

การสร้างชั้นซิลิคอนคาร์ไบด์ในซิลิคอนโดยใช้เทคนิคไอออนอิมพลานเตชัน

Ion Beam Synthesis of SiC Layer in Si Substrate

เสวต อินทศิริ^{1,2}, ชีรศักดิ์ คำวรรณ¹, Anders Hallén³, ยู เทเลียยเต็ง¹, โจม ทองเหลือง²,

Goeran Possnert⁴ และสมศรี สิงขรณ์^{1,2}

¹*FNRF, Department of Physics, Faculty of Science, Chiang Mai University, Chiang Mai, 50200 Thailand*

²*Institute for Science and Technology Research and Development, Chiang Mai University,*

Chiang Mai, 50200 Thailand

³*Royal Institute of Technology, Department of Microelectronics and Information Technology,*

S-164 40 Kista-Stockholm, Sweden

⁴*The Angstrom Laboratory, Division of Ion Physics, Uppsala University, SE-75121 Uppsala, Sweden*

ABSTRACT - Formation and crystallization of a thin near-surface layer of silicon carbide on a silicon substrate, created by ion-beam synthesis (IBS), are discussed. 80 keV carbon ions were implanted into a (1 0 0) high-purity p-type silicon substrate at room temperature, using doses in excess of 10^{17} ions/cm². Elastic recoil detection analysis (ERDA) was used to evaluate concentration profiles of implanted ions. Infrared (IR) transmittance measurement was used as an indication of SiC in the implanted Si substrate. For the as-implanted sample, the spectrum shows a broad band, Gaussian in shape, centered at the wavenumber of about 700 cm⁻¹. This is related to the presence of an amorphous SiC network in the implanted layer. For the thermal annealed (in a vacuum furnace) samples, in the spectra, a Lorentzian contribution appears in addition to the Gaussian band, the peak shifts toward higher wavenumbers as the annealing temperature increases from 800 °C to 900 °C and approaches to the values reported for an absorption band of β -SiC of about 800 cm⁻¹. This indicates general crystallization of an amorphous network. As the temperature increases from 900 °C to 1000 °C, the peak grows in height and narrows in width, indicating a further growth of the crystalline layer. Complementary to IR, Raman scattering measurements (RS) were performed. Although no direct evidence of SiC vibrations were observed, the appearance and disappearance of both Si-Si and C-C related bands indicate the formation of silicon and carbon clusters in the implanted layer. In addition, the Rutherford Backscattering Spectrometry (RBS)/Channeling measurement has been performed to evaluate the crystalline quality of newly born SiC.

KEY WORDS - Silicon, SiC, Ion implantation, Elastic recoil detection analysis (ERDA), Infrared transmittance (IR), Raman scattering (RS), RBS/Channeling

บทคัดย่อ - รายงานนี้กล่าวถึงกลไกการกำเนิดและการเป็นผลึกของชั้นซิลิคอนคาร์ไบด์ ที่เกิดขึ้นบริเวณใกล้ผิวของแผ่นฐานรองซิลิคอนจากการสังเคราะห์ด้วยเทคนิคไอออน การสังเคราะห์ดังกล่าวได้ทำโดยการฝังไอออนคาร์บอนพลังงาน 80 กิโลอิเล็กตรอนโวลต์ เข้าไปในซิลิคอนผลึกเดี่ยวความบริสุทธิ์สูงชนิดพี แบบ (1 0 0) ที่อุณหภูมิห้อง ด้วยจำนวนโดสมากรกว่า 10^{17} ไอออนต่อตารางเซนติเมตร โปรไฟล์การกระจายเชิงลึกของคาร์บอนในซิลิคอนได้วัดโดยใช้เทคนิค elastic recoil detection analysis (ERDA) การเกิดขึ้นของซิลิคอนคาร์ไบด์ในซิลิคอน ตรวจสอบโดยการวัดสมบัติการส่งผ่านแสงอินฟราเรด ซึ่งจากการทดลองพบว่า ชั้นตัวอย่างหลังการฝังไอออน มีลักษณะ peak การดูดกลืนแสงอินฟราเรดเป็นแบบ near-Gaussian โดยมีศูนย์กลางอยู่ที่เลขคลื่นประมาณ 700 cm⁻¹ ซึ่ง

เป็นเลขคลื่นของโครงข่ายแบบออสซิลเลชันของซิลิคอน-คาร์บอน เมื่อนำชิ้นตัวอย่างไปอบในสุญญากาศที่อุณหภูมิประมาณ 900 °C พบว่า peak เปลี่ยนเป็นแบบ Lorentzian โดยมีศูนย์กลางอยู่ที่เลขคลื่นประมาณ 800 cm^{-1} ซึ่งเป็นเลขคลื่นของซิลิคอนคาร์ไบด์ชนิดเบต้า เมื่อเพิ่มอุณหภูมิการอบให้สูงขึ้น ลักษณะของ peak แคบลงและยาวขึ้น ตามอุณหภูมิที่สูงขึ้น แสดงว่าผลึกซิลิคอนคาร์ไบด์เติบโต และจัดโครงสร้างให้เป็นผลึกที่สมบูรณ์ยิ่งขึ้นตามอุณหภูมิที่เพิ่มขึ้น การศึกษาเพิ่มเติมด้วยเทคนิค Raman scattering spectroscopy ได้ยืนยันการเกิดขึ้นของซิลิคอนคาร์ไบด์ในซิลิคอนดังกล่าว อนึ่ง คุณลักษณะของผลึกหลังจากการอบที่อุณหภูมิต่าง ๆ ได้นำมาศึกษาเปรียบเทียบโดยใช้เทคนิค RBS/Channeling

คำสำคัญ - ซิลิคอน, ซิลิคอนคาร์ไบด์, ไอออนอิมพลานเตชัน, Elastic recoil detection analysis (ERDA), การส่งผ่านแสงอินฟราเรด (IR), รามานสเปกโตรสโคปี (RS), RBS/Channeling

