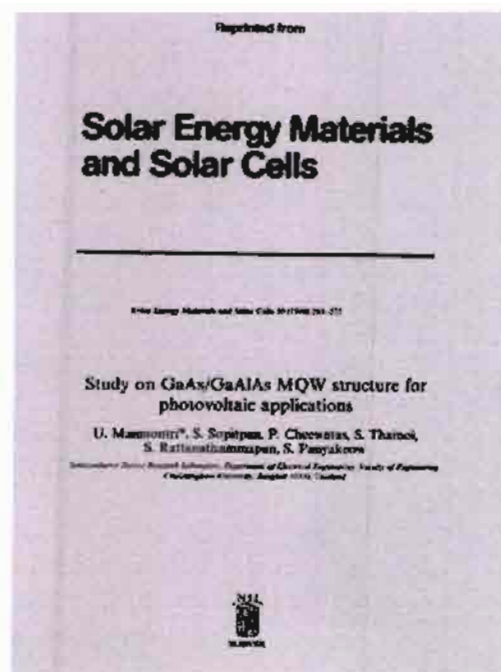
เครื่องปลูกผลึกด้วยลำโมเลกุลที่ คณะวิศวะฯ จุฬาฯ



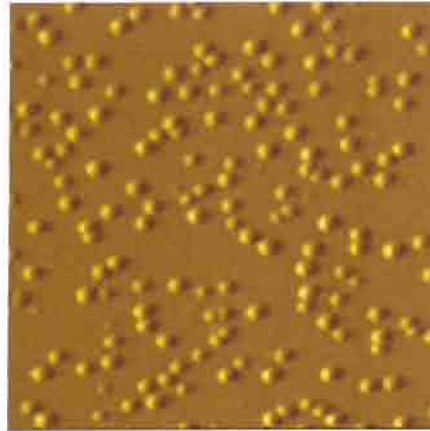
เครื่องปลูกผลึกด้วยลำโมเลกุลเพื่อใช้ทำโครงสร้างควอนตัม



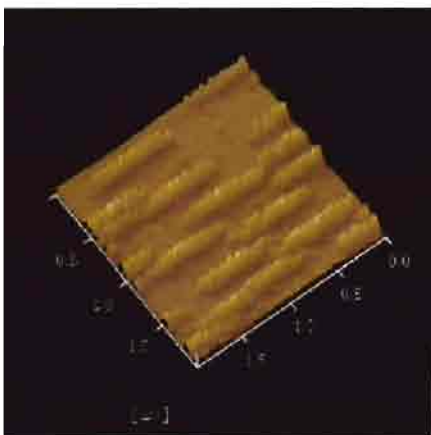
แนวคิดการใช้โครงสร้างควอนตัมกับ
เซลล์แสงอาทิตย์



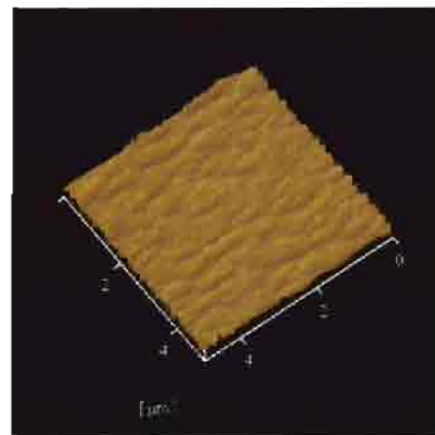
เซลล์แสงอาทิตย์ที่ใช้โครงสร้างควอนตัมเวลล์



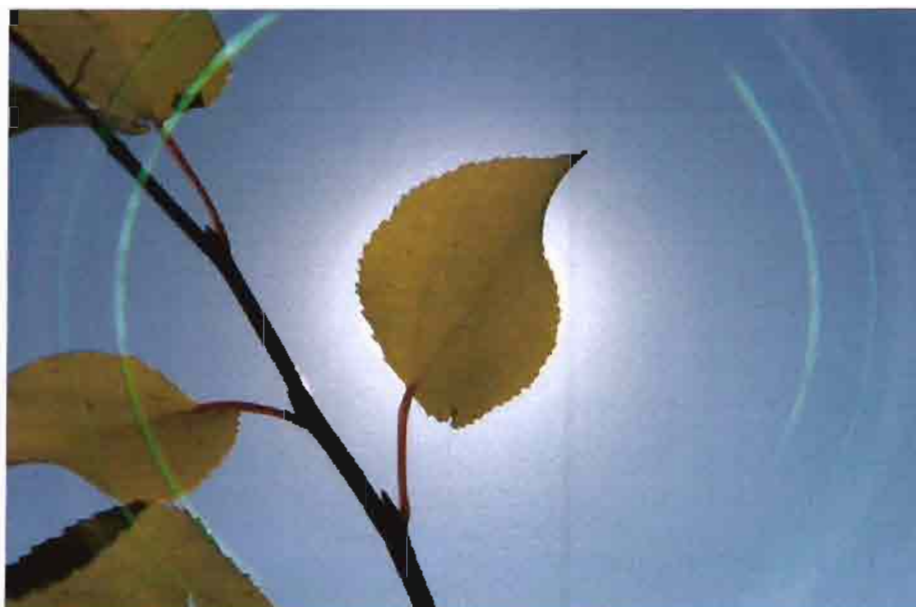
โครงสร้างควอนตัมคอต



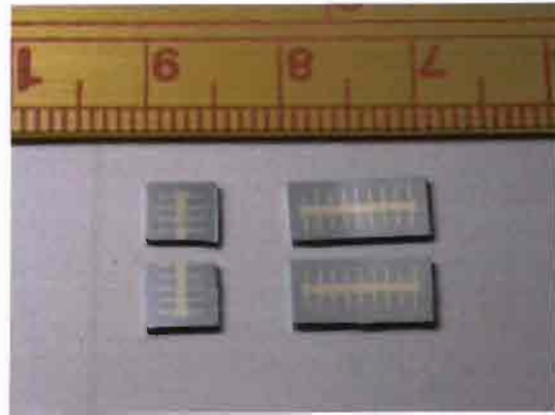
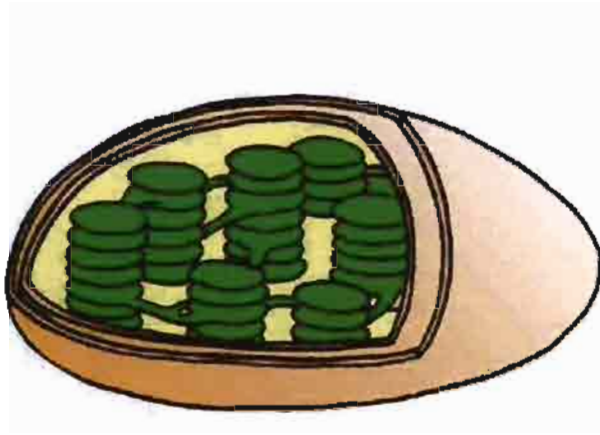
โครงสร้างควอนตัมคอตโมกุล



โครงสร้างควอนตัมคอตโมเลกุลที่มีความหนาแน่นสูง

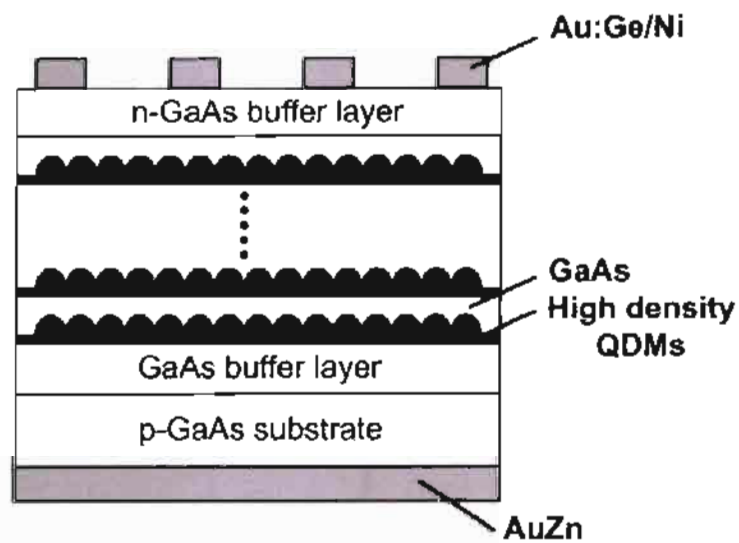


ใบไม้ใช้คลอโรฟิลล์ในการสังเคราะห์แสง

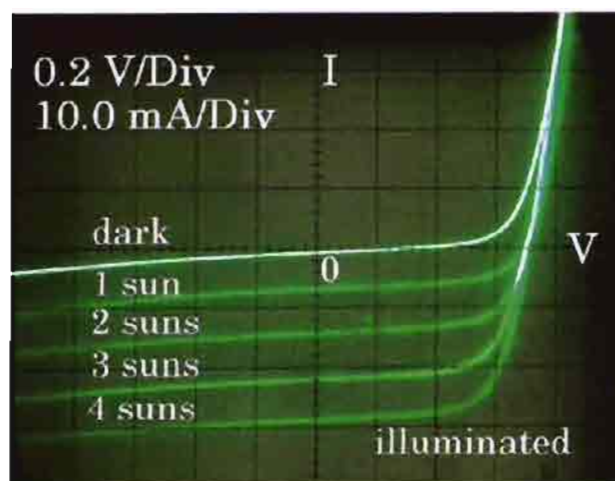


โคลโรฟิลล์มีโครงสร้างคล้ายควอนตัมดอทซ้อน

เซลล์แสงอาทิตย์ชนิดควอนตัมดอทโมเลกุล



โครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดควอนตัมดอทโมเลกุล



เซลล์แสงอาทิตย์ควอนตัมดอทโมเลกุลใช้งานได้ดีกับแสงความเข้มสูง

คู่ขนานกับการวิจัยเพื่อพัฒนาตัวเซลล์แสงอาทิตย์ในประเทศไทย กิจกรรมที่สำคัญอีกประการหนึ่ง คือการนำเซลล์แสงอาทิตย์มาประยุกต์ใช้งานในประเทศไทย ซึ่งเริ่มต้นจากการใช้เป็นแหล่งจ่ายพลังงานไฟฟ้าแก่หน่วยแพทย์เคลื่อนที่ตามที่กล่าวถึงในตอนต้นแล้ว ยังมีการใช้งานในลักษณะเดียวกันในกองทัพ โดยเฉพาะการใช้แผงเซลล์แสงอาทิตย์แบบพับได้เพื่อเป็นแบตเตอรี่สนามสำหรับเครื่องมือสื่อสารทางทหาร องค์การโทรศัพท์แห่งประเทศไทยเป็นหน่วยงานที่ใช้ระบบเซลล์แสงอาทิตย์สำหรับเป็นแหล่งจ่ายไฟฟ้าแก่สถานีทวนสัญญาณ ซึ่งกระจายอยู่ทั่วประเทศเป็นจำนวนหลายร้อยแห่ง โดยเฉพาะสถานีทวนสัญญาณที่อยู่บนภูเขาสูง หรือบนเกาะซึ่งเป็นสถานที่ที่นำพลังงานชนิดอื่นไปใช้ลำบาก หน่วยงานด้านจัดหาพลังงานไฟฟ้าหลายแห่ง เช่น การไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทย การไฟฟ้าภูมิภาค และสำนักงานพลังงานแห่งชาติ ก็มีการนำระบบเซลล์แสงอาทิตย์ไปใช้เป็นสถานีผลิตไฟฟ้าข้อย่อย ทั้งที่เป็นระบบโดดเดี่ยว (Stand-Alone) หรือระบบเสริมเครือข่ายไฟฟ้า (Grid Connected) เพื่อจ่ายไฟฟ้าใช้ในชนบทที่อยู่ห่างไกลจากระบบสายส่งไฟฟ้ากำลังด้วย ในหลาย ๆ แห่งมีการติดตั้งระบบเซลล์แสงอาทิตย์เพื่อเป็นสถานีอัดประจุสำหรับบริการการชาร์จแบตเตอรี่แก่ชาวบ้านอีกด้วย

ในช่วงต้น ตลาดการใช้งานระบบเซลล์แสงอาทิตย์มักเน้นไปที่ชนบทที่อยู่ห่างไกล แต่ในปัจจุบันเริ่มมีการใช้งานในเมืองอย่างกว้างขวางขึ้น โดยเฉพาะการใช้งานในลักษณะที่เชื่อมโยงกับระบบสายส่งไฟฟ้ากำลัง ๆ ที่ได้ดำเนินการนำร่องโดยการไฟฟ้าฝ่ายผลิตแห่งประเทศไทย จึงเริ่มมีการใช้งานกับบ้านพักอาศัยในเมือง เช่น ในกรุงเทพฯ การใช้งานกับสำนักงาน และศูนย์การค้า ห้างสรรพสินค้า ตลอดจนการใช้งานลักษณะพิเศษ เช่น การอัดแบตเตอรี่ของรถไฟฟ้า การใช้เป็นตัวจ่ายไฟฟ้าแก่ ระบบปิดเปิดประตูบ้าน เสาไฟฟ้าแสงสว่าง ระบบไฟสัญญาณต่างๆ ระบบโทรศัพท์มือถือ ฯลฯ ปัจจุบันมีการนำเซลล์แสงอาทิตย์มาใช้งานในประเทศไทยมากถึง 30 เมกกะวัตต์ ซึ่งอาจจะเป็นจำนวนน้อยอยู่เพื่อเทียบกับปริมาณไฟฟ้าที่ใช้ทั้งหมด แต่ในยุคน้ำมันแพง สงครามในตะวันออกกลางยังครุกรุ่น การคิดค้นหาแหล่งพลังงานนอกกรอบแบบ โดยเฉพาะพลังงานแสงอาทิตย์ที่ใช้เซลล์แสงอาทิตย์เป็นอุปกรณ์แปลงพลังงาน อาจจะเป็นทางเลือกหนึ่งที่ไม่ควรมองข้าม



การใช้ระบบเซลล์แสงอาทิตย์
กับบ้านที่อยู่อาศัยในเมือง



การปิดเปิดประตูบ้านด้วยพลังงานแสงอาทิตย์



ระบบจรวจพลังงานแสงอาทิตย์



เสาไฟฟ้าพลังงานแสงอาทิตย์



การใช้ระบบเซลล์แสงอาทิตย์กับที่ทำงาน



ห้องทำงานที่ใช้พลังงานแสงอาทิตย์



บ่อปลาที่ใช้พลังงานแสงอาทิตย์เติมออกซิเจนในน้ำ



ปลาที่เลี้ยงด้วยพลังงานแสงอาทิตย์

“แสงอาทิตย์เป็นของขวัญจากธรรมชาติที่มอบให้แก่มวลมนุษย์ หากเราใช้ปัญญาในการแสวงหา”

สมศักดิ์ ปิณฑานแก้ว

ฐานรากชีวิตที่ยั่งยืน

การวิจัยพื้นฐานเป็นรากฐานของสังคมที่พัฒนาได้อย่างยั่งยืน วิทยาศาสตร์เทคโนโลยีเป็นเสาหลักหนึ่งที่จำเป็นของสังคมยุคใหม่ การไม่เข้าพื้นฐานขององค์ความรู้ ทำให้มีการใช้วิทยาศาสตร์เทคโนโลยีอย่างผิด ๆ ทำให้เกิดผลด้านลบ เช่น สิ่งแวดล้อมและของเสียอันตรายต่าง ๆ ที่รุนแรงขึ้น การเรียนรู้อย่างผิวเผินทำให้ต้องซื้อเทคโนโลยีมากกว่าการสร้างเทคโนโลยีเอง ทำให้กลายเป็นทาสเทคโนโลยี สังคมที่เป็นทาสย่อมพัฒนาอย่างยั่งยืนไม่ได้

สังคมไทยในยุคปัจจุบันไม่สามารถปฏิเสธการใช้วิทยาศาสตร์เทคโนโลยีได้ เพราะระบบเศรษฐกิจและสังคมของไทยเป็นระบบเปิดค่อนข้างเสรี การไหลเข้าของเทคโนโลยีใหม่ ๆ มีอัตราสูง และสังคมไทยในปัจจุบันก็รับเทคโนโลยีค่อนข้างเร็ว ทำให้เกิดอาการสับสนทางเทคโนโลยีขึ้น

เทคโนโลยีส่วนใหญ่ถูกนำเข้ามาใช้โดยไม่มีความเข้าใจพื้นฐานที่ถูกต้อง จึงเกิดการเอาเปรียบทางเทคโนโลยีขึ้น ตัวอย่างที่ชัดเจนได้แก่ การใช้โทรศัพท์มือถือ และคอมพิวเตอร์ที่เริ่มครอบคลุमประชากรทุกหมู่เหล่าทุกเพศทุกวัย ค่าใช้จ่ายของคนส่วนใหญ่ต้องนำมาใช้จ่ายกับเทคโนโลยีเหล่านี้อย่างมหาศาล ทำให้เศรษฐกิจของประเทศ เปรียบเพราะสร้างเทคโนโลยีเหล่านี้เองไม่ได้ การเอาเปรียบในสังคมเป็นสาเหตุหนึ่งของความไม่ยั่งยืน และความไม่พอเพียงทางเทคโนโลยี ส่งผลให้ทั้งเศรษฐกิจและสังคมของประเทศอยู่ในสภาพอ่อนแอ

การวิจัยพื้นฐานถูกมองว่าเป็นการทำงานที่ผลงานขึ้นหิ้ง ไม่มีประโยชน์ต่อสังคม นั้นเป็นทัศนคติที่แคบและมองไม่ทะลุถึงอนาคตระยะยาวของประเทศ การวิจัยพื้นฐานส่วนใหญ่ทำกันในมหาวิทยาลัย ดังนั้นผลผลิตของงานวิจัยคือการสร้างคน มิใช่การสร้างผลิตภัณฑ์ การสร้างคนที่เข้าใจความสำคัญของพื้นฐานทางวิทยาศาสตร์ และเทคโนโลยีให้มีจำนวนมาก จนเป็นมวลวิกฤต จะสามารถช่วยให้ประเทศพัฒนาอย่างยั่งยืนได้