1. บทนำ

ซิลิคอนคาร์ไบด์ เป็นวัสดุสำคัญสำหรับใช้ในงานด้านอิเล็กทรอนิกส์ เนื่องจากมี band gap กว้าง ทำงานในสภาวะที่มีอุณหภูมิสูง และมีการแผ่กระจายของรังสีต่าง ๆ ได้ดี รวมถึงไม่ทำปฏิกิริยากับสารเคมี [1,2] อย่างไรก็ตาม ยังคงมีความยุ่งยากอยู่บ้างในการปลูกผลึกซิลิคอนคาร์ไบด์ให้สามารถนำมาใช้ในเชิงอุตสาหกรรมได้อย่างเหมาะสมแผ่นซิลิคอนคาร์ไบด์ (SiC wafers) ที่ปลูกได้ยังคงมีขนาดเล็ก และมีราคาแพง ในขณะนี้ จึงยังคงมีความพยายามในการหาเทคนิคที่สามารถสร้างแผ่นเวเฟอร์ขนาดใหญ่ขึ้น โดยมีค่าใช้จ่ายลดลง ในบรรดาเทคนิคต่าง ๆ การฝัง (implant) ไอออนคาร์บอนลงในแผ่นซิลิคอน ร่วมกับการอบ (anneal) ที่อุณหภูมิสูงสามารถสร้างชั้นซิลิคอนคาร์ไบด์ในเนื้อซิลิคอนได้ ซึ่งเทคนิคนี้เรียกว่า “การสังเคราะห์ชั้นซิลิคอนคาร์ไบด์ในเนื้อซิลิคอนโดยใช้เทคนิคลำไอออน (ion beam synthesis)” ข้อดีของเทคนิคนี้คือ สามารถสร้างซิลิคอนคาร์ไบด์ได้ในขนาดที่ไม่จำกัด ขึ้นอยู่กับความสามารถในการกวาดลำไอออนของเครื่องฝังไอออน (ion implanter) อย่างไรก็ตาม กลไกการเกิด (formation) และการเป็นผลึก (crystallization) ของซิลิคอนคาร์ไบด์ในเนื้อซิลิคอน ยังไม่เป็นที่กระจ่างแจ้ง [3,4] คณะผู้วิจัยจึงทำการทดลองเพื่อศึกษากระบวนการดังกล่าว

2. วิธีการทดลอง

ในการทดลอง ได้นำแผ่นซิลิคอนเวเฟอร์ที่มีความบริสุทธิ์สูง ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 2 นิ้ว ชนิด p-type ระบาย (1 0 0) ที่มีความต้านทานประมาณ 30 $\Omega\text{-cm}$ มาฝังไอออนคาร์บอนที่อุณหภูมิห้อง ด้วยเครื่องไอออนอิมพลานเตอรีชื่อ Varian ของมหาวิทยาลัยเชียงใหม่ (รูปที่ 1) ด้วยไอออนพลังงานต่ำ ประมาณ 80 keV ที่โคตสูง ประมาณ 2.7×10^{17}

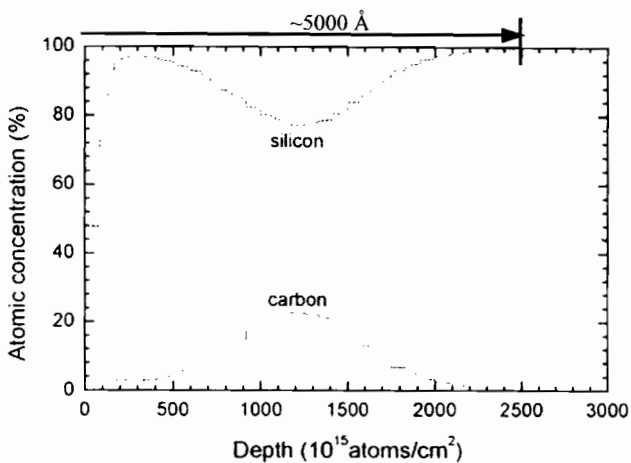
ions/ cm^2 หลังการฝังไอออน แผ่นเวเฟอร์ถูกตัดเป็นชิ้นตัวอย่างขนาดประมาณ $1 \times 1 \text{ cm}^2$ แล้วนำไปอบประมาณ 1 ชั่วโมง ในสุญญากาศที่อุณหภูมิต่าง ๆ หลังจากนั้น หาโปรไฟล์การกระจายอะตอมในตัวอย่างโดยใช้เทคนิคการวิเคราะห์อนุภาคสะท้อนกลับแบบยืดหยุ่น (elastic recoil detection analysis = ERDA) ที่มหาวิทยาลัยอุพชลา ประเทศสวีเดน [5] ส่วนการตรวจสอบการเกิดซิลิคอนคาร์ไบด์ในชั้นตัวอย่าง ใช้การตรวจวัดโดยเทคนิค infrared transmittance (IR) ด้วยเครื่อง Infrared spectroscopy ชื่อ Perkin Elmer ซึ่งมีความแม่นยำ 4 cm^{-1} และการตรวจวัด Raman scattering ด้วยเครื่อง Raman spectroscopy ชื่อ Renishaw 2000 โดยการกระตุ้นด้วยอาร์กอนเลเซอร์ และท้ายที่สุด ได้ตรวจสอบคุณลักษณะของผลึกที่เกิดขึ้น โดยใช้เทคนิค Rutherford backscattering spectrometry ร่วมกับ ion channeling หรือที่เรียกว่า RBS/C ด้วยเครื่องเร่งอนุภาคแบบแท่นเดม ของมหาวิทยาลัยเชียงใหม่ โดยใช้ไอออน He^{++} พลังงาน 2.13 MeV เป็นอนุภาคกระสุนทดสอบ ด้วยค่ากระแสเพียง 20 nA



รูปที่ 1 แสดงเครื่องไอออนอิมพลานเตอรีชื่อ Varian ของมหาวิทยาลัยเชียงใหม่ ขนาดศักย์ไฟฟ้าเร่งสูงสุด 200 กิโลโวลต์

3. ผลการทดลอง

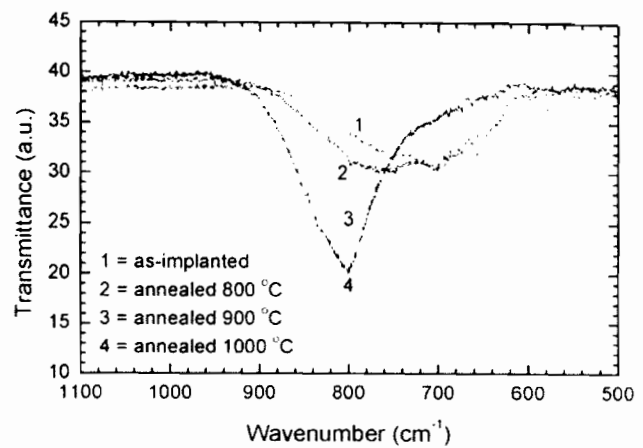
โปรไฟล์การกระจายของคาร์บอนอะตอมในซิลิคอน หลังจากถูกอิมพลานต์ จากการวัดด้วยเทคนิค ERDA แสดงดังในรูปที่ 2 เนื่องจากความยุ่งยากในการประมาณค่าความหนาแน่นของชั้นตัวอย่าง ที่เกิดการเปลี่ยนแปลงเนื่องจากไอออนที่ถูกฝังเข้าไป หน่วยของความลึกจึงใช้หน่วย "areal density" หรือ " 10^{15} atoms/cm²" ซึ่งจากรูปจะเห็นว่าคาร์บอนกระจายตามความลึกในลักษณะ Gaussian และที่ตำแหน่ง peak ซึ่งอยู่ที่ตำแหน่งความลึกประมาณ 2500 Å (โดยการประมาณให้ความหนาแน่นอะตอมของชั้นตัวอย่าง เท่ากับความหนาแน่นของก้อนซิลิคอนบริสุทธิ์ ซึ่งเท่ากับ 4.98×10^{22} atoms/cm³) มีจำนวนอะตอมคาร์บอนประมาณ 20%