คำสำคัญ (Key words) หนึ่งใน การวิจัยพื้นฐาน ได้แก่ “สมถะ” เพราะผู้ลงมือทำงานในทิศทางนี้จะได้ผลตอบแทนที่มีได้อยู่ในรูปของทรัพย์สินเงินทอง แต่เป็นองค์ความรู้ที่มีคุณค่าซึ่งประเมินค่าไม่ได้ การรู้แจ้งเห็นจริงในศาสตร์เป็นนามธรรมที่ซื้อขายไม่ได้ แต่จะติดอยู่กับตัวบุคคล เฉกเช่นปราชญ์ในอดีต ความสมถะเป็นความพอเพียงอย่างหนึ่งที่ผู้ทำงานวิจัยพื้นฐานพึงมี เพราะศาสตร์ทางวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีมีมากมายและหลากหลาย ผู้ทำงานวิจัยพื้นฐานต้องเลือกที่จะเป็นผู้รู้แจ้งเห็นจริงในด้านใด เพราะลักษณะงานจะแคบและลึก ในขณะที่ต้องมีความสมถะแล้ว จะต้องมีความรอบรู้ที่มองเห็นภาพกว้าง และมีวิสัยทัศน์ในระยะยาวด้วย

เมื่อมองจากสังคมโลก และศักราชประเด้นปัญหาหลัก ๆ ของสังคมยุคใหม่ จะเห็นก็มีหัวข้อสำคัญๆไม่กี่เรื่องที่เป็นปัญหาใหญ่ เช่น ปัญหาพลังงานและสิ่งแวดล้อม ที่ผ่านมามีโลกใช้พลังงานอย่างฟุ่มเฟือย ทำให้เกิดปัญหาด้านสิ่งแวดล้อม ซึ่งเป็นไปตามกฎเกณฑ์ของสมดุลทางฟิสิกส์ การใช้พลังงานมากย่อมเกิดของเสียมากตามมา ประเด็นการวิจัยพื้นฐานจึงได้แก่ การใช้พลังงานให้น้อยลง แต่เพิ่มประสิทธิภาพของการใช้

พลังงานให้เพิ่มขึ้น จะได้มีของเสียน้อยลง มนุษย์จะได้อยู่ในสังคมที่มีสิ่งแวดล้อมที่ดีขึ้น ปัญหาประชากรโลก เป็นปัจจัยหนึ่งที่ทำให้เกิดปัญหาอื่น ๆ ตามมา เช่น อาหาร และน้ำ ตลอดจนคุณภาพชีวิตทางประชากรโลกในด้านต่าง ๆ ในทางวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแล้ว ปัญหาหลายอย่างถูกจัดการด้วยการใช้คอมพิวเตอร์และระบบสื่อสารข้อมูล เพื่อให้เกิดประสิทธิภาพ แต่ถ้าใช้เทคโนโลยีมากไปก็จะเกิดปัญหาของขยะเทคโนโลยี ตามมาคั้งเช่นที่เราพบเห็นขยะข้อมูลในระบบอินเทอร์เน็ตในปัจจุบัน ในขณะที่เกี่ยวกับการใช้เทคโนโลยีที่ก้าวหน้าก็มีความสำคัญ เช่น คอมพิวเตอร์ความเร็วสูงและระบบสื่อสารข้อมูลที่รวดเร็วและแม่นยำก็ช่วยสังคมโลกได้ เช่น การพยากรณ์อากาศ การแจ้งเตือนภัยพิบัติต่าง ๆ การพัฒนาเทคโนโลยีด้านคอมพิวเตอร์และการสื่อสารที่ใช้ประโยชน์ในงานสร้างสรรค์ จึงยังเป็นสิ่งจำเป็น ที่ต้องการการวิจัยพื้นฐานและแนวคิดใหม่ๆ เช่น นาโนเทคโนโลยี โดยเฉพาะในส่วนที่เป็นนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์

นาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์เป็นศาสตร์ทางวิศวกรรมศาสตร์ที่เกี่ยวข้องกับการใช้วัสดุ อิเล็กทรอนิกส์และโฟโตนิกส์ที่มีขนาดเล็กจิ๋วในระดับนาโนเมตร หรือหนึ่งในล้านส่วนของเมตร วัสดุ อิเล็กทรอนิกส์และโฟโตนิกส์หลัก ๆ ได้แก่ สารกึ่งตัวนำ ทั้งที่เป็นธาตุได้แก่ ซิลิคอน และที่เป็นสารประกอบ กึ่งตัวนำ ได้แก่ แกลเลียมอาร์เซไนด์ อินเดียมอาร์เซไนด์ ฯลฯ การใช้วัสดุที่มีขนาดเล็กจิ๋วในระดับนาโนเมตร นี้ ในหลักการแล้ว เป็นการประหยัดวัสดุ เพราะใช้วัสดุน้อยมาก จึงเป็นสิ่งประดิษฐ์กินไฟฟ้าน้อย เป็นการประหยัดพลังงาน สามารถทำงานได้มีประสิทธิภาพสูง มีสมรรถนะการทำงานที่มีเสถียรภาพดี และมีความรวดเร็วในการทำงาน จึงเหมาะในการนำเอานาโนอิเล็กทรอนิกส์มาประยุกต์ใช้งานกับแนวคิดของการพัฒนา คอมพิวเตอร์ยุคใหม่ที่กินไฟฟ้าน้อย โดยเฉพาะกับคอมพิวเตอร์ขนาดเล็กที่ใช้พกพาและใช้แบตเตอรี่ขนาดเบา เป็นแหล่งจ่ายพลังงาน ในขณะที่คอมพิวเตอร์สามารถทำงานได้รวดเร็วขึ้น ชิปคอมพิวเตอร์ที่ใช้สิ่งประดิษฐ์นาโนอิเล็กทรอนิกส์นี้จะเป็นคอมพิวเตอร์ที่ใช้หลักการแนวใหม่เรียกว่า ควอนตัมคอมพิวเตอร์ เพราะเมื่อชิ้นส่วนของคอมพิวเตอร์มีขนาดเล็กจิ๋วในระดับนาโนเมตรแล้ว คุณสมบัติทางฟิสิกส์จะเริ่มได้รับอิทธิพลของปรากฏการณ์ทางควอนตัมขึ้น กล่าวคือ พลังงานของอิเล็กตรอนจะถูกบีบอัดให้มีค่ากระโดด และค่าความหนาแน่นที่ค่าพลังงาน โดคนี้ และมีค่าสูงมาก นี่เป็นสาเหตุให้คอมพิวเตอร์ที่ใช้หลักการของควอนตัมฟิสิกส์ทำงานได้มีประสิทธิภาพสูงและมีความรวดเร็ว เนื่องจากใช้อิเล็กตรอนจำนวนน้อยมาก โครงสร้างควอนตัมที่มีขนาดเล็กระดับนาโนเมตรแบบ 3 มิติ เป็นโครงสร้างที่มีปรากฏการณ์ควอนตัมฟิสิกส์ชัดเจนที่สุด เรียกว่า ควอนตัมดอต ซึ่งสามารถปลูกสร้างขึ้นด้วยเทคนิคการปลูกชั้นผลึกด้วยลำโมเลกุลภายใต้สภาพสุญญากาศชั้นเย็บมในระดับ 10^{-11} ทอร์ (รูปที่ 1)

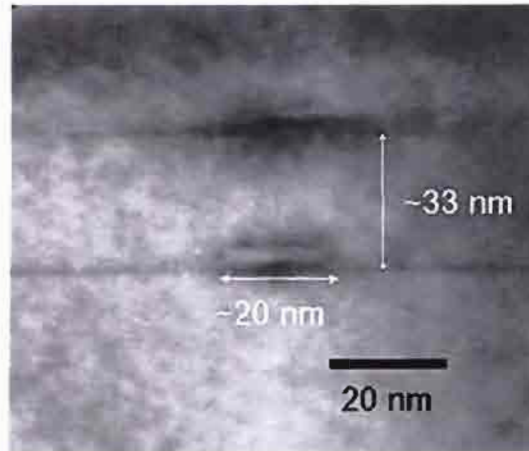
โครงสร้างควอนตัมดอตมีขนาดเส้นผ่าศูนย์กลางประมาณ 20-30 นาโนเมตร และมีความสูงเพียง 5-6 นาโนเมตร ดังตัวอย่างของควอนตัมดอตที่ทำจากอินเดียมอาร์เซไนด์ที่ปลูกบนฐานผลึกแกลเลียมอาร์เซไนด์ อิเล็กตรอนที่อยู่ในโครงสร้างควอนตัมดอตจะมีอิสระในการเคลื่อนที่แบบศูนย์มิติ อิเล็กตรอนเพียงหนึ่งตัวที่ใส่เข้าไปในโครงสร้างควอนตัมดอต จะทำให้เกิดการเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนเดี่ยวๆ ได้ ทำให้วิศวกรสามารถควบคุมการเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนเป็นตัวๆ ได้ สิ่งประดิษฐ์ชนิดนี้จึงทำหน้าที่เป็นทรานซิสเตอร์อิเล็กตรอนเดี่ยวที่ทำหน้าที่ปิดเปิดสัญญาณไฟฟ้าด้วยความเร็วสูงมากได้ นับเป็นองค์ประกอบที่เป็นพื้นฐานสำคัญหนึ่ง



รูปที่ 1 เครื่องปลูกชั้นผลึกด้วยลำโมเลกุลภายใต้สภาพสุญญากาศที่เชื่อมที่ใช้ในงานทดลอง
สร้างควอนตัมดอตที่ คณะวิชาฯ จุฬาฯ



(ก)

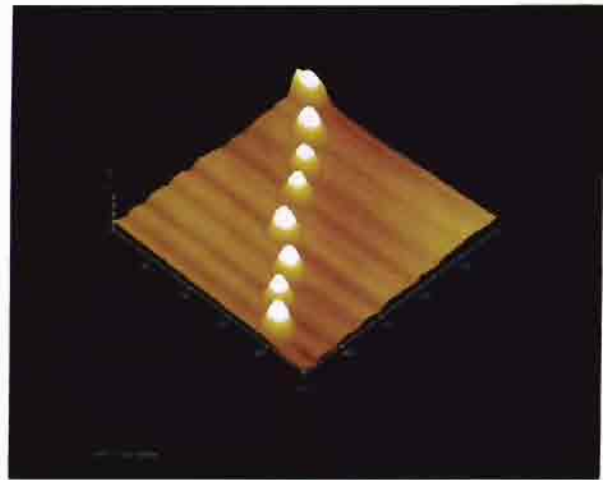
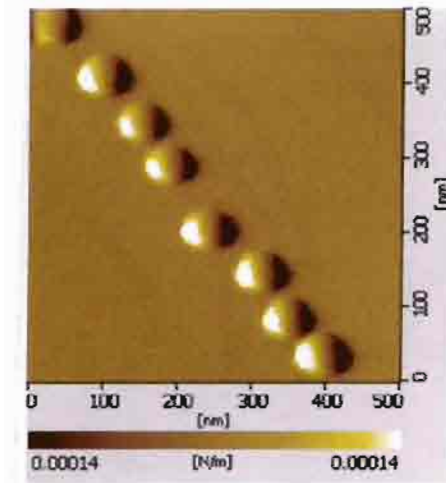


(ข)

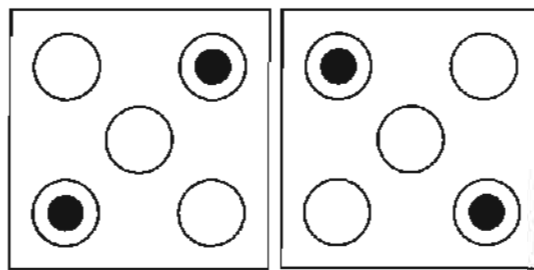
รูปที่ 2 โครงสร้างควอนตัมดอตที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์แรงอะตอม (ก) และภาพตัดขวาง
ของควอนตัมดอตชั้นที่ถ่ายด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบกวาด (ข)

ของศาสตร์ทางนาโนอิเล็กทรอนิกส์ในอนาคต การควบคุมสัญญาณจากทรานซิสเตอร์ขนาดเล็กจิ๋วจากภายนอกซึ่งเป็นโลกของสิ่งที่มีขนาดใหญ่กว่ายังคงเป็นปัญหาทางด้านเทคนิคที่ต้องพัฒนาต่อ เช่น การปลูกโครงสร้างควอนตัมดอตที่เป็นระเบียบ เช่น การเรียงตัวเป็นเส้นตรงดังรูปที่ 3 และการปลูกโครงสร้างควอนตัมดอตที่เป็นกลุ่ม ที่เรียกว่า ควอนตัมดอตโมเลกุล ซึ่งอาจใช้งานเป็นเซลล์พื้นฐานของควอนตัมคอมพิวเตอร์ที่อาศัยหลักการของเซลล์ลออโโตมาต้าได้¹¹ เพราะเซลล์พื้นฐานเหล่านี้จะทำหน้าที่เป็นคิวบิตที่เป็นได้ทั้ง “1” และ “0” ในระบบควอนตัมคอมพิวเตอร์ดังแสดงในรูปที่ 4

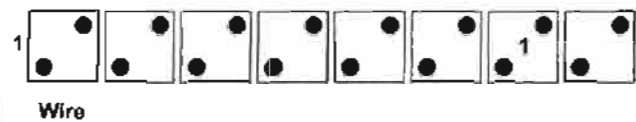
กลุ่มของควอนตัมดอตที่ทำหน้าที่เป็นคิวบิตนี้หากต่อกันเป็นสายโซ่ยาว จะทำหน้าที่เป็นเส้นทางส่งข้อมูลดิจิทัลอย่างรวดเร็วและกินกระแสไฟฟ้าน้อยมาก การจัดคิวบิตเป็นรูปแบบต่างๆ สามารถจะทำหน้าที่เป็นอินเวอร์เตอร์ที่เปลี่ยนข้อมูลดิจิทัลจาก “1” เป็น “0” และจาก “0” เป็น “1” ได้ หรือทำหน้าที่เป็นวงจรถอจิกต่างๆ ที่เป็นพื้นฐานของคอมพิวเตอร์ได้ ดังแสดงตัวอย่างในรูปที่ 5



รูปที่ 3 ควอนตัมดอตที่เรียงตัวเป็นเส้นตรงสามารถนำมาใช้งานในด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์ประเภท
สิ่งประดิษฐ์อิเล็กทรอนิกส์ขนาดเล็กได้

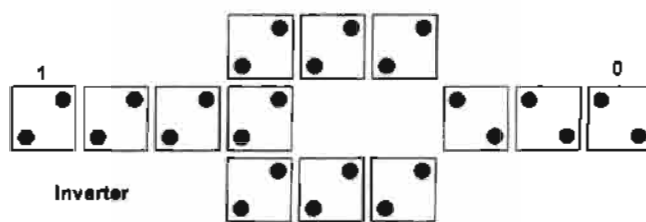


(ก) “1”

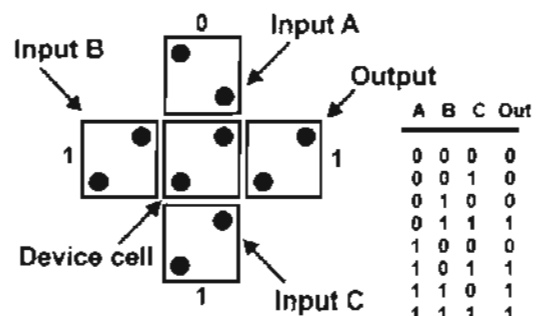


(ข) “0”

รูปที่ 4 โครงสร้างควอนตัมดอตโมเลกุลที่ประกอบด้วยกลุ่มดอตที่มีจำนวน 5 ดอต (ก) เพื่อทำหน้าที่เป็น
คิวบิตที่แสดงผลเป็นได้ทั้ง “1” และ “0” ในระบบควอนตัมคอมพิวเตอร์ที่ใช้จำนวนอิเล็กตรอน
เพียง 2 ตัว ต่อ 1 เซลล์ และสามารถส่งข้อมูลดิจิทัลโดยกฎของอุลอมปี ที่ไม่กินกระแสไฟฟ้า⁽¹⁾



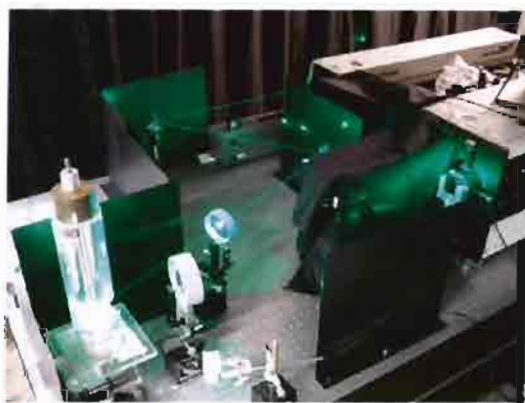
(ก)



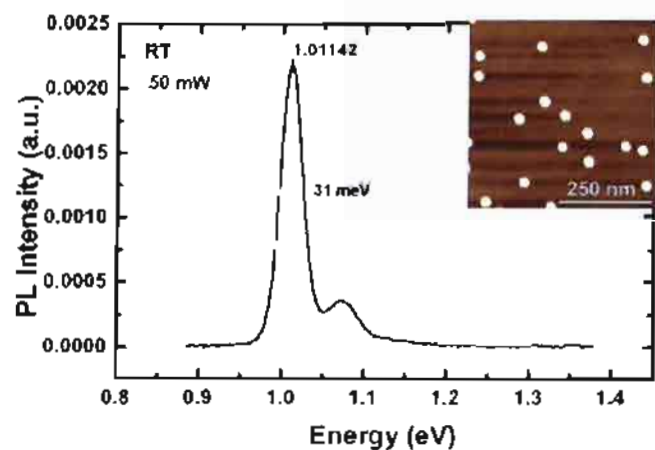
(ข)