รูปที่ 2 แสดง Atomic depth profile ในแผ่นซิลิคอนที่ถูกฝังอะตอมคาร์บอนด้วยไอออนคาร์บอน พลังงานประมาณ 80 keV ที่โดสประมาณ 2.7×10^{17} ions/cm²

รูปที่ 3 แสดงสเปกตรัม IR ของชั้นตัวอย่างหลังการฝังไอออน ซึ่งสเปกตรัมดังกล่าวได้ลบ background จากฐานรองซิลิคอน (silicon substrate) ออกแล้ว จะเห็นว่าในกรณีการฝังไอออนที่อุณหภูมิห้อง เริ่มต้น (as-implanted) เป็นแบบ near-Gaussian (แสดงสภาพอสัณฐาน) มีศูนย์กลางอยู่ที่ตำแหน่งเลขคลื่น (wavenumber) ประมาณ 700 cm^{-1} ซึ่งเป็นตำแหน่ง absorbance ของโครงข่ายอสัณฐาน Si-C (stretching mode) [6,7] หลังการอบที่อุณหภูมิประมาณ $800\text{-}900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ลักษณะของ peak จะค่อย ๆ เปลี่ยนเป็นแบบ Lorentzian (แสดงสภาพผลึก) และตำแหน่ง peak จะค่อย ๆ ขยับเข้าหาเลขคลื่นประมาณ 800 cm^{-1} ซึ่งเป็นตำแหน่ง absorbance ของ SiC ชนิดเบต้า (Transversal optical (TO) mode อยู่ที่เลขคลื่น 796 cm^{-1}) [8] ซึ่งแสดงถึงการเปลี่ยน

แปลงโครงข่ายจากแบบอสัณฐานเป็นแบบผลึก การอบที่อุณหภูมิสูงกว่า $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ทำให้ peak ดังกล่าวสูง (ลึก) ขึ้น และค่า FWHM ลดลง (ดูตารางที่ 1 ประกอบ) แสดงให้เห็นว่าผลึกดังกล่าวเติบโต และมีการจัดเรียงตัวเป็นระเบียบมากขึ้นตามอุณหภูมิที่สูงขึ้น มีข้อสังเกตว่า ชั้นตัวอย่างที่อบที่อุณหภูมิ $800 \text{ }^{\circ}\text{C}$ มีค่า FWHM สูงกว่าชั้นตัวอย่างหลังการฝังไอออน เหตุผลก็คือ การอบที่อุณหภูมิดังกล่าว ทำให้มีโครงข่ายที่เป็น ออสัณฐานและผลึกจำนวนใกล้เคียงกัน จึงมี peak เกิดขึ้นทั้งที่ 700 และ 800 cm^{-1}



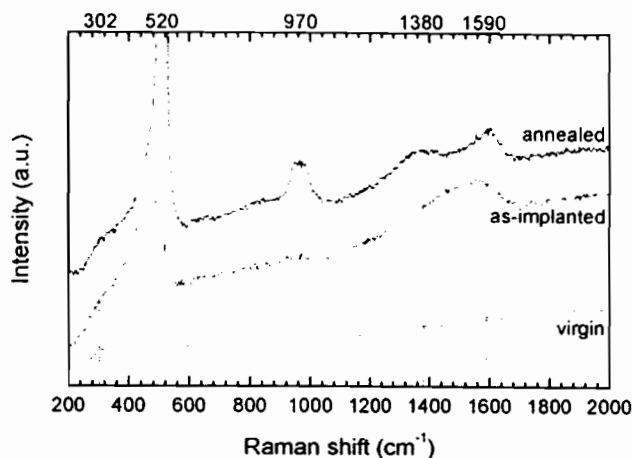
รูปที่ 3 แสดงสเปกตรัม IR ของซิลิคอนที่ถูกฝังด้วยไอออนคาร์บอน เปรียบเทียบระหว่างก่อนการอบ (as-implanted) และหลังการอบที่อุณหภูมิต่าง ๆ

ตารางที่ 1 คุณสมบัติของ IR peak ของซิลิคอนที่ถูกฝังด้วยไอออนคาร์บอน (as-implanted) แล้วอบที่อุณหภูมิต่าง ๆ

Samples	Area (a.u.)	Position cm ⁻¹	FWHM cm ⁻¹	Height (a.u.)
As-implanted	1524.2	702	179	8.4
Annealed 800 °C	1718.1	767	197	9.1
Annealed 900 °C	2201.0	799	110	17.0
Annealed 1000 °C	2434.0	801	98	20.0

รูปที่ 4 แสดงสเปกตรัม Raman ของชั้นตัวอย่าง ในกรณีของชั้นตัวอย่างก่อนฝังไอออน (virgin silicon) จะเห็น peak ที่ตำแหน่ง 520 และ 302 cm^{-1} ของ 1st และ 2nd Transversal acoustic (TA) mode ของ crystalline Si และ เห็น "bump" ของ Si-second-order ที่ตำแหน่ง 970