รูปที่ 5 การจัดรูปแบบของคิวบิตที่ทำหน้าที่เป็นเส้นทางส่งข้อมูลดิจิทัล และเป็นอินเวอร์เตอร์
เพื่อเปลี่ยนข้อมูลดิจิทัลจาก “1” เป็น “0” และจาก “0” เป็น “1” (ก) และวงจรลอจิกที่
เป็นพื้นฐานของควอนตัมคอมพิวเตอร์ (ข)⁽¹⁾

พื้นฐานความรู้ด้านควอนตัมฟิสิกส์เป็นสิ่งที่ต้องเข้าใจให้ลึกซึ้งในการเปิดโลกทัศน์ใหม่ๆ ที่นำไปสู่นวัตกรรมของสิ่งประดิษฐ์ด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์ได้ ตัวอย่างเช่น พลังงานของอิเล็กตรอนในโครงสร้างควอนตัมคอตจะมีลักษณะเป็นค่าพลังงานที่ถูกควอนไตน์ หรือเป็นค่าพลังงานโคตเช่นเดียวกับชั้นพลังงานของอิเล็กตรอนที่โคจรอยู่รอบอะตอมเดี่ยว การเปลี่ยนชั้นพลังงานของอิเล็กตรอนในโครงสร้างควอนตัมคอตจะให้สเปกตรัมที่แคบและคมชัด จึงเหมาะที่จะทำเป็นเลเซอร์ หลักการดังกล่าวได้รับการยืนยันจากการทดลองเพื่อศึกษาการเปล่งแสงจากควอนตัมคอต เมื่อกระตุ้นด้วยแสงเลเซอร์สีเขียว การทดลองนี้เรียกว่า โฟโตลูมิเนสเซนซ์ ดังแสดงในรูปที่ 6 (ก) และแสงที่เปล่งออกมาจากควอนตัมคอตจะเป็นแสงอินฟราเรดที่ค่าความยาวคลื่น 1.3 ไมครอน⁽²⁾ ดังตัวอย่างของผลการวัดสเปกตรัมของการเปล่งแสงจากควอนตัมคอตที่แสดงในรูปที่ 6 (ข)



(ก)



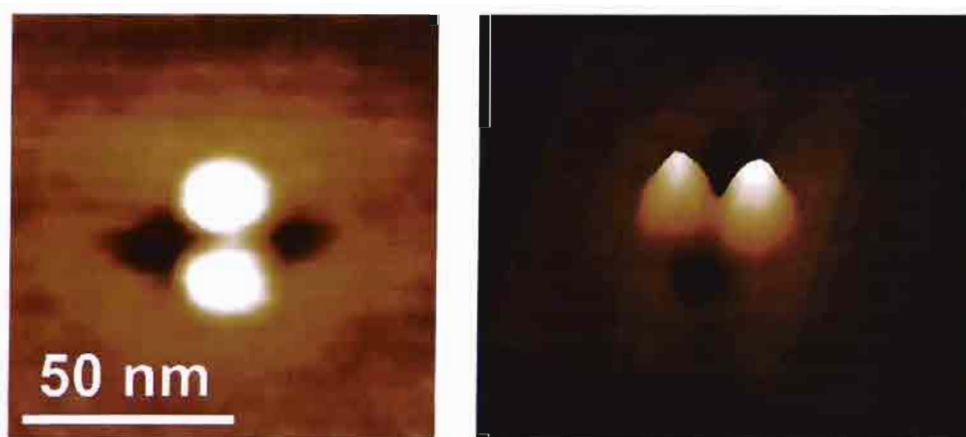
(ข)

รูปที่ 6 การทดลองโฟโตลูมิเนสเซนซ์ที่ คณะวิทยาศาสตร์ จุฬาฯ เพื่อศึกษาวิจัยเกี่ยวกับการเปล่งแสงจากโครงสร้างควอนตัมคอต (ก) ซึ่งมีสเปกตรัมของแสงอินฟราเรดที่มียอดอยู่ที่ค่าความยาวคลื่น 1.3 ไมครอน ซึ่งมีประโยชน์ต่อการสื่อสารผ่านเส้นใยแสง

ปัจจุบันได้มีการพัฒนาเลเซอร์ควอนตัมคอตที่กินไฟฟ้าน้อยมากและให้ลำแสงอินฟราเรดที่ค่าความยาวคลื่น 1.3 ไมครอน ซึ่งมีประโยชน์ต่อการใช้งานในระบบการสื่อสารผ่านเส้นใยแสง ในขณะเดียวกันมีความพยายามจะนำโครงสร้างควอนตัมคอตที่ทำจากวัสดุสารกึ่งตัวนำชนิดอื่นที่จะใช้สร้างเลเซอร์ที่ให้แสงอินฟราเรดที่มีค่าความยาวคลื่นที่ 1.55 ไมครอนอีกด้วย เพราะแสงอินฟราเรดที่ 1.55 ไมครอนนี้เหมาะกับการใช้งานในระบบเส้นใยแสงที่ใช้งานกับระยะทางไกล ๆ เช่น เคเบิลใยแสงที่วางทอดข้ามทวีปอยู่ในปัจจุบัน เลเซอร์ควอนตัมคอตที่มีประสิทธิภาพสูง และอายุการใช้งานยาวนาน เป็นที่ต้องการของระบบสื่อสารเส้นใยแสงที่คงทนและมีเสถียรภาพสูง จึงนับเป็นตัวอย่างหนึ่งของการประยุกต์ใช้งานที่เป็นรูปธรรมของสิ่งประดิษฐ์ประเภทนาโนโฟโตนิกส์ นอกจากเลเซอร์ควอนตัมคอตที่มีค่ากระแสขีดจำกัดต่ำและสเปกตรัมที่คมชัดแล้ว ยังมีสิ่งประดิษฐ์นาโนโฟโตนิกส์ที่ใช้เป็นตัววัดแสงที่สามารถตรวจจับโฟตอนเดี่ยวได้และแหล่งจ่ายโฟตอนเดี่ยว

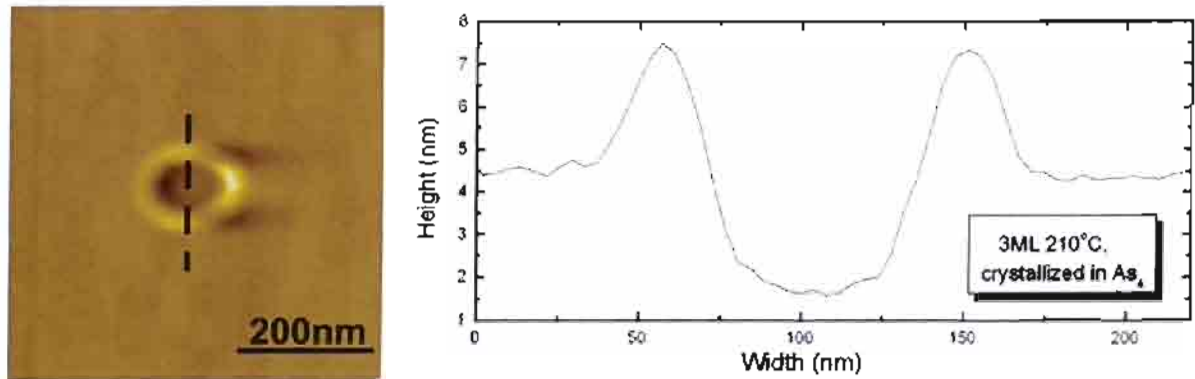
ได้ ซึ่งจะมีประโยชน์ในงานวิเคราะห์ด้านวิทยาศาสตร์หลายประการ เช่น การศึกษาถึงกลไกของปฏิกิริยาทางเคมี หรือชีวเคมี ซึ่งเป็นองค์ความรู้ใหม่ ๆ ในด้านนาโนเทคโนโลยี

จากองค์ความรู้พื้นฐานด้านควอนตัมฟิสิกส์เกี่ยวกับควอนตัมแนบเบอร์ บอกให้เราทราบว่าพลังงานของอิเล็กตรอนจะถูกควอนไต์ด้วยรูปแบบต่าง ๆ ตามค่าควอนตัมแนบเบอร์ 4 ตัว และค่าควอนตัมแนบเบอร์ตัวที่ 4 ได้แก่ สปินควอนตัมแนบเบอร์ ซึ่งบอกให้เราทราบว่าอิเล็กตรอนจะหมุนรอบตัวเองเหมือนลูกข่าง การหมุนควงรอบตัวเองของอิเล็กตรอนจะมีเพียง 2 ลักษณะเท่านั้น คือหมุนควงซ้ายหรือหมุนควงขวา ซึ่งแทนด้วยตัวเลข $S = \pm \frac{1}{2}$ การที่อิเล็กตรอนซึ่งมีประจุลบหมุนรอบตัวเอง จะทำให้เกิดโมเมนต์แม่เหล็กขึ้น โดยมีทิศทางตั้งฉากกับระนาบการหมุน 2 แบบ ที่เรียกว่า สปินอัพ และสปินดาวน์ หรือการหมุนขึ้น และหมุนลง ซึ่งการหมุนนี้จะมีพลังงานเพิ่มขึ้นเมื่ออยู่ในสนามแม่เหล็กที่หมุนค่าโมเมนต์แม่เหล็ก และมีพลังงานต่ำลงเมื่ออยู่ในสนามแม่เหล็กที่หักล้างกับค่าโมเมนต์แม่เหล็กของสปิน การหมุนรอบตัวเอง 2 สถานะนี้สามารถทำหน้าที่เป็นคิวบิตได้ กล่าวคือสามารถแทนค่าดิจิทัล “1” และ “0” ได้ ทำให้อิเล็กตรอนสปินสามารถนำไปใช้ในงานควอนตัมคอมพิวเตอร์ได้ด้วย นอกจากนี้ยังสามารถนำไปทำสิ่งประดิษฐ์ด้านสปินทรอนิกส์ ซึ่งเป็นศาสตร์ที่ขยายต่อจากนาโนอิเล็กทรอนิกส์ที่เน้นการใช้การหมุนรอบตัวเองของอิเล็กตรอนเพียง 1 ตัว เป็นกลไกการทำงานที่สำคัญ โครงสร้างควอนตัมดอตที่ใช้กับงานด้านอิเล็กทรอนิกส์สปินนี้ได้แก่ ควอนตัมดอตคู่ ซึ่งเป็นการใช้เทคนิคการปลูกชั้นผลึกด้วยลำโมเลกุลที่ใช้แหล่งกำเนิดสารเป็นแบบก๊าซ⁽³⁾ โครงสร้างควอนตัมดอตคู่มิแสดงดังรูปที่ 7

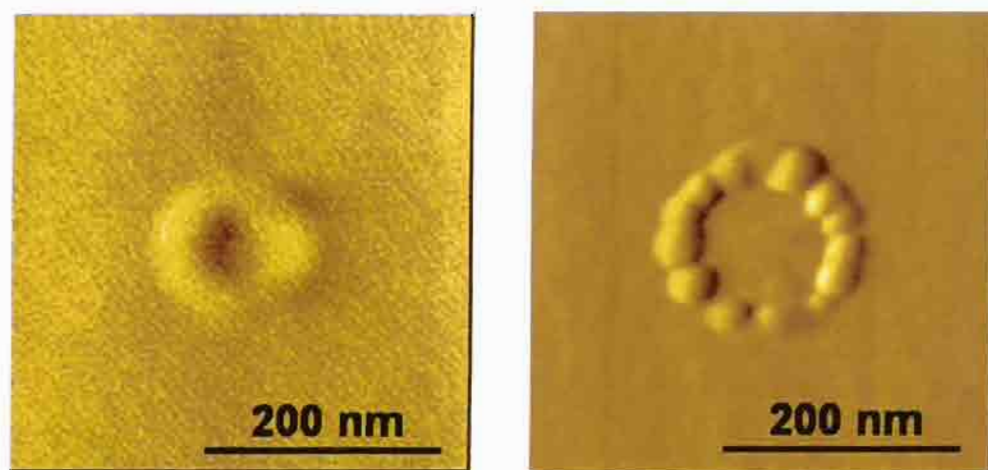


รูปที่ 7 โครงสร้างควอนตัมดอตคู่ที่ปลูกโดยเทคนิคการปลูกชั้นผลึกด้วยลำโมเลกุลที่ใช้แหล่งกำเนิดสารเป็นก๊าซ (ได้รับความร่วมมือจาก Prof. Charles Tu ที่ UC San Diego)

นอกจากโครงสร้างควอนตัมดอตแบบต่าง ๆ ที่กล่าวมาแล้ว ยังมีการพัฒนาเทคนิคด้านวิศวกรรมศาสตร์ ให้สามารถสร้างโครงสร้างแบบอื่น ๆ เช่น ควอนตัมริงค์ หรือควอนตัมวงแหวน⁽⁴⁾ (ดังรูปที่ 8) และควอนตัมดอตแบบวงแหวน⁽⁵⁾ (ดังรูปที่ 9) โดยการเลือกใช้วัสดุสารกึ่งตัวนำ อินเดียมแกลเลียมอาร์เซไนด์ และอินเดียมฟอสไฟด์ โครงสร้างระดับนาโนเมตรแบบใหม่ ๆ นี้จะเป็นโอกาสในการพัฒนาสิ่งประดิษฐ์ด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์ และนาโนโฟโตนิกส์แบบใหม่ ๆ เช่น การประยุกต์ใช้งานกับสนามแม่เหล็ก เพื่อสร้างกระแสไฟฟ้าคงกระพัน สำหรับใช้เป็นหน่วยความจำของคอมพิวเตอร์ยุคใหม่ได้



รูปที่ 8 ควอนตัมวงแหวนที่ใช้วัสดุอินเดียมแกลเลียมอาร์เซไนด์ ภาพทางด้านซ้ายเป็นภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แรงอะตอม ส่วนภาพด้านขวาเป็นภาพตัดขวางของโครงสร้างควอนตัมวงแหวน



รูปที่ 9 โครงสร้างควอนตัมวงแหวน และควอนตัมคอตวงแหวน
ที่ใช้วัสดุอินเดียมฟอสไฟด์ที่ปลูกด้วยเทคนิคแบบหยด

ดังที่ได้กล่าวมาแล้วในตอนต้นว่างานวิจัยพื้นฐานด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์เป็นเรื่องใหม่และอยู่ในความสนใจในระดับแนวหน้าของประเทศที่มีความก้าวหน้าด้านวิทยาศาสตร์เทคโนโลยี ผลักดันที่เกิดจากผลลัพธ์ของงานวิจัยยังมีไม่มาก จึงเป็นโอกาสของทุกประเทศที่เริ่มงานวิจัยพื้นฐานด้านนี้ในการสร้างนวัตกรรมใหม่ ๆ ได้ ผลผลิตที่เห็นชัดเจนในช่วงระยะเวลานี้ได้แก่ การสร้างคน และระบบการศึกษาให้มีการปูพื้นฐานในด้านนาโนเทคโนโลยีแก่คนรุ่นใหม่ ผลงานวิจัยด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์ที่ คณะวิชา จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย เริ่มต้นตั้งแต่ปี 1993 เมื่อได้มีการติดตั้งเครื่องมืออุปกรณ์ผลิตด้วยลำไมเลกุลมูลค่า 25 ล้านบาท ทำให้เกิดผลผลิตด้านทรัพยากรมนุษย์ ได้แก่บัณฑิตที่จบปริญญาเอก 6 คน คือ

1. ดร. สุวัฒน์ ไสภิตพันธ์ ทำงานเป็นวิศวกรซุ่มบุกเบิกของ TMEC (Thailand Microelectronic Center) ของ สทวช.
2. ดร. สุวิทย์ กীরวทยา ทำงานเป็นนักวิจัยอาชีพ ที่ Max Planck Institute, Stuttgart, Germany
3. ดร. ฤทธิศักดิ์ ส่องเมือง ทำงานเป็นนักวิจัยอาชีพ ที่ CEA-GRENOBLE, France
4. ดร. ขุพาวิ ศิริพิพัฒน์ ทำงานเป็นวิศวกรในบริษัทเอกชน
5. ดร. Cho Cho Tbet อาจารย์ของมหาวิทยาลัยย่างกุ้ง ประเทศพม่า
6. ดร. สุวารี สุรประภาพิชย์ นักวิจัยหลังปริญญาเอก ที่ มหาวิทยาลัยวาเซดะ ประเทศญี่ปุ่น

และบัณฑิตที่จบปริญญาโท 11 คน คือ

1. นาย จักรพันธ์ จันทนา เรียนต่อปริญญาเอกที่มหาวิทยาลัยโอซาก้า ประเทศญี่ปุ่น
2. นาย ธีรศักดิ์ ปัญญาพานิชกุล ทำงานเป็นวิศวกรในบริษัทเอกชน
3. นาย หัสเนตร์ ไสคาบวรฤ เรียนต่อปริญญาเอกที่มหาวิทยาลัยโตเกียว ประเทศญี่ปุ่น
4. น.ส. วิภากร จิวสุวรรณ เรียนต่อปริญญาเอกที่จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
5. นาย ศิริชัย เรืองเดช ทำงานเป็นวิศวกรในบริษัทเอกชน
6. น.ส. นภรัตน์ ศิริพิทักษ์ชัย ทำงานเป็นวิศวกรในบริษัทเอกชน
7. นาย นัฐวุฒิ บุศยพลากร ทำงานเป็นวิศวกรในบริษัทเอกชน
8. นาย ปุณยศิริ บุญเป็ง เรียนต่อปริญญาเอกที่จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
9. น.ส. นราพร ปิ่นเกล้า เรียนต่อปริญญาเอกที่จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
10. นาย Nay Myo Tun อาจารย์ของมหาวิทยาลัยย่างกุ้ง ประเทศพม่า
11. นาย อดอง ตั้งเมตตาจิตตกุล เรียนต่อปริญญาเอกที่จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