cm⁻¹ หลังการฝังไอออน (as-implanted) จะพบว่า ในช่วงบริเวณระหว่าง 200-600 cm⁻¹ จะไม่มี peak ของ crystalline Si อีกต่อไป เนื่องจากการเข้ามาของคาร์บอน โดยจะเห็นเป็น peak ที่ประมาณ 1550 cm⁻¹ ลักษณะของสเปกตรัมดังกล่าว สอดคล้องกับสเปกตรัมของโครงข่ายอสัณฐาน Si-C [9] หลังการอบที่อุณหภูมิ 1000 °C พบว่า peak ที่ 520 และ 970 กลับมาให้เห็นอีกครั้ง ซึ่งแสดงว่าที่อุณหภูมิดังกล่าว Si-top layer เปลี่ยนจากสภาพอสัณฐานกลับเป็นสภาพของผลึกอีกครั้ง แต่เป็นที่น่าสังเกตว่าหลังการอบไม่สามารถมองเห็น peak ที่ 302 cm⁻¹ นั้น แสดงว่าผลึกซิลิคอนที่เกิดขึ้นไม่ได้จัดเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบเหมือนเดิม อาจเรียกว่าจัดเรียงตัวแบบ polycrystalline นั่นคือ ซิลิคอนอยู่แยกกันเป็นกลุ่ม ๆ และ lattice ไม่ได้เรียงตัวในทิศทางเดียวกันทั้งหมด [10] ในส่วนของซิลิคอนคาร์ไบด์ เทคนิค Raman scattering ไม่สามารถมองเห็นผลึกนี้ได้โดยตรง เนื่องจาก TO mode ของผลึกแบบ zinc-blend นี้ ไม่ active ใน Raman ที่วัดโดยวิธี back scattering และตำแหน่ง Longitudinal optical (LO) mode (972 cm⁻¹ [8]) ของ β-SiC ซ้อนทับกับตำแหน่ง 2nd mode ของ Si และที่สำคัญคือ Raman efficiency ของ Si-Si และ C-C สูงกว่า Si-C มาก มีข้อสังเกตคือ หลังการอบจะเห็น peak ที่ตำแหน่ง 1550 cm⁻¹ หายไป เปลี่ยนเป็น double peaks ที่ตำแหน่ง 1380 และ 1590 cm⁻¹ ซึ่ง peaks ทั้งสองดังกล่าวแสดงถึงการเกิดขึ้นของคาร์บอนในรูปแบบกราฟไฟต์ [9,11] แสดงว่ามีคาร์บอนจำนวนหนึ่ง ไม่ได้เข้าไปรวมกับซิลิคอนเป็นซิลิคอนคาร์ไบด์แต่รวมตัวกันเป็นกราฟไฟต์คล้ายลักษณะการตกตะกอน (precipitation) อย่างไรก็ตาม การวัดสเปกตรัม Raman ได้วัดด้วยวิธี back scattering ในขณะที่กระตุ้นด้วยอาร์กอนเลเซอร์ ความยาวคลื่น 514.5 nm ซึ่งเลเซอร์เข้าไปในผลึกซิลิคอนบริสุทธิ์ได้ลึกประมาณ 7600 Å [12] แต่เนื่องจากความหนาแน่นของชั้นตัวอย่างมากขึ้น จากการเพิ่มขึ้นของคาร์บอนที่ถูกฝังเข้าไป เลเซอร์จึงน่าจะเข้าไปในชั้นตัวอย่างได้ตื้นกว่านี้ แต่ก็น่าจะครอบคลุมบริเวณที่เกิดการเปลี่ยนแปลง เนื่องจากไอออนอิมพลานเตชันทั้งหมด จึงสรุปได้ว่า กราไฟต์ที่เห็นจาก Raman measurement มีจำนวนน้อย และอยู่อย่างกระจัดกระจาย

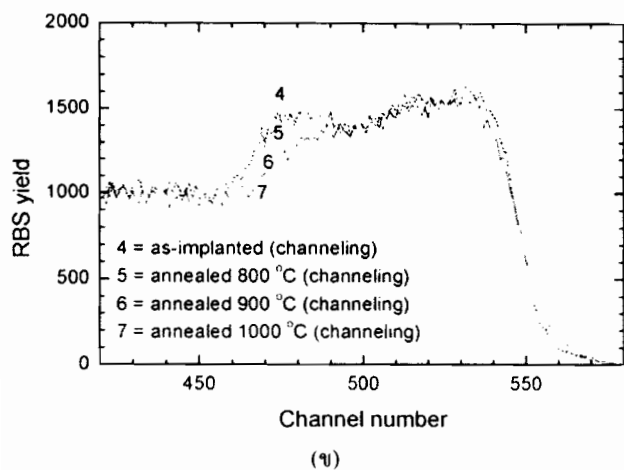
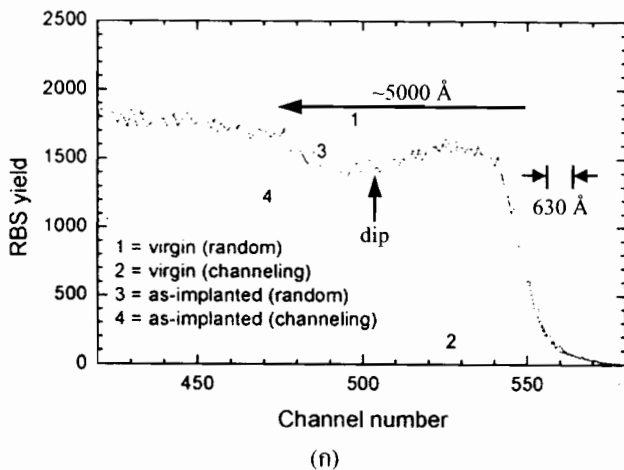


รูปที่ 4 แสดงสเปกตรัม Raman ของแผ่นซิลิคอน เปรียบเทียบกันระหว่างก่อนฝังไอออน (virgin), หลังฝังไอออน (as-implanted) และหลังฝังไอออนแล้วอบที่อุณหภูมิ 1000 °C (annealed)

รูปที่ 5 แสดงสเปกตรัม RBS ในแบบ random และ channeling เมื่อพิจารณาสเปกตรัมแบบ random จะเห็นการ “dip” ของ spectrum ที่ channel number ประมาณ 500 เนื่องจากความสูงของสเปกตรัมคำนวณได้จากสมการที่ (1) [13]

$$H = \sigma \Omega q \frac{\partial E}{[E]} \quad (1)$$

โดยที่ H คือ RBS yield, σ คือ differential cross section, Ω คือ solid angle ของหัววัด, q คือ จำนวน incident particles, ∂E คือ energy width ของ MCA และ $[E]$ คือ stopping cross section factor ในกรณีของไอออนอิมพลานเตชัน บริเวณที่ถูกฝังด้วยไอออนคาร์บอน ค่า $[E]$ จะเพิ่มขึ้น ทำให้ค่าซิลิคอน yield ลดลง ดังนั้น ความลึกของ “dip” จะเป็นสัดส่วนกับความเข้มข้น (concentration) ของคาร์บอนที่ถูกฝังเข้าไป และความกว้างของ “dip” ในสเปกตรัมจะเป็นสัดส่วนกับความกว้างของบริเวณที่ถูกฝังไอออนในชั้นตัวอย่าง



รูปที่ 5 แสดงสเปกตรัม RBS ในแบบ random และ channeling วัดจากชั้นตัวอย่างซิลิคอนบริสุทธิ์ และซิลิคอนที่ถูกฝังด้วยไอออนคาร์บอนแล้วอบที่อุณหภูมิต่าง ๆ สำหรับการทดลอง RBS นี้ depth resolution ของระบบมีค่าประมาณ 630 Å

เมื่อพิจารณาสเปกตรัมแบบ channeling จะเห็นว่าลักษณะคล้ายกับสเปกตรัมแบบ random ตำแหน่ง “dip” ก็ยังคงเห็น แตกต่างกันตรงที่ 2 ข้างของ “dip” มี “peaks” ประกอบอยู่ เมื่อพิจารณาประกอบกันระหว่างแบบ random และ channeling ในบริเวณดังกล่าว yield ใน random spectra ลดลง เนื่องจากความหนาแน่นของ Si ลดลง ในขณะที่ yield ใน channeling spectra เพิ่มขึ้น เนื่องจาก lattice ถูกทำลายจากคาร์บอนที่ถูกฝังเข้าไป ดังนั้น “dip” ใน channeling spectra ไปซ้อนทับกับ “dip” ใน random spectra พอดี แสดงว่าบริเวณดังกล่าวกลายเป็นอสัณฐาน ซึ่งสอดคล้องกับผลการวิเคราะห์ด้วย IR และ Raman เมื่อศึกษาสเปกตรัมของชั้นตัวอย่าง ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิต่าง ๆ พบว่า peak ที่อยู่ด้านซ้ายมือของ “dip” ซึ่งแทนบริเวณรอยต่อ (interface) ระหว่างบริเวณที่เป็นอสัณฐานเพราะการถูกฝังด้วยไอออน

กับผลึกของส่วนฐานรองที่อยู่ลึกกว่า peak จะลดลงเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น แสดงถึงการ recrystallization ของซิลิคอน ทั้งนี้ การ recrystallization จะจัดเรียงผลึกใหม่ให้เหมือนกับ crystalline เดิม [14, 15] อย่างไรก็ตาม peak ที่อยู่ด้านขวาของ “dip” ซึ่งแทนบริเวณผิวหน้าของชั้นตัวอย่างที่ถูก “damage” กลับไม่ได้ลดลง เพราะถึงแม้จะเริ่มการ recrystallization พร้อมกับกับบริเวณ interface แต่ก็ไม่สามารถเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบ เนื่องจากไม่มีผลึกให้เลียนแบบ จึงเรียงตัวกันเป็นแบบ polycrystalline ซึ่งเห็นได้จากผลการวิเคราะห์ด้วย Raman เมื่อพิจารณาที่ตำแหน่งกลาง “dip” ซึ่งแทนบริเวณ peak ของ carbon distribution ค่า yield ยังคงสูงอยู่ เนื่องจากบริเวณดังกล่าวมีการจัดเรียงตัวของผลึกซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยที่ผลึกซิลิคอนคาร์ไบด์และผลึกซิลิคอนมีค่า lattice constant (d) ไม่เท่ากัน คือ เท่ากับ 4.36 Å และ 5.43 Å ตามลำดับ [16] จึงเกิดปัญหาเรื่อง dechanneling เนื่องจากผลของโครงข่าย dislocation lines

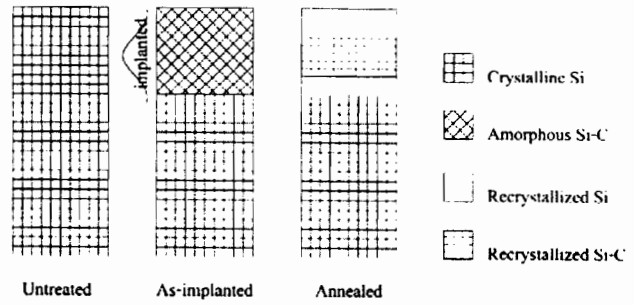
จากผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิคต่าง ๆ มีข้อสังเกตว่า เมื่อพิจารณาสเปกตรัม IR หากกำหนดให้บริเวณเลขคลื่นในช่วงประมาณ 500 ถึง 950 cm^{-1} ประกอบด้วย Si-C รวมตัวกัน ใน 2 ลักษณะ คือ แบบอสัณฐาน มี peak อยู่ที่เลขคลื่น $\sim 700 \text{ cm}^{-1}$ และแบบผลึก มี peak อยู่ที่เลขคลื่น $\sim 800 \text{ cm}^{-1}$ เมื่อคาร์บอนถูกฝังเข้าไปในชั้นตัวอย่าง คาร์บอนจะละลายเข้าไปใน lattice ของซิลิคอน เกิดการ bond กันอย่างหลวม ๆ อยู่ในสถานะที่เรียกว่า amorphous Si-C แต่ยังมีคาร์บอนจำนวนหนึ่งไม่ได้เข้าไปอยู่ในโครงข่ายดังกล่าว แต่จะรวมตัวกันเป็นกลุ่มก้อนของคาร์บอนอิสระ เห็นได้จากสเปกตรัม Raman ที่เกิด peak ที่ $\sim 1550 \text{ cm}^{-1}$ เมื่อชั้นตัวอย่างถูกอบที่ 800 °C amorphous Si-C บางส่วนเปลี่ยนเป็น crystalline SiC ทำให้เห็น peak เริ่มขยับเข้าสู่ตำแหน่งเลขคลื่นที่สูงขึ้น และขณะเดียวกันพื้นที่ใต้กราฟก็เพิ่มขึ้น แสดงว่าคาร์บอนอิสระ ได้ถูกเหนี่ยวนำให้เข้ามาอยู่ในโครงข่ายนี้เพิ่มขึ้นด้วย เมื่ออุณหภูมิการอบเพิ่มขึ้นเป็น 900 °C โครงข่ายอสัณฐานเกือบทั้งหมดได้เปลี่ยนเป็นผลึก แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิการอบเป็น 1000 °C ก็ยังมีโครงข่ายอสัณฐานที่ยังไม่เปลี่ยนเป็นผลึกเหลืออยู่ สังเกตได้จาก IR peak ไม่ symmetry แต่เมื่อพิจารณาสเปกตรัม Raman ที่อุณหภูมิดังกล่าว จะเห็นว่าคาร์บอนเปลี่ยนไปอยู่ในรูปของกราฟไฟต์ ดังนั้น การเพิ่มระยะเวลาการอบไม่ได้ช่วยให้ C-C เข้ามาอยู่ใน SiC มากขึ้น เนื่องจากการทำให้ C-C bonds ในรูปดังกล่าวแตกตัว ต้องใช้อุณหภูมิที่สูงกว่า 1000 °C มาก แต่การเพิ่มอุณหภูมิที่สูงขึ้น ก็จะทำให้เข้าใกล้จุดหลอมเหลวของซิลิคอน (ประมาณ 1400 °C) ซึ่งจะส่งผลให้เกิดความเสียหายแก่ฐานรองซิลิคอน มีข้อที่น่าสังเกตเพิ่มเติมว่า จากการพิจารณารูปแสดงการ

กระจายเชิงลึกของคาร์บอนในซิลิคอน (รูปที่ 2) โคลที่ใช้ในการฝังไอออน มีจำนวนไม่เพียงพอที่จะทำให้คาร์บอนมีจำนวนเท่ากับซิลิคอน (โดยมีคาร์บอนประมาณ 20%) จึงสรุปได้ว่า ซิลิคอนคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นไม่เป็นชั้นต่อเนื่อง หรือ sheet แต่จะมีลักษณะเป็นกระจุกหรือ cluster แม้จะเพิ่มจำนวนคาร์บอนให้มากขึ้น ก็ไม่ได้ยืนยันว่าจะสร้าง sheet ของ SiC ได้ เนื่องจากคาร์บอนมีแนวโน้มที่จะรวมตัวกันเป็นกราฟต์ด้วย วิธีแก้ทำได้โดยการฝังไอออนที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิห้อง (hot-substrate implantation) เพราะความสามารถในการละลาย (solubility) ของคาร์บอนเข้าสู่ผลึกซิลิคอน ขึ้นกับอุณหภูมิขณะฝังไอออนด้วย [17] เหตุผลก็คือ ความร้อนทำให้ lattice ของซิลิคอนมีการสั่นมากขึ้น และทำให้ไอออนที่ถูกฝังมีการเคลื่อนไหวมากขึ้น ไอออนจึงมีโอกาสเข้าไปรวมกับซิลิคอนได้มากขึ้นด้วย ดังนั้น การฝังไอออนที่อุณหภูมิห้อง จึงทำให้คาร์บอนเข้าไปรวมกับซิลิคอนได้ไม่มาก และยังทำให้เกิด "damage" มากที่สุดอีกด้วย [18]

จากผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิคต่าง ๆ อาจสรุปได้ว่า หลังการอบที่อุณหภูมิ 1000 °C ที่บริเวณผิวหน้าของชั้นตัวอย่าง จะเป็นบริเวณที่ผลึกซิลิคอนที่เรียงตัวกันอย่างไม่เป็นระเบียบ จนถึงบริเวณความลึกใกล้กับตำแหน่ง peak ของ carbon distribution จะเป็นบริเวณที่มีการจัดเรียงตัวของกลุ่มก้อนผลึกซิลิคอนคาร์ไบด์และผลึกกราฟต์ เรียงตัวกระจัดกระจายอยู่ในผลึกซิลิคอน โดยมีการจัดเรียงตัวของผลึกทั้งสองดังกล่าวหนาแน่นที่บริเวณความลึกประมาณ 2500 Å หลังจากนั้น จะเป็นบริเวณที่ผลึกซิลิคอนจัดเรียงตัวแบบเดียวกับฐานรอง กระบวนการที่กล่าวมาอาจสรุปเป็นภาพจำลองได้ดังรูปที่ 6

4. บทสรุป

จากผลการทดลองจะเห็นว่า สามารถสร้างผลึกซิลิคอนคาร์ไบด์ในเนื้อซิลิคอนได้สำเร็จ โดยผลึกจะไม่เป็นชั้นต่อเนื่อง แต่จะมีลักษณะเป็นกระจุก หรือ cluster กระจายอยู่ที่ระดับความลึกตรงบริเวณ peak ของ carbon distribution ซิลิคอนคาร์ไบด์ที่ได้ อาจสามารถนำมาประยุกต์ใช้ในงานด้าน opto-electronics ที่ต้องการซิลิคอนคาร์ไบด์ในลักษณะเป็นเพียง nano-crystalline หรือ micro-crystalline เท่านั้น รวมถึงอาจสามารถนำไปเป็น seed สำหรับการปลูกผลึกซิลิคอนคาร์ไบด์ โดยใช้เทคนิคอื่นได้



รูปที่ 6 แสดงแบบจำลองแสดงการ recrystallization ของซิลิคอนคาร์ไบด์ในซิลิคอน ภาพแรกแสดงชั้นตัวอย่างที่ไม่ได้ฝังไอออน (untreated), ภาพที่สองแสดงชั้นตัวอย่างหลังถูกฝังด้วยไอออนคาร์บอน (as-implanted) และภาพที่สามแสดงชั้นตัวอย่างที่ถูกฝังด้วยไอออนคาร์บอน แล้วอบที่อุณหภูมิประมาณ 1000 °C (annealed)

กิตติกรรมประกาศ

คณะผู้วิจัย ขอขอบคุณศูนย์เทคโนโลยีอิเล็กทรอนิกส์และคอมพิวเตอร์แห่งชาติ (NECTEC) สำหรับงบประมาณที่ใช้ในการติดตั้งและพัฒนาเครื่อง Varian ไอออนอิมพลานเตอร์ ขอขอบคุณสภาวิจัยแห่งชาติ สำหรับงบประมาณที่ใช้ในการพัฒนาต่อเติม ระบบเครื่องเร่งอนุภาค แทนเดมแทนเคอตรอน ที่ใช้วิเคราะห์วัสดุแบบ RBS/Channeling ขอขอบคุณศูนย์ไทยไมโครอิเล็กทรอนิกส์ (TMEC) สำหรับแผ่นซิลิคอนเวเฟอร์ที่ใช้ในการทดลอง ในส่วนของผู้เขียนหลัก (เสวต อินทรศิริ) ขอขอบคุณ International Programme in the Physical Sciences (IPPS) และห้องปฏิบัติการอสังสรอม ของมหาวิทยาลัยอุฟซาล่า ประเทศสวีเดน ในการช่วยส่งเสริมและเปิดโอกาสให้เข้าร่วมวิจัย เป็นเวลากว่า 1 ปี และขอขอบคุณโครงการปริญญาเอกกาญจนาภิเษก สำหรับการสนับสนุนการศึกษาระดับปริญญาเอก

เอกสารอ้างอิง

- [1] L. Tong, M. Mehregany, and L. G. Matus, Appl. Phys. Lett. 60, 2992 (1992).
- [2] H. Morkoc, S. Strite, G. B. Gao, M. E. Lin, B. Sverdlov, and M. Burns, J. Appl. Phys. 76, 1363 (1994).

- [3] A. Nejm, P. L. F. Hemment, and J. Stoemenos, Appl. Phys. Lett. 66, 2646 (1995).
- [4] J. K. N. Lindner, and B. Stritzker, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B 148, 528 (1999).
- [5] Y. Zhang, H. J. Whitlow, T. Winzell, I. F. Bubb, T. Sajavaara, J. Jokinen, K. Arstila, and J. Keinonen, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B 149, 477 (1999).
- [6] Y. Katagama, K. Usami, and T. Shimada, Philos. Mag. B 43, 283 (1981).
- [7] J. Ishikawa, and H. Tsuji, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B 74, 118 (1993).
- [8] S. Nakashima, and H. Harima, Phys. Stat. Sol. A 162, 39 (1997).
- [9] A. Chehaidar, R. Carles, A. Zwick, C. Meunier, B. Cros, and J. Durand, J. Non-Cryst. Solids 169, 37 (1994).
- [10] C. Smit, R. A. C. M. N. Van Swaaij, H. Donker, A. M. H. N. Petit, W. M. M. Kessels, and M. C. M. Van de Sanden, J. Appl. Phys. 94, 3582 (2003).
- [11] J. Bullot, and M. P. Schmidt, Phys. Status Solidi B 143, 345 (1987).
- [12] D. E. Aspnes, and A. A. Studna, Phys. Rev. B 27, 985 (1983).
- [13] J. W. Mayer, and E. Rimini (eds.), Ion Beam Handbook for Material Analysis (Pergamon, New York, 1973) p.21.
- [14] L. Csepregi, E. F. Kennedy, and J. W. Mayer, J. Appl. Phys. 49, 3906 (1978).
- [15] L. Pelez, L. A. Marques, M. Aboy, J. Barbolla, and G. H. Gliner, Appl. Phys. Lett. 82, 2038 (2003).
- [16] M. Berti, D. De Salvador, A. V. Drigo, F. Romanato, J. Stangl, S. Zerlauth, F. Schaeffler, and G. Bauer, Appl. Phys. Lett. 72, 1602 (1998).
- [17] R. Marshall, Mater. Res. Bull., Special Issue 4 (1969), S73-S84. Proceedings of the International Conference on Silicon Carbide, University Park, Pennsylvania, October 20-23, 1968.
- [18] A. Grob, J. J. Grob, and A. Golanski, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B 19/20, 55 (1987).



เสวต อินทรศิริ จบการศึกษาระดับปริญญาตรี จากภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ เมื่อปี พ.ศ. 2531 และปริญญาโท จากสถาบันเดียวกัน เมื่อปี พ.ศ. 2536 หลังจบการศึกษาได้เข้ารับราชการใน

ตำแหน่งนักวิจัยของสถาบันวิจัยและพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ ในปี พ.ศ. 2544 นายเสวต อินทรศิริ ได้ร่วมกับคณะผู้วิจัยท่านอื่น คิดตั้งและพัฒนาเครื่องไอออนอิมพลานเตอร์เพื่อใช้ในการวิจัยและฝึกอบรมสำหรับอุตสาหกรรมการผลิตแผ่นวงจรรวม ที่มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ จึงมีความสนใจเป็นพิเศษทางด้านไอออนบีมเทคโนโลยี และฟิสิกส์ของวัสดุสารกึ่งตัวนำ ปัจจุบันอยู่ระหว่างศึกษาระดับปริญญาเอกที่ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ ด้วยทุนโครงการปริญญาเอกกาญจนาภิเษก (คปก) โดยที่ส่วนหนึ่งของงานวิจัยได้ทำที่ห้องปฏิบัติการอสังสรอม มหาวิทยาลัยอุฟซาลา ประเทศสวีเดน โดยการสนับสนุนของ International Programme in the Physical Science (IPPS) ของมหาวิทยาลัยดังกล่าว



ธีรศักดิ์ คำวรรณะ จบการศึกษาระดับปริญญาตรี จากภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ เมื่อปี พ.ศ. 2543 ขณะนี้ได้รับทุนโครงการพัฒนาและส่งเสริมผู้มีความสามารถพิเศษทางด้านวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี (พสวท.) ให้เข้ารับการศึกษาในระดับปริญญาเอกที่สถาบันเดียวกัน ในการศึกษาในระดับปริญญาเอก นายธีรศักดิ์ คำวรรณะ ได้เลือกหัวข้องานวิจัยทางการวิเคราะห์วัสดุโดยใช้เทคโนโลยีไอออนบีม จึงเป็นหนึ่งในคณะผู้วิจัยเข้าร่วมโครงการติดตั้งและพัฒนาเครื่องเร่งอนุภาคขนาด 1.7 เม็กกะโวลต์ แบบแทนเดม ที่มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ โดยรับผิดชอบในการติดตั้งและพัฒนาระบบการวิเคราะห์วัสดุแบบ Rutherford backscattering spectroscopy (RBS) และ RBS - ion channeling



Dr. Anders Hallén จบการศึกษาระดับปริญญาโท ในสาขา electronic engineering ในปี ค.ศ. 1985 จากมหาวิทยาลัยอุฟซาลา ประเทศสวีเดน และระดับปริญญาเอกจากมหาวิทยาลัยเดียวกัน ในปี ค.ศ. 1990 หลังจากจบการศึกษา ได้เข้า

ทำงานที่ภาควิชา Radiation Science ของมหาวิทยาลัยดังกล่าวและนับตั้งแต่ปี ค.ศ. 1996 ได้ย้ายไปทำงานที่ภาควิชา Microelectronics ของ Royal Institute of Technology Stockholm ประเทศสวีเดน ปัจจุบันดำรงตำแหน่งผู้ช่วยศาสตราจารย์ งานวิจัยที่ทำในปัจจุบันจะเกี่ยวข้องกับการประยุกต์ใช้ไอออนบีมเพื่อใช้ปรับแต่งคุณสมบัติของสารกึ่งตัวนำ งานวิจัยในส่วนอื่น ๆ คือ การเข้าร่วมในโครงการพัฒนาเทคนิคควบคุม charge carrier lifetime ใน Si power devices และยังเข้าร่วมในโครงการพัฒนาเทคโนโลยีด้านซิลิคอนคาร์ไบด์ด้วย



ดร. ยู เหลียงเต็ง จบการศึกษาระดับปริญญาตรี สาขาฟิสิกส์ จาก Beijing Capital Normal University ประเทศจีน เมื่อปี ค.ศ. 1982 หลังจากนั้นจึงเข้าศึกษาต่อระดับปริญญาโทที่ Peking University ประเทศจีน ท้ายที่สุด ได้รับปริญญาเอก

จาก Niels Bohr Institute, University of Copenhagen ประเทศเดนมาร์ก เมื่อปี ค.ศ. 1992 ขณะนี้ทำงานในตำแหน่งอาจารย์ที่ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ ดร. ยู ทำงานในฐานะนักวิจัยและอาจารย์อย่างยาวนาน ทั้งในประเทศจีน เดนมาร์ก และประเทศไทย ในสาขาไอออนบีมเทคโนโลยี, วัสดุศาสตร์, solid state physics และ physics education นับตั้งแต่เริ่มเข้ามาทำงานที่ประเทศไทยตั้งแต่ปี ค.ศ. 1994 ดร. ยู เคยทำงานในฐานะผู้เชี่ยวชาญชาวต่างประเทศทั้งที่สภาวิจัยแห่งชาติ (NSTDA), ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ (MTEC), และสถาบันวิจัยและพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ จนกระทั่งมาเป็นอาจารย์ที่มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ดังปัจจุบัน ดร. ยู มีความเชี่ยวชาญพิเศษทางการปรับปรุงคุณภาพวัสดุ (วัสดุจำพวก โลหะ, เซรามิกส์, โพลีเมอร์ และเซลล์ชีวภาพ) โดยใช้เทคโนโลยีไอออนบีม และการวิเคราะห์วัสดุโดยใช้เทคโนโลยีไอออนบีม ขณะนี้ มีผลงานตีพิมพ์ในหัวข้อดังกล่าวมากกว่า 80 เรื่อง ทั้งในระดับนานาชาติและระดับประเทศ



โถม ทองเหลื่อม จบการศึกษาระดับประกาศนียบัตรวิชาชีพชั้นสูง (ปวส.) ด้านไฟฟ้ากำลัง จากมหาวิทยาลัยราชวมงคล วิทยาเขต เชียงใหม่ เมื่อปี พ.ศ. 2530 หลังจบการศึกษาได้เข้ารับราชการในตำแหน่งนายช่างไฟฟ้าที่

สถาบันวิจัยและพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ นายโถม ทองเหลื่อม เป็นหนึ่งในคณะผู้วิจัย ในการคิดค้นและพัฒนาเครื่องไอออนอิมพลานเตอร์เพื่อใช้ในงานวิจัยและฝึกอบรมสำหรับอุตสาหกรรมการผลิตแผ่นวงจรรวม ที่มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ โดยรับผิดชอบทางด้านระบบไฟฟ้ากำลังและระบบสุญญากาศ จึงมีความสนใจพิเศษทางด้านเครื่องเร่งอนุภาคนิวเคลียร์ ปัจจุบันเป็นผู้ควบคุมดูแลและรักษาเครื่องเร่งอนุภาคนิวเคลียร์ 1.7 เม็กกะโวลต์แบบแท่นเดม ที่มหาวิทยาลัยเชียงใหม่



Prof. Göran Possnert จบการศึกษาระดับปริญญาเอก สาขาฟิสิกส์ ที่มหาวิทยาลัยอุฟซาลา ประเทศสวีเดน เมื่อปี ค.ศ. 1979 และได้เป็นศาสตราจารย์ที่มหาวิทยาลัยดังกล่าวในปี ค.ศ. 2000 ปัจจุบัน เป็นผู้อำนวยการของห้องปฏิบัติการ

Tandem Laboratory และ Ångström Laboratory ที่มหาวิทยาลัยอุฟซาลา Prof. Possnert เคยทำงานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับการใช้ swift heavy ion beams สำหรับการศึกษาทางด้านฟิสิกส์นิวเคลียร์และฟิสิกส์ไอออน งานวิจัยในยุคแรกจะเกี่ยวข้องกับการศึกษาปฏิกิริยาไฮเปอร์ฟายส์ โดยการ excitation และ recoil implantation สาร ferromagnetic เพื่อวัด internal electromagnetic field และ nuclear moment ส่วนงานวิจัยในปัจจุบัน จะเกี่ยวข้องกับการสร้าง พัฒนา และประยุกต์ใช้ Accelerator Mass Spectrometry ทางด้าน radio isotope dating (^{10}Be , ^{14}C , ^{36}Cl , ^{129}I) สำหรับการวิเคราะห์วัสดุ ทางด้านวัสดุศาสตร์ และระบบสิ่งแวดล้อม การวิเคราะห์วัสดุโดยใช้ไอออนบีม (ERDA, NRA) ก็เป็นงานวิจัยที่ได้ทำควบคู่ไปด้วย ปัจจุบัน Prof. Possnert มีผลงานตีพิมพ์มากกว่า 200 เรื่อง และได้เข้าร่วมโครงการวิจัยต่าง ๆ จำนวนมาก



รองศาสตราจารย์ ดร. สมศรี สิงขรัตน์ จบการศึกษาระดับปริญญาตรีและโท ทางด้านฟิสิกส์ นิวเคลียร์จากภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย และปริญญาเอกจาก Department of Reactor Physics, Chalmers University of Technology, Gothenburg

ประเทศสวีเดน โดยทุนสนับสนุนจาก International Programme in the Physical Sciences (IPPS) ของมหาวิทยาลัยอุฟซาล่า ประเทศสวีเดน เคยผ่านการฝึกอบรม/ดูงาน จาก Triangle Universities Nuclear Laboratory (TUNL), Duke University, North Carolina, ประเทศสหรัฐอเมริกา Division of Ion Physics, Uppsala University, Uppsala ประเทศสวีเดน Institute of Ion Physics and Material Research, Rossendorf Research Center, Dresden, ประเทศเยอรมันนี และ ANSTO Environment Division, NSW ประเทศออสเตรเลีย เป็นหัวหน้าทีมในการรื้อถอนและติดตั้ง เครื่องเร่งอนุภาค 1.7 MV Tandetron เครื่องแรกของประเทศที่ได้รับมอบจาก Chalmers University of Technology ได้รับรางวัลนักนิวเคลียร์เกียรติคุณ (สาขาการศึกษา) จากสำนักงานปรมาณูเพื่อสันติ ประจำปี พ.ศ. 2546 ปัจจุบันเป็นหัวหน้าโครงการวิจัย ชื่อ “โครงการลำอนุภาคและพลาสมา สำหรับงานนาโนวิทยาและเฟมโตวิทยา” ที่ได้รับการสนับสนุนจาก สำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติ (วช.) และ โครงการ “Establishing an Ion Beam Analysis Center” ที่ได้รับการสนับสนุนจาก International Atomic Energy Agency (IAEA) และยังเป็นบรรณาธิการของวารสารฟิสิกส์ไทยของสมาคมฟิสิกส์ไทยอีกด้วย