แนวคิดในการผลิตบัณฑิตปริญญาโทและเอกเป็นไปตามโครงการ “ศิษย์ก้นกุฏิ” ซึ่งใช้ปรัชญาการศึกษาแบบวัฒนธรรมตะวันออกผูกพันกับ สำนักสงฆ์เสี่ยวเหลียนฮี้ในประเทศจีน เณรน้อยเจ้าปัญญาของประเทศญี่ปุ่น หรือสำนักสงฆ์ในอุบลราชธานีของไทย กล่าวคือการคัดเลือกนิสิตที่เรียนดีในระดับปริญญาตรี ให้เรียนต่อปริญญาโท-เอกในประเทศไทย กระบวนการเรียนการสอนใช้การเน้นสร้างความสัมพันธ์ระหว่างลูกศิษย์และอาจารย์ก่อนการเรียนวิชาใดๆ โดยฝึกให้มีความเคารพต่ออาจารย์อย่างจริงจัง ในขณะที่อาจารย์เองก็ต้องทุ่มเทต่อการสอนลูกศิษย์อย่างเต็มที่ ให้ลูกศิษย์มีความอดทน ขยันหมั่นเพียรในการศึกษาวิชาใหม่ๆ บัณฑิตที่จบจากโครงการ “ศิษย์ก้นกุฏิ” จึงเป็นผลผลิตจากจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัยอย่างแท้จริง โดยมีคุณภาพทัดเทียมกับผู้ไปเรียนจบจากต่างประเทศ โดยมีข้อยืนยันจากบทความทางวิชาการที่ตีพิมพ์ในวารสารวิชาการนานาชาติ จำนวนมากก่อนจบการศึกษา ในช่วงที่ศึกษาจะเปิดโอกาสให้ไปทำวิจัยในต่างประเทศและไปร่วมนำเสนอผลงานวิชาการนานาชาติทั้งในและต่างประเทศตามแต่โอกาส เพื่อให้ลูกศิษย์มีวิสัยทัศน์ที่ก้าวไกล โดยได้รับทุนสนับสนุนส่วนหนึ่งจาก โครงการปริญญาเอกกาญจนาภิเษก ของ สทว. และทุนวิจัยทั้งในและต่างประเทศ ตลอดจนการได้รับความร่วมมือจาก ศาสตราจารย์ในมหาวิทยาลัยต่างประเทศหลายแห่งในการเป็นอาจารย์ที่ปรึกษา และเป็นการสอบวิทยานิพนธ์

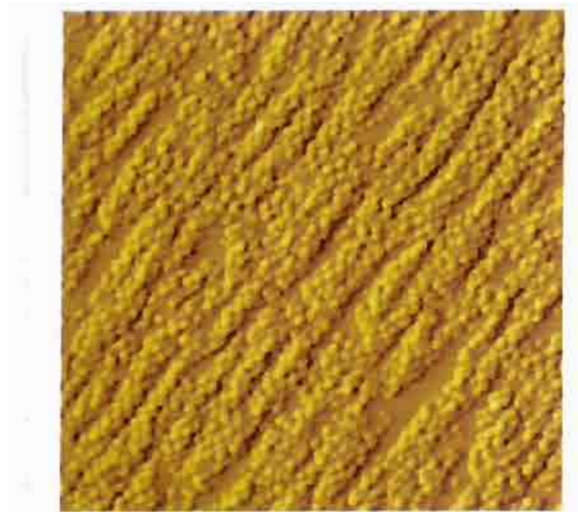


รูปที่ 10 เครื่องปลูกชั้นผลึกด้วยลำโมเลกุลที่ใช้ในการศึกษาวิจัยโครงสร้างควอนตัมคอต
แบบต่าง ๆ สำหรับงานด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์

การทำวิจัยพื้นฐานนั้นต้องการองค์ความรู้ทั้งทางด้านทฤษฎีและการทดลองผสมผสานกัน ดังนั้นลักษณะการทำงานเป็นทีมจึงเป็นสิ่งจำเป็น คณาจารย์ของทีมวิจัยจึงแบ่งการทำงานตามความเชี่ยวชาญ โดยมี นิสิตปริญญาโท-เอก อยู่ในความดูแล มีการกำหนดให้มีการสัมมนาในกลุ่มวิจัยทุกอาทิตย์เพื่อให้ทั้งคณาจารย์และนิสิตได้นำเสนอข้อมูลที่อ่านจากบทความวิชาการที่เกี่ยวข้อง เพื่อติดตามความก้าวหน้าล่าสุดจากวารสารวิชาการนานาชาติ เช่น Applied Physics Letters, Journal of Applied Physics ฯลฯ โดยให้นำเสนอเป็นภาษาอังกฤษ เพื่อฝึกฝนให้นิสิตได้ใช้ภาษาสากลในการแสดงออก และเป็นพื้นฐานในการเขียนวิทยานิพนธ์เป็นภาษาอังกฤษ เนื่องจากมีกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ที่เชิญมาจากต่างประเทศด้วยโดยเฉพาะกรณีของนิสิตระดับปริญญาเอก

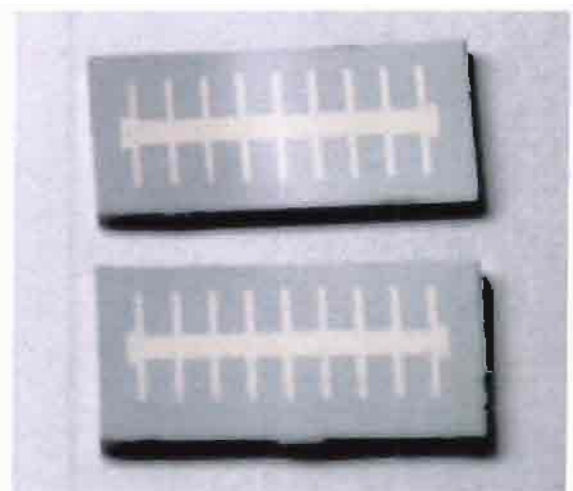
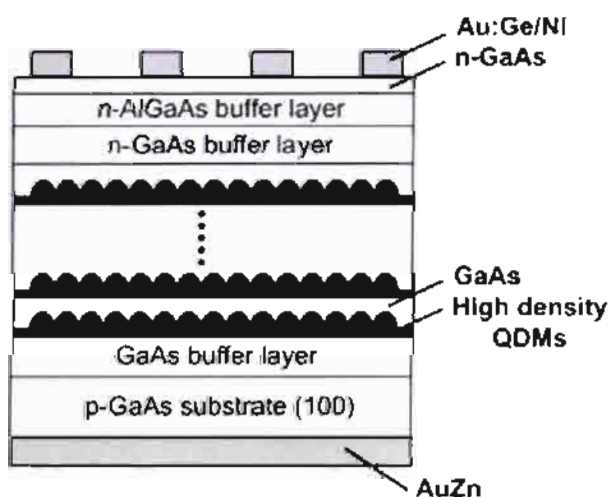
การวิจัยพื้นฐานด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์มีเป้าหมายหลักในการผลิตบัณฑิตระดับปริญญาโท-เอกที่มีคุณภาพอย่างเดียว ไม่สามารถดึงดูดความสนใจและงบประมาณสนับสนุน หากขาดแนวคิดวิจัยที่เป็นนวัตกรรมใหม่ ๆ ด้วยพื้นฐานวิจัยระยะยาวของผู้เขียนก่อนหน้าที่จะเริ่มงานด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์ ที่เกี่ยวข้องกับเซลล์แสงอาทิตย์ที่ทำจากผลึกซิลิกอน และฟิล์มบางของซิลิกอน ตลอดจนงานวิจัยเกี่ยวกับสิ่งประดิษฐ์สารประกอบกึ่งตัวนำที่ใช้โครงสร้างเฮเทอโร แนวคิดที่เป็นนวัตกรรมใหม่ ด้านเซลล์แสงอาทิตย์ที่ใช้โครงสร้างควอนตัมคอต จึงถูกนำเสนอไว้ตั้งแต่ก่อนปี 2000 ผู้เขียนได้ใช้เวลายาวนานร่วม 10 ปี เพื่อศึกษาความเป็นไปได้ของการพัฒนา “ควอนตัมคอตโซล่าเซลล์” โครงการวิจัยนี้ได้รับความสนใจจากองค์การวิจัยและพัฒนาด้านอวกาศของกองทัพอากาศสหรัฐอเมริกา และหน่วยงานดังกล่าวได้สนับสนุนทุนวิจัยแก่ผู้เขียนตั้งแต่ปี 2003 จนถึงปัจจุบัน

หลังจากทำวิจัยเกี่ยวกับ “ควอนตัมคอตโซล่าเซลล์” อย่างเป็นระบบ จนพัฒนาเทคนิคใหม่ ๆ ในการปลูกชั้นผลึกของควอนตัมคอตโมเลกุลที่มีความหนาแน่นสูง (10^{12} คอต/ตารางเซนติเมตร) มีขนาดของคอตที่สม่ำเสมอ และมีการเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบ ดังแสดงในรูปที่ 11 ตามกฎเกณฑ์ทางควอนตัมฟิสิกส์ ระดับพลังงานที่ถูกควอนไดซ์ของควอนตัมคอตแต่ละตัวจะมีค่าซ้อนกัน จนเกิดเป็นแถบพลังงานที่มีค่าต่อเนื่อง ทำ



รูปที่ 11 ควอนตัมดอตโมเลกุลที่มีจำนวนดอตที่หนาแน่น
สูงมาก (10^{12} ดอต/ตารางเซนติเมตร) ที่ใช้ใน
โครงสร้างของ “ควอนตัมดอตโซล่าเซลล์”

ให้เกิดแถบพลังงานที่เรียกว่า อินเตอร์มีเดียแบนด์⁽⁶⁾ ทำให้ “ควอนตัมดอตโซล่าเซลล์” ดูดกลืนแสงได้
มากกว่าเซลล์แสงอาทิตย์ที่ทำจากผลึกสารกึ่งตัวนำปกติ โดยเฉพาะการดูดกลืนแสงในช่วงค่าความยาวคลื่น
ยาวทำให้ “ควอนตัมดอตโซล่าเซลล์” มีประสิทธิภาพสูงขึ้น (รูปที่ 12) ผู้เขียนได้นำเสนอผลงานวิจัยล่าสุด
เกี่ยวกับ “ควอนตัมดอตโซล่าเซลล์” ที่มีค่าประสิทธิภาพสูง 25.9 % ในการประชุมวิชาการนานาชาติ IEEE
Photovoltaic Specialists Conference ครั้งที่ 33 ที่ฮาวายในปี 2006 (รูปที่ 13) Dr. Donald J. Silversmith
ผู้อำนวยการด้านวิจัยและพัฒนาทางวิทยาศาสตร์ของกองทัพอากาศ สหรัฐอเมริกาได้เข้าฟังการบรรยายครั้งนี้
ด้วย และประเมินผลงานวิจัยชิ้นนี้ว่าเป็นงานบุกเบิกที่น่าสนใจและมีศักยภาพสูงในการประยุกต์ใช้งานทั้ง
ทางด้านการทหาร และพลเรือนดังปรากฏในเว็บไซต์ขององค์การวิจัยด้านวิทยาศาสตร์ของกองทัพอากาศ
สหรัฐอเมริกา

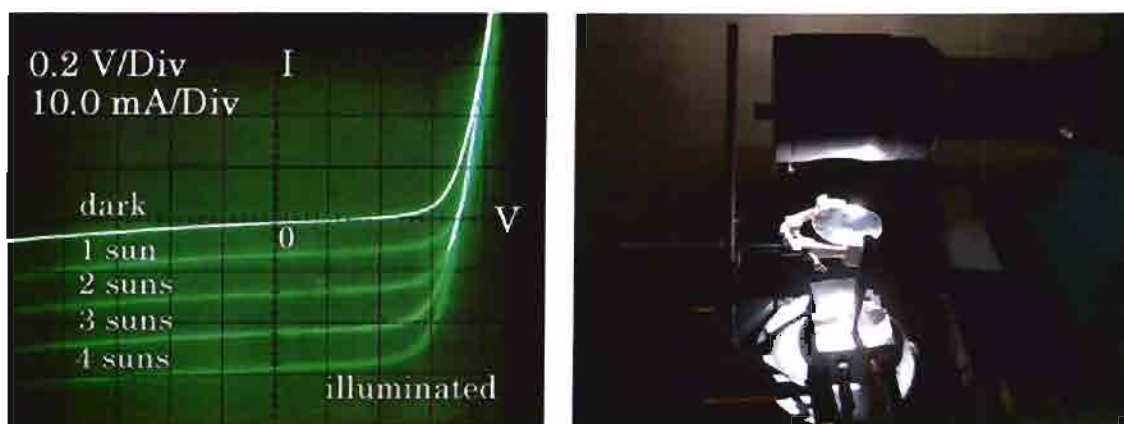


รูปที่ 12 โครงสร้างของ “ควอนตัมดอตโซล่าเซลล์” ที่ทดลองสร้างขึ้นที่ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
ซึ่งมีประสิทธิภาพสูง 25.9 %



รูปที่ 13 การนำเสนอผลงานวิจัยเกี่ยวกับ “ควอนตัม คอตโซล่าเซลล์” ที่
การประชุมวิชาการนานาชาติ IEEE-PVSC ครั้งที่ 33 ที่ฮาวาย

“ควอนตัมคอตโซล่าเซลล์” ที่พัฒนาขึ้นนี้นอกจากจะมีประสิทธิภาพสูง ซึ่งเป็นที่ต้องการของการใช้งานทางอวกาศและการทหารแล้ว ยังทำงานได้ดี มีเสถียรภาพสูงกับแสงอาทิตย์ความเข้มสูงด้วย (ความเข้มแสงระดับ 100-1000 suns) จึงมีศักยภาพในการใช้งานเป็นระบบผลิตพลังงานไฟฟ้าจากแสงอาทิตย์ที่มีราคาต้นทุนที่ต่ำลง เนื่องจากการใช้เซลล์แสงอาทิตย์ที่มีขนาดเล็ก แต่ผลิตพลังงานไฟฟ้าได้สูงมาก เมื่อใช้งานกับแสงความเข้มสูง (ดูรูปที่ 14)



รูปที่ 14 “ควอนตัมคอตโซล่าเซลล์” ทำงานได้ดี มีเสถียรภาพกับแสงอาทิตย์ความเข้มสูง

ตัวอย่างของ “ควอนตัมคอตโซล่าเซลล์” เป็นผลงานที่เกิดจากงานวิจัยพื้นฐานด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์ที่เป็นรูปธรรม หากพัฒนาต่ออีกระยะหนึ่งเพื่อทดสอบยืนยันผล โดยการผลิตสร้างซ้ำเพื่อหาจุดที่เป็นการออกแบบที่เหมาะสมที่สุด ก็จะได้ต้นแบบของผลิตภัณฑ์ที่จะส่งต่อให้ภาคอุตสาหกรรมในการผลิตเชิงพาณิชย์ต่อไปได้

คำสำคัญของบทความนี้ที่เน้นการวิจัยพื้นฐานเพื่อการพัฒนาที่ยั่งยืนได้แก่ “การประหยัด” “การรู้จักพอเพียง” เพื่อลดการใช้ทรัพยากรการใช้พลังงาน การใช้วัสดุที่มีขนาดเล็กจิ๋วเพื่อเพิ่ม “ประสิทธิภาพ” และ “สมรรถนะ” ของสิ่งประดิษฐ์ที่จำเป็นต่อสังคมยุคใหม่ การใช้เทคโนโลยีที่ก้าวหน้าโดยมีความรู้พื้นฐานที่จริงจังและลึกซึ้งจะช่วยพัฒนาสังคม และประเทศชาติได้ ตลอดจนเป็นวิทยาทานแก่สังคมโลกที่พึงอยู่ร่วมกันอย่างสันติสุข

กิตติกรรมประกาศ

ผู้เขียนขอขอบคุณเพื่อนร่วมงานทุกคนทั้งคณาจารย์ นักวิจัย เจ้าหน้าที่ และลูกศิษย์ที่ช่วยกันทำงานเพื่อพัฒนาองค์ความรู้ใหม่ในด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์ที่ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



รูปที่ 15 ทีมงานวิจัยด้านนาโนอิเล็กทรอนิกส์และนาโนโฟโตนิกส์ ที่คณะวิศวกรรมฯ จุฬาฯ

การวิจัยพื้นฐานที่กล่าวมาข้างต้นได้รับการสนับสนุนเป็นอย่างดีจาก จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย จาก คณะวิศวกรรมศาสตร์ ตลอดจนเงินทุนสนับสนุนการวิจัยจาก สำนักงานสนับสนุนการวิจัยทั้งในส่วนที่เป็น เมธีวิจัยอาวุโส โครงการปริญญาเอกกาญจนาภิเษก จากสำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ ผ่านศูนย์โลหะและวัสดุแห่งชาติ ศูนย์นาโนเทคโนโลยีแห่งชาติ องค์การความร่วมมือระหว่างประเทศของ ญี่ปุ่น (ไจก้า) ทุน DAAD ของเยอรมัน ทุนวิจัยจากองค์การวิจัยและพัฒนาด้านอวกาศของกองทัพอากาศ สหรัฐอเมริกา นอกจากนี้ยังได้รับความร่วมมือเป็นอย่างดี จากเพื่อนชาวต่างประเทศ ทั้งจาก Max Planck Institute, University of Tokyo, Tokyo Institute of Technology, University of California at San Diego และ เพื่อน ๆ จากประเทศเพื่อนบ้านในภูมิภาค ASEAN

เอกสารอ้างอิง

- (1) C.S Lent, P.D. Touqaw, W. Porod, Appl. Phys. Lett. 62, pp. 714, 1993.
- (2) R. Songmuang, S. Kiravittaya, M. Sawadsaringkarn, S. Panyakeow and O.G. Schmidt, Journal of Crystal Growth, Vol. 166-171, 2003.
- (3) S. Suraprapapich, Y.M. Shen, V.A. Odnoblyudov, Y. Fainman, S. Panyakeow and C.W. Tu, Journal of Crystal Growth 301-302, pp. 735-739, 2007.
- (4) N. Pankaow, S. Panyakeow and S. Ratanathamphan, IPRM '07, Matsue, Japan, 2007.
- (5) W. Jevasuwan, S. Panyakeow and S. Ratanathamphan, Microelectronic Engineering, pp. 1548-1551, 2007.
- (6) A. Luque, A. Marti, and A. J. Nozik, MRS Bulletine, Vol. 32, No. 3, pp. 235-241, 2007